



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLAS DE
HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA
Y MATERIALES



DOCTORADO EN CIENCIAS EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS AVANZADOS DE TERCERA
GENERACION DE BAJA DENSIDAD DEL SISTEMA Fe -Mn-Al-C”.

Tesis para optar al grado de:

Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:

M.C. Carlos Enrique Coronado Alba

ASESOR

Dr. Ignacio Mejía Granados

Departamento de Metalurgia Mecánica del IIMM-UMSNH

Morelia Michoacán a agosto de 2022.



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-019-2022
Morelia, Mich. a 09 de Agosto de 2022

M.C. CARLOS ENRIQUE CORONADO ALBA
Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: **"Estudio de la soldabilidad de aceros avanzados de tercera generación de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C"**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

93002670	DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS	(PRESIDENTE)
17010001	DR. JOSE MARIA CABRERA MARRERO	(Vocal)
01003062	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUNDE	(Vocal)
01001531	DR. JOSE LEMUS RUIZ	(Vocal)
03003795	DR. HECTOR GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS	(Vocal)
01000489	DR. JORGE ALEJANDRO VERDUZCO MARTINEZ	(Suplente)

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

Atentamente


Dr. Víctor Hugo López Morelos
Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



AGRADECIMIENTOS

Al Consejo nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico otorgado para el desarrollo de este trabajo de investigación.

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

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

Al Dr. Ignacio Mejía Granados, por su invaluable apoyo, motivación y confianza que brindó en mí para mi desarrollo profesional.

A mi comité tutorial: Dr. Arnoldo Bedoya Jacuinde, Dr. José María Cabrera, Dr. Héctor Carreón Garcidueñas y al Dr. José Lemus Ruiz por sus valiosas aportaciones hacia este trabajo, su tiempo y paciencia que me brindaron.

Al personal técnico, ya que su apoyo fue muy importante para culminar la etapa experimental de este proyecto.

DEDICATORIA

*A **mi esposa** quien con amor y paciencia siempre estuvo a mi lado. En los momentos más difíciles siempre tuvo las palabras necesarias para continuar. Sin tu apoyo esto no habría sido posible. Gracias por todo. Te amo.*

*A **mi hijo**, quien ahora es mi motor, la razón para iniciar siempre un nuevo día tratando de ser mejor. Te amo.*

*A **mis padres** quienes siempre confiaron en mí y su apoyo fue fundamental durante la realización de este esfuerzo. Gracias a ustedes estoy aquí. Los amo.*

Sin su confianza su depositada en mí, este trabajo no se habría cristalizado en el éxito y logro que hoy me alegra.

INDICE GENERAL

INDICE DE FIGURAS	ix
RESUMEN.....	xvii
ABSTRACT	xix
INTRODUCCIÓN.....	xx
JUSTIFICACIÓN.....	xxi
Hipótesis	xxii
Argumentos	xxii
Proposición.....	xxii
Objetivos	xxiii
Objetivo General	xxiii
Objetivos Particulares	xxiii
Metas Científicas	xxiv
CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
1.1 Aceros de baja densidad	1
1.1.1 Definición	1
1.1.2 Clasificación de aceros de baja densidad	1
1.1.3 Propiedades físicas.....	3
1.1.4 Propiedades mecánicas	5
1.1.5 Propiedades de resistencia a la corrosión y oxidación.	8
1.1.6 Aplicaciones	11
1.2 Metalurgia física de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C	11
1.2.1 Diagramas de fase.....	11
1.2.2 Fases y segundas fases	14
1.2.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros de baja densidad.	19
1.2.4 Efecto de los elementos microaleantes en los aceros de baja densidad.	22
1.3 Fallas de apilamiento (FA), energía de falla de apilamiento (EFA) y su relación con los mecanismos de deformación.	24

1.3.1 Mecanismos de deformación plástica y endurecimiento de aceros austeníticos de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C	27
1.4 Tratamientos térmicos y termomecánicos de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C	31
1.4.1 Homogenización.....	31
1.4.2 Solubilización	31
1.4.3 Envejecimiento	31
1.4.4 Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente.....	32
1.5 Proceso de soldadura GTAW	32
1.5.1 Descripción del proceso	32
1.5.2 Parámetros del proceso de soldadura	33
1.5.3 Diseño de la junta	35
1.6 Metalurgia de la soldadura de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C	35
1.6.1 Ciclos térmicos en soldadura por fusión	35
1.6.2 Zonas formadas debido a los ciclos térmicos inducidos	36
1.7 Soldabilidad de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C	45
1.7.1 Agrietamiento en caliente.....	45
1.7.2 Segregación química.	46
1.7.3 Transformaciones de fase.	46
1.7.4 Precipitación de la fase κ	47
1.7.5 Variación de propiedades mecánicas.....	47
1.8 Estado del arte de la soldadura de aceros de baja densidad	48
CAPÍTULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	51
2.1 Materiales y composición química.....	51
2.2 Predicción de diagramas de equilibrio de fases, diagramas de transformación y propiedades termofísicas.	51
2.3 Acondicionamiento microestructural.....	51
2.3.1 Tratamiento térmico de homogenizado.....	52
2.3.2 Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.....	52
2.3.3 Tratamiento de solubilización.....	53
2.4 Simulación de campo térmico mediante el método de elemento finito (FEM).....	53
2.4.1 Modelos de fuente de calor	53
2.4.2 Solución del modelo matemático mediante ANSYS.....	55
2.4.3 Mallado de placas	55
2.5 Botones de soldadura.....	56
2.5.1 Corte y maquinado de placas para botones de soldadura.	57
2.6 Soldadura de placas de aceros LD	57

2.6.1 Preparación de la junta.....	57
2.6.2 Variables operativas del proceso de soldadura GTAW para uniones de placas.....	57
2.6.3 Medición de distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura.....	59
2.7 Caracterización de aceros en condición de solubilizado, botones de soldadura y uniones soldadas ...	60
2.7.1 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM).....	60
2.7.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia electrónica de barrido (MEB)	60
2.7.3 Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X.....	63
2.7.4 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers	63
2.7.5 Ensayos de corrosión.....	64
2.7.6 Ensayos de micro-tracción uniaxial.	64
CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	67
3.1 Predicción de diagramas de equilibrio de fases, diagramas de transformación y propiedades termo físicas.	67
3.1.1 Diagramas de equilibrio de fases en equilibrio.	67
3.1.2 Diagramas de transformación (TTT, CCT).....	68
3.1.3 Propiedades físicas generales.	70
3.2 Caracterización de aceros en condición de tratamiento termomecánico de laminación en caliente y solubilizado	71
3.2.1 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM).....	71
3.2.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia electrónica de barrido (MEB)	77
3.2.3 Caracterización estructural por difracción de rayos-X	92
3.2.4 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers	94
3.2.5 Ensayos de corrosión.....	96
3.3 Simulación de campo térmico de uniones soldadas mediante el método de elemento finito (FEM).	103
3.3.1 Acero LD-Ti/B con alto calor aportado (297 W, 90 A).	103
3.3.2 Acero LD-NM con bajo calor aportado (169 W, 60 A).	104
3.3.3 Acero LD-Ti/B con bajo calor aportado (169 W, 60 A).	106
3.4 Caracterización de botones de soldadura.	107
3.4.1 Macrografías de los botones de soldadura.	107
3.4.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia óptica (LOM).....	108
3.4.3 Caracterización metalográfica mediante MEB-EDS.....	118
3.4.4 Caracterización estructural por difracción de rayos-X	133
3.4.5 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers	134
3.5 Caracterización de uniones soldadas	137
3.5.1 Generación de ciclos térmicos	137
3.5.2 Distribución de temperaturas en uniones soldadas	139
3.5.3 Caracterización metalográfica mediante microscopia óptica (LOM).....	140
3.5.4 Caracterización metalográfica SEM-EDS	144

3.5.5 Caracterización estructural por difracción de rayos-X	147
3.5.6 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers de uniones soldadas.	150
3.5.7 Ensayos de micro tracción uniaxial.....	152
CAPITULO IV. CONCLUSIONES.....	175
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	178
TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO.....	192
PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA	193

INDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Variación de densidad en función del contenido de diversos elementos aleantes	5
Figura 1.2 Modulo de Young de un acero Fe-(15-28)Mn-(7-10)Al-(0.7-1.2) C después de diferentes procesos	5
Figura 1.3 Resistencia máxima vs elongación total	7
Figura 1.4 Propiedades de tensión de dos aceros de baja densidad en función del contenido de Al	8
Figura 1.5 Propiedades de tensión de dos aceros de baja densidad en función del contenido de C.....	9
Figura 1.6 Efecto de la adición de Mn y Al en las transformaciones de fase del sistema Fe – C. (a) Fe – C, (b) Fe – 15Mn – C, (c) Fe – 7Al –C	14
Figura 1.7 Efecto de la adición de Mn y Al en la fase constituyente y en los campos de fase del sistema Fe-C	15
Figura 1.8 Proporción de fases en equilibrio en función de la temperatura de dos aleaciones, a) Fe-13.5Mn-6.3Al-0.78C y b) Fe-18Mn-7Al-0.85C	16
Figura 1.9 Celda unitaria de carburo κ	17
Figura 1.10 Estructura de la fase κ en comparación con la fase austenítica. (a) Fase austenítica ordenada, (b) Fase austenítica desordenada, (c) Fase κ con estequiometría ideal	19
Figura 1.11 Proceso de formación de la fase β -Mn.....	21
Figura 1.12 Propiedades de tensión en función del contenido de Mn en los aceros Fe-10Al-1C-Mn (símbolos solidos) y Fe-3Si-3Al-Mn (símbolos abiertos).....	22
Figura 1.13 Propiedades de tensión en función del contenido de Al en un acero Fe-(20-22)Mn-(0.6)C-xAl	23
Figura 1.14 Propiedades de tensión en función del contenido de C en un acero Fe-(28-30)Mn-(8.5-9.4)Al-xC	24
Figura 1.15 Representación esquemática de una secuencia de apilamiento perfecta en una estructura FCC.....	26
Figura 1.16 Representación esquemática de una dislocación perfecta dividida en dislocaciones parciales	27
Figura 1.17 Distancia de equilibrio de dos dislocaciones parciales y esquema de formación de la falla de apilamiento.....	28

Figura 1.18 Secuencia de apilamiento para una red FCC perfecta, falla de apilamiento intrínseca y extrínseca, (b) simulación de una red HCP con la introducción de una dislocación, en una red FCC.....	29
Figura 1.19 Mecanismos de deformación de aceros Fe-Mn-Al-C	31
Figura 1.20 Efecto del Al y C en curvas σ - ϵ ingenieril de un acero austenítico	32
Figura 1.21 Precipitación de fases en aceros microaleados y su comparación con carburos κ en aceros del sistema Fe-Mn-Al-C.....	34
Figura 1.22 Esquema de proceso de soldadura GTAW, con metal de aporte	35
Figura 1.23. Configuraciones básicas de juntas para soldadura	38
Figura 1.24 Regiones formadas durante el proceso de soldadura debido al aporte térmico	39
Figura 1.25 Diagrama esquemático del fenómeno de dilución en soldaduras de fusión.....	40
Figura 1.26 Modos de solidificación en metales	42
Figura 1.27 Efecto de la temperatura en el parámetro de solidificación	43
Figura 1.28 Cambio en la resistencia en función de la recrystalización y el grano crecimiento de grano	45
Figura 1.29. Presentación de las diversas partes constitutivas de una junta soldada de acero estructural	47
Figura 1.30 Efecto del ciclo térmico dado en la ZAC en la disolución de precipitados	48
Figura 1.31 ZAC de botón de soldadura: a) agrietamiento por licuación en la ZAC y b) agrietamiento por licuación en la ZAC.....	49
Figura 2.1 Ruta de procesamiento de acondicionamiento microestructural del material para proceso de soldadura GTAW	55
Figura 2.2. Parametrización de la fuente de calor de doble elipsoide de Goldak.....	57
Figura 2.3. Mallado de las placas para soldadura.....	59
Figura 2.4 Diagrama esquemático del tipo de junta utilizada	60
Figura 2.5 Diagrama de colocación de termopares	63
Figura 2.6 Geometría y dimensiones de las probetas de microtracción	68
Figura 2.7 Máquina de microtracción Deben Microtest 5 kN Tensile Tester	69
Figura 3.1 Diagrama de fases en condiciones de equilibrio calculados por JMatPro® 9.1 para los aceros a) LD-N/M y b) LD-Ti/B.....	71

Figura 3.2 Diagramas de transformación isotérmica de los aceros de baja densidad, a) Diagrama TTT del acero LD-NM y b) Diagrama PTT del acero LD-Ti/B.....	72
Figura 3.3 Diagramas de transformación de fase de enfriamiento continuo (CCT) de los aceros a) LD-NM y b) LD-Ti/B mediante JMatPro	73
Figura 3.4 Variación de la densidad en función de la temperatura para los aceros, a) LD-NM y b) LD-Ti/B.....	74
Figura 3.5 Variación de la conductividad térmica en función de la temperatura para el acero LD-NM	75
Figura 3.6 Micrografías LOM en condición de primera laminación, a) acero LD-NM 5x, b) acero LD-NM 20x, c) acero LD-REM 5x, d) acero LD-REM 20x, e) acero LD-Ti/B a 5x y f) acero LD-Ti/B 20x.....	76
Figura 3.7 Micrografías de a) acero LD-NM 5x, b) acero LD-NM 20x, c) acero LD-REM 5x, d) acero LD-REM 20x, e) acero LD-Ti/B a 5x y f) acero LD-Ti/B 20x, respectivamente en condición de laminación 3 más solubilizado	78
Figura 3.8 Evolución del tamaño de grano durante el acondicionamiento microestructural.....	80
Figura 3.9 Micrografías de MEB de LD-NM en condición de primera laminación. a) imagen a 250x, b) imagen a 2500x, c) EDS de punto 1, d) EDS de punto 3	81
Figura 3.10 Micrografías de MEB de LD-REM en condición de laminación 1. a) 100x, b) 2500x, c) 8000x, d) EDS de punto 1	83
Figura 3.11 Micrografías de MEB de LD-Ti/B en condición de laminación 1. a) 1000x, b) 2500x, c) 1000x, d) EDS de punto 2, e) cuantitativo del punto 2	84
Figura 3.12 Micrografías de MEB de LD-NM en condición 2: laminación 3 más solubilizado 1. a) 100x, b) 1000x, c) partículas dentro del grano observadas a 10,000x, d) EDS de las partículas encontradas.....	85
Figura 3.13 Micrografías de MEB del acero LD-REM en condición 2: Laminación 3 + solubilizado a) 200x, b) 1000x	87
Figura 3.14 Micrografías de MEB del acero LD-Ti/B en condición 2: laminación 3 más solubilizado 1. a) 200x, b) 1000x	87
Figura 3.15 Patrones de calidad IPFx a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B	89
Figura 3.16 Mapas de desorientación y su correspondiente histograma, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B	91
Figura 3.17 Figura de polos para la fase austenita, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B.....	93

Figura 3.18 Espacio de Euler y ODFs, a-b) acero LD-NM, c-d) acero LD-REM, e-f) acero LD-Ti/B	94
Figura 3.19 Difractogramas de los aceros, a) LD-NM, b) LD-REM y c) LD-Ti/B en las diferentes etapas de acondicionamiento microestructural	99
Figura 3.22 Microdureza promedio en las diferentes condiciones de tratamiento para los aceros LD estudiados.....	101
Figura 3.23 Curvas de polarización potenciodinámicas de los aceros LD bajo estudio ...	102
Figura 3.24 Pendientes catódicas de Tafel, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B	105
Figura 3.25 a) Curvas resultantes del ensayo de impedancia, b) Acercamiento al origen de las tres curvas.....	106
Figura 3.26 Micrografías LOM de las superficies corroídas, a) LD-NM (5x), b) LD-NM (20x), c) LD-REM (5x), d) LD-REM (20x), e) LD-Ti/B (5x) y f) LD-Ti/B (20x)	107
Figura 3.27 a) Micrografía del acero LD-NM a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2000x, c) EDS de punto 3.....	108
Figura 3.28 a) Micrografía del acero LD-REM a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2500x, c) EDS de punto 1, d) cuantitativo/EDS de punto 1	109
Figura 3.29 a) Micrografía del acero LD-Ti/B a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2000x, c) EDS de punto 3, d) cuantitativo/EDS de punto 3	110
Figura 3.30 Distribución de temperatura en el cordón de soldadura del acero LD-Ti/B con alto aporte de calor (90 A).....	111
Figura 3.31 Distribución de temperatura en el acero LD-NM con bajo calor aportado en, a) arreglo de placas en vista longitudinal y b) plano transversal realizado al cordón de soldadura	112
Figura 3.32 Distribución de temperatura en el acero LD-Ti/B con bajo calor aportado en, a) arreglo de placas en vista longitudinal y b) plano transversal realizado al cordón de soldadura	114
Figura 3.33 Macrografías de botones de soldadura en condición de 20 A de corriente y 3 segundos de permanencia	115
Figura 3.34 Macrografías de botones de soldadura en condición de 25 A de corriente y 3 s. de permanencia	116
Figura 3.35 Micrografías de botones de soldadura mediante LOM (5x) en condición de 20 A y 3 s, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B.....	117
Figura 3.36 Micrografías de botones de soldadura mediante LOM (5x) en condición de 25 A y 3 s, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B.....	118

Figura 3.37 Micrografías de la ZAC mediante LOM de botones de soldadura. 20 A y 3 s; a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B, 25 A y 3 s; d) acero LD-NM, e) acero LD-REM y f) acero LD-Ti/B.....	121
Figura 3.38 Imágenes de LOM en condiciones de 20 A y 3 s en vista transversal. a) Acero Fe-31Mn-8Al-1.9C, b) Acero LD-REM, c) acero LD- Ti/B y 25 A y 3 s; d) acero LD-NM, e) acero LD-REM y f) acero LD-Ti/B.....	123
Figura 3.39 Tamaño de grano promedio de botones de soldadura, a) 20 A y 3 s. b) 25 A y 3s	126
Figura 3.40 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-NM en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) interfaz formada entre ZF y ZAC 1	127
Figura 3.41 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-REM en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz ZF/ZAC 1 ...	129
Figura 3.42 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-Ti/B en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz ZF/ZAC 1 ...	130
Figura 3.43 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-NM en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz ZF/ZAC 1 ...	131
Figura 3.44 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-REM en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz ZF/ZAC 1 ...	133
Figura 3.45 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-Ti/B en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz ZF/ZAC 1	134
Figura 3.46 Mapeo químico de una partícula compleja del acero LD-REM en condición de 25 A	136
Figura 3.47 Mapeo químico de una partícula compleja del acero LD-REM en condición de 20 A	137
Figura 3.48 Partículas de TiC en acero LD-Ti/B, a) ZF, b) ZAC	138
Figura 3.49 Agrietamiento localizado en zona de fusión en botones de soldadura de acero LD-NM condición 20 A, a) agrietamiento localizado en ZF, b) partículas nucleadas dentro de las grietas, c) escaneo químico lineal de una partícula de AlN	139
Figura 3.50 Microestructuras asociadas a la variación de dureza, a) estructura dendrítica en ZF, b) franja de precipitación de AlN, c) AlN en ZAC 1 y d) AlN y MnS en ZAC 2	140

Figura 3.51 Carburos κ localizados en la ZAC del botón de soldadura (corte transversal), a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B	141
Figura 3.52 Microestructura producida por carburos κ , a) carburos κ en estructura modulada en ZAC 1, b) huecos producidos por la presencia de carburos κ , c) análisis de partículas en ZAC 2 y d) deconvolución de B	142
Figura 3.53 Difractogramas de los botones de soldadura en condición de a) 20 A de corriente y b) 25 A de corriente	143
Figura 3.54 Perfiles de microdureza realizados a partir de la ZF del botón de soldadura en condición de a) 20 A de corriente y b) 25 A de corriente	145
Figura 3.55 Diagrama TTT del acero Fe-28Mn-8.5Al-1C-1.25Si	146
Figura 3.56 Ciclos térmicos producidos durante el proceso de soldadura en ambas caras, a-b) acero LD-NM, c-d) acero LD-REM y e-f) acero LD-Ti/B	148
Figura 3.57 Imágenes de LOM de las uniones soldadas. a-c) Acero LD-REF, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B	151
Figura 3.58 Tamaño de grano promedio de placas soldadas en ZAC 1 y ZAC 2	154
Figura 3.59 Micrografías de la ZF, ZAC 1 y ZAC 2 mediante de MEB a-c) Acero LD-NM, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B	155
Figura 3.60 Difractogramas de las diferentes zonas de los cordones de soldadura, a) ZF, b) ZAC 1 y c) ZAC 2	158
Figura 3.61 Perfiles de dureza transversales superior e inferior de los cordones de soldadura	161
Figura 3.62 Curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) LD-NM, d-f) LD-REM, g-i) LD-Ti/B	164
Figura 3.63 Ajuste matemático de los modelos Hollomon, Ludwick y Swift a la curva de σ - ϵ verdadera en ZF, ZAC 1 y ZAC 2. a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B	166
Figura 3.64 Tasa de endurecimiento por deformación de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B	170
Figura 3.65 Análisis de micrografías mediante microscopia óptica de la ZF, ZAC 1, ZAC 2 en la zona de fractura. a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B	173
Figura 3.66 Micrografías mediante MEB de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 2). a, b) Acero LD-NM. c, d) Acero LD-REM. e, f) Acero LD-Ti/B	174
Figura 3.67 Partículas precipitadas encontradas en el acero LD-REM mediante MEB. a, b) ZF y c, d) ZAC 2	176

Figura 3.68 Partículas precipitadas encontradas en el acero LD-Ti/B mediante MEB. a, b) ZF o c, d) ZAC 2	177
Figura 3.69 Mapeo químico elemental de partículas precipitadas encontradas en el acero LD-Ti/B mediante MEB, a) Microanálisis de partícula, b) Patrones característicos, c) Patrón α Ti, d) Patrón α Al.....	178
Figura 3.70 Micrografías realizadas mediante MEB de la superficie de fractura de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B.....	179
Figura 3.71 Micrografías realizadas mediante MEB de la superficie de fractura de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) Acero LD-NM, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B.....	180
Figura 3.72 Perfiles de microdureza Vickers a lo largo de la zona deformada plásticamente de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2), a-c) Acero LD-NM, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B	182
Figura 3.73 Patrones de difracción de rayos-X de muestras deformadas por ensayo de microtracción de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a) LD-NM, b) LD-REM y c) LD-Ti/B	184

LISTA DE TABLAS

Tabla 1.1 Clasificación de aceros Fe-Mn-Al-C de baja densidad	2
Tabla 1.2 Mecanismo de deformación en función de la energía de falla de apilamiento ...	27
Tabla 2.1 Composición química de los aceros LD estudiados	50
Tabla 2.2. Parámetro y valor promedio para la evaluación de la malla utilizada.....	55
Tabla 2.3 Parámetros operativos para el proceso de soldadura GTAW para uniones de placas	57
Tabla 2.4 Condiciones de operación para la técnica EBSD	60
Tabla 3.1. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-NM	90
Tabla 3.2. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-REM.....	91
Tabla 3.3. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-Ti/B.....	91
Tabla 3.4. Valores característicos del ensayo de polarización potenciodinámica.....	96
Tabla 3.5 Dimensiones de ZF y ZAC de los diferentes botones de soldadura.....	110
Tabla 3.6. Composición química puntual (% en peso) en condición de 20 A y 3 s	117
Tabla 3.7 Calor aportado por el proceso de soldadura	139
Tabla 3.8 Propiedades mecánicas de los aceros LD-NM, LD-REM, LD-Ti/B en las diferentes zonas estudiadas	153
Tabla 3.9 Exponente de endurecimiento por deformación “n” calculado mediante los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift en ZF, ZAC 1 y ZAC 2	155

RESUMEN

Los aceros se han utilizado a través de los años en grandes volúmenes en diversas industrias debido a sus atractivas propiedades mecánicas. En este sentido, la industria automotriz se ha esforzado por reducir el peso de las estructuras para aumentar la eficiencia de combustibles fósiles y reducir las emisiones de CO₂ a la atmósfera. Los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C poseen una reducción global de densidad, propiedades anticorrosivas y pueden alcanzar una elevada resistencia mecánica acompañada de un alargamiento importante, sin embargo, presentan problemas para ser soldados mediante procesos de soldadura convencionales de alto aporte térmico debido a las transformaciones de fase durante las etapas de calentamiento o enfriamiento, además de segundas fases precipitadas como los carburos κ , AlN, MnS o Mn- β . El objetivo principal de este trabajo de investigación es evaluar la soldabilidad de aceros de baja densidad austeníticos por el proceso de soldadura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding). Por ello, se usaron aceros de baja densidad austeníticos microaleados con Ti/B y Ce/La y no microaleados, a los cuales se les realizó un acondicionamiento microestructural, consistente de homogenizado, laminación en caliente y solubilizado. Previo a la unión de placas, se realizaron botones de soldadura con diferentes intensidades de corriente para aproximar los parámetros de soldadura. También, se realizaron simulaciones de campo térmico de la soldadura de placas mediante el método de elemento finito y utilizando el software ANSYS. Finalmente, se llevó a cabo la soldadura de placas 3.5 mm de espesor a través del proceso GTAW con diferentes aportes térmicos. Las uniones soldadas se caracterizaron metalográfica, estructural y mecánicamente mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de rayos-X (XRD), microdureza Vickers (HV) y ensayos de microtracción. En general, los resultados mostraron una microestructura dendrítica austenítica en FZ, microestructura de grano equiaxial austenítico con baja presencia de carburos κ en ZAC-1 y alta presencia de carburos κ modulados en ZAC-2. La γ -austenita y el carburo κ se detectaron por difracción de rayos-X en las diferentes zonas de soldadura, donde la austenita es la fase principal. Los perfiles de microdureza exhibieron fuertes variaciones a lo largo de la sección transversal de la unión soldada, las cuales están asociadas al refinamiento del grano y la precipitación de carburos κ . Los valores más altos de dureza se encontraron en las zonas afectadas por el calor más alejadas de la ZF (ZAC-2), y los valores más bajos en la ZF. Los ensayos de microtracción indican que la resistencia máxima es mínima en la ZF y máxima en la ZAC 2, asimismo el exponente de endurecimiento resultó mayor en la ZF y mínimo en la ZAC 2.

Palabras clave: Aceros de baja densidad; Elementos microaleantes Ce/La y Ti/B; Soldabilidad; Botones de soldadura; Proceso GTAW; Carburos κ ; Microtracción.

ABSTRACT

Steels have been used over the years in large volumes in several industries due to their attractive mechanical properties. In this sense, the automotive industry has made efforts to reduce the weight of structures to increase the efficiency of fossil fuels and reduce CO₂ emissions into the atmosphere. The low-density steels of the Fe-Mn-Al-C system show a global reduction in density, anticorrosive properties and can achieve high mechanical strength accompanied by significant elongation, however, they present issues for being welded by conventional high heat input welding processes due to phase transformations during the heating or cooling stages, as well as, precipitated second phases such as κ -carbides, AlN, MnS or Mn- β . The main objective of this research work is to evaluate the weldability of low-density austenitic steels by GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) process. For this purpose, low-density austenitic microalloyed steels with Ti/B and Ce/La and non-microalloyed were used, which a microstructural conditioning was made, consisting of a homogenization, hot rolling and solubilization. Before joining the plates, welding buttons were made with different current intensities to approximate the welding parameters. Thermal field simulations of plate welding were also performed using the finite element method and using ANSYS software. Finally, the welding of 3.5 mm thick plates was carried out through the GTAW process with different heat inputs. The welded joints were characterized metallographically, structurally and mechanically using optical microscopy (LOM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), Vickers microhardness (HV) and micro-tensile tests. In general, the results showed an austenitic dendritic microstructure in FZ, equiaxed austenitic grain microstructure with low presence of κ carbides in HAZ-1 and high presence of modulated κ carbides in HAZ-2. γ -austenite and κ -carbide are detected by X-ray diffraction in the different weld zones, where austenite is the main phase. Microhardness profiles exhibited strong variations along the cross section of the welded joint, which are associated with grain refinement and κ -carbides precipitation. The highest hardness values were found in the heat-affected zones farthest from the FZ (HAZ-2), and the lowest values in the FZ. The micro-tensile tests indicate that the maximum resistance is minimum in the FZ and maximum in the HAZ-2, likewise the hardening exponent was higher in the FZ and minimum in the HAZ-2.

Keywords: Low density steels; Microalloying elements Ce/La and Ti/B; Weldability; Welding buttons; GTAW process; κ -carbides; Micro-tensile test.

INTRODUCCIÓN

Los aceros de baja densidad se desarrollaron en la década de los 70, como una opción más económicamente viable ante los aceros inoxidable, esto con la finalidad de hacerlos más baratos y con propiedades mecánicas similares. La principal ventaja es su baja densidad, normalmente el ahorro de peso es alrededor del 15%, esto conlleva a un ahorro considerable de peso en cualquier aplicación en que sea usado, en la industria automotriz es donde estos aceros tendrían un mayor impacto. Las industrias automotrices siempre buscan mejorar la seguridad de sus vehículos, haciéndolos más resistentes, pero a la vez buscan fabricar productos más ligeros y respetuosos con el medio ambiente, al reducir el consumo de combustibles fósiles. Dichos aceros lograron alcanzar un equilibrio entre resistencia y ductilidad, lo cual los posiciona como buena opción ante aceros más utilizados en la actualidad. Presentan buenas propiedades mecánicas como límite elástico y resistencia a la tensión, pero bajo módulo de Young. Presentan una metalurgia compleja, distintos cambios de fase y precipitación de carburos que bajo ciertas condiciones fragilizan las uniones soldadas. Esto a su vez, es el principal problema para lograr una unión mediante procesos de soldadura convencionales. Ya que el sistema cuaternario puede presentar distintas segundas fases, el alto aporte de calor por procesos de soldadura generan la precipitación de partículas (carburos, nitruros, carbonitruros, etc.) que dificultan una correcta unión soldada. Adicional a lo anterior, también tienen problemas por: segregación elemental, agrietamiento en caliente y fragilización. Con el desarrollo del presente proyecto de investigación se intenta dar respuesta a la problemática actual ante la dificultad de unir estos materiales por un proceso de soldadura por fusión como el GTAW.

JUSTIFICACIÓN

Mediante el desarrollo de esta investigación se produce un impacto científico ya que existe muy poca información acerca de la unión mediante procesos de soldadura convencionales de aceros de baja densidad, lo cual hasta el momento impide su mayor difusión y uso industrial. La problemática que se presenta en este tipo de aceros recae en la complejidad del sistema cuaternario (Fe-Mn-Al-C), además de los elementos microaleantes presentes que generan una gran variedad de segundas fases y que a través de sus transformaciones dificultan obtener una microestructura homogénea. Existe también un impacto tecnológico, ya que hasta el momento los avances conseguidos son a través de procesos de soldadura laser o haz de electrones, sin embargo, son equipos caros y bastante limitados, por lo que realizar estudios referentes a un proceso de soldadura más accesible daría las condiciones para su mayor difusión. Por otro lado, considerando las regulaciones medioambientales actuales en términos de consumo de combustibles fósiles y de emisiones de gases de efecto invernadero a la atmósfera, se tiene un fuerte un impacto ecológico al desarrollar información acerca de la soldabilidad de aceros LD por procesos de soldadura convencionales lo que promovería su uso extendido en la industria automotriz, reduciendo el peso de diferentes componentes utilizados. Aunado a esto, existe un impacto económico al apostar a una disminución de los costos del proceso de producción de aceros de baja densidad al promover su mayor uso y al existir una mayor demanda de ellos.

Hipótesis

Argumentos

Los aceros austeníticos de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C presentan una metalurgia complicada debido a los distintos elementos que conforman la aleación. Estos provocan la presencia de distintas segundas fases, particularmente la precipitación de carburos kappa (κ), que modifican las propiedades mecánicas fuertemente. Un exceso de los mismos tiende a fragilizar el material. Por otro lado, el Al, si bien favorece la disminución en densidad, también facilita la formación de compuestos intermetálicos. Los elementos microaleantes utilizados (Ti/ B, Ce, La) actúan como nucleantes durante la solidificación, promoviendo un grano fino, teniendo un papel relevante durante los procesos de recrystalización y precipitación aumentando la velocidad de nucleación y disminuyendo la velocidad de crecimiento. Aunado a esto, se sabe que el calor aportado por el proceso de soldadura tiene una gran influencia en la microestructura, por lo que mientras menor calor sea aportado al sistema, la afectación microestructural será menor.

Proposición

En base a lo anterior se espera que la soldabilidad de los aceros de baja densidad bajo estudio sea baja, debido a la naturaleza del sistema Fe-Mn-Al-C (alta segregación, precipitación de fase κ , formación de partículas complejas), además de una posible problemática de agrietamiento en caliente, la cual mejoraría mediante el uso del menor aporte térmico posible. Por otro lado, se espera que la adición de elementos microaleantes mejore la soldabilidad del acero al actuar como nucleantes durante la solidificación e inhibiendo el crecimiento de grano, así como disminuir la cantidad de inclusiones no metálicas, dañinas para la microestructura. Finalmente, se espera que la presencia de microaleantes en el acero de baja densidad favorezca la formación de precipitados kappa de tamaño nanométrico distribuidos uniformemente en la matriz, con lo cual se mejore la resistencia del acero sin sacrificar ductilidad.

Objetivos

Objetivo General

Determinar el efecto de los elementos microaleantes como el Ti/B y Ce/La sobre la soldabilidad de un acero Fe-Mn-Al-C austenítico de baja densidad, a través de la caracterización metalográfica, estructural y mecánica de la unión soldada mediante el proceso de soldadura GTAW.

Objetivos Particulares

1. Realizar el acondicionamiento del material en condición de colada, transformando la microestructura de aceros mediante tratamientos térmicos y termo-mecánicos.
2. Evaluar el comportamiento a la corrosión de los aceros de baja densidad, mediante pruebas de polarización potenciodinámica e impedancia.
3. Determinar condiciones de corriente, voltaje y velocidad de avance para el proceso de soldadura GTAW a partir del método de elemento finito (MEF).
4. Realizar la soldadura de placas de aceros LD austeníticos microaleados mediante el proceso GTAW.
5. Caracterizar los cambios microestructurales en las diferentes zonas de la unión soldada mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.
6. Determinar las fases generadas en la ZF, y las ZAC's de unión soldada mediante análisis estructural por difracción de rayos-X.
7. Determinar las propiedades mecánicas mediante perfiles de microdureza Vickers y ensayos de microtracción.

Metas Científicas

1. Alcanzar tamaño de grano austenítico inferior a 50 micras durante la etapa de acondicionamiento microestructural de tratamientos térmicos y termomecánicos.
2. Alcanzar la fusión en botones de soldadura en aceros de baja densidad con corrientes menores a 40 A mediante el proceso de soldadura GTAW.
3. Alcanzar penetración completa en uniones de placas soldadas con espesor de 3.5 mm con intensidad de corriente menor a 50 A en aceros de baja densidad mediante el proceso de soldadura GTAW.
4. Reducir el grado de agrietamiento en caliente de la unión soldada de aceros de baja densidad mediante la adición de elementos microaleantes como Ce/La y Ti/B.
5. Alcanzar elongaciones superiores a 35% en las diferentes zonas de la unión soldada.
6. Alcanzar valores de resistencia máxima mayores a 650 MPa en las diferentes zonas de la unión soldada.
7. Aportar nuevo conocimiento sobre la soldabilidad de aceros de baja densidad austeníticos del sistema Fe-Mn-Al-C microaleados con Ce/La y Ti/B.

CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

1.1 Aceros de baja densidad

Los aceros de baja densidad son aleaciones de tercera generación del sistema Fe-Mn-Al-C con contenidos de elementos aleantes elevados, por ejemplo, Mn entre 20 y 30 % en peso para mantener la fase austenítica estable a temperatura ambiente y contenidos de Al entre 7 y 12 %, en peso, por un lado, para promover la precipitación de fase kappa y para la importante reducción de peso. En la actualidad hay una demanda creciente de materiales estructurales respetuosos con el medio ambiente con los cuales se pueden fabricar sistemas de bajo consumo energético. El equilibrio entre ligereza, resistencia y ductilidad en aleaciones metálicas ha sido explorado desde la edad de bronce. Sin embargo, de acuerdo a la teoría las propiedades mecánicas como resistencia y ductilidad suelen presentarse en situaciones contrarias, es decir, cuando un material presenta una mayor resistencia, presenta baja ductilidad y, por el contrario, cuando un material presenta buena ductilidad, suele tener una menor resistencia. El desafío se encuentra en alcanzar un balance correcto. Estudios realizados en sistemas Fe-Al y Fe-Mn-Al-C, han demostrado que estos materiales presentan buena combinación dando buenos resultados entre resistencia, ductilidad y una densidad reducida.

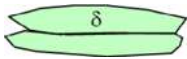
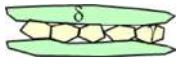
1.1.1 Definición

Los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C presentan una reducción importante en densidad con respecto a aceros convencionales, dicha disminución está dada por los elementos que presentan en su composición química y que producen hasta un 15% de reducción en peso [1], esto debido a los altos porcentajes de Al (hasta 12 %) presente en su composición química, además de presentar alta resistencia a la corrosión [2] y una elevada resistencia última a la tensión [3].

1.1.2 Clasificación de aceros de baja densidad

Como lo indica la **Tabla 1.1**, de acuerdo a la composición y fases presentes, los aceros LD, se pueden clasificar en 4 tipos.

Tabla 1.1 Clasificación de aceros Fe-Mn-Al-C de baja densidad [4].

Tipo	Ferrítico	Dúplex basado en ferrita	Dúplex basado en austenita	Austenítico
Características				
Composición química	Al: 5 – 9% Mn: < 5% C: < 0.05%	Al: 3 – 7% Mn: 5 - 12% C: 0.05 – 0.5%	Al: 5 – 10% Mn: 5 - 30% C: 0.4 – 0.7%	Al: 5 – 12% Mn: 12 – 30% C: 0.6 – 2.0%
Microestructura en condición de laminado en caliente	 Ferrita	 Ferrita + austenita	 Ferrita + austenita	 Austenita
Propiedades de tensión	RT: 200 – 600 MPa ET: 10 – 40%	RT: 400 – 900 MPa ET: 10 – 40%	RT: 800 – 1300 MPa ET: 10 – 40%	RT: 800 – 1500 MPa ET: 30 – 80%

1.1.2.1 Aceros de baja densidad ferríticos

Las aleaciones ferríticas de baja densidad pueden contener hasta el 5% de Mn, pero con una cantidad muy baja de C menor al 0.05 % y entre un 5 – 9 % de Al, dicha combinación genera una matriz ferrítica. Este tipo de aleaciones tienen una microestructura de ferrita δ alargada en condiciones de trabajado en caliente. Este tipo de aleaciones tienen una microestructura de grano alargado en condiciones de trabajo en caliente.

1.1.2.2 Aceros de baja densidad austeníticos

Los aceros austeníticos de baja densidad contienen un mayor contenido de Mn, típicamente entre 12 y 30%, el Al hasta 12% y C entre 0.6 y 2.0%. debido a la presencia de elementos gammágenos es que se puede mantener la estructura austenítica.

1.1.2.3 Aceros de baja densidad dúplex ($\gamma + \delta$)

Los aceros dúplex de baja densidad base ferrita tienen una microestructura de $\gamma +$ ferrita- δ , los cuales deben tener una fracción volumétrica superior al 50% de ferrita- δ . Dicha microestructura se mantiene a temperaturas de trabajado en caliente donde la estabilidad de la austenita a bajas temperaturas es baja debido a la falta de elementos gammágenos. La estabilidad de la austenita es relativamente baja debido a las menores cantidades de elementos de aleación. Debido a la gran diferencia en los contenidos de C y Mn y también a la diferencia en los parámetros de procesamiento, esta familia de aleaciones puede presentar un comportamiento diferente durante las transformaciones de fase a temperaturas bajas.

Por otro lado, los aceros dúplex de baja densidad base austenita tienen una microestructura $\gamma + \delta$ donde la fase austenítica predomina. La estabilidad de la austenita es bastante alta debido a las mayores cantidades de elementos gammágenos presentes. La austenita puede estabilizarse a temperatura ambiente, y coexistir con los carburos κ que precipitan dentro de los granos austeníticos. Estos aceros también se denominan aceros Triplex en base a los tres componentes que se encuentran comúnmente en su microestructura en la etapa final: austenita con cantidades de ferrita- δ y carburos- κ intragranulares nanométricos.

1.1.3 Propiedades físicas

1.1.3.1 Densidad

La reducción de peso en los diferentes sistemas o estructuras donde se prevé utilizar este tipo de aceros es la principal razón de su estudio. Cuando se diseña una aleación se tienen en cuenta diferentes enfoques dependiendo del fin con el que será utilizado. Uno de los enfoques más importantes es generar una reducción de peso mediante la adición de elementos ligeros como Al (2.7 g/cm^3), Si (2.3 g/cm^3), Mn (7.21 g/cm^3) que presentan una menor densidad respecto al Fe (7.8 g/cm^3).

Frommeyer y col. [1] mostraron la variación de densidad en función de diferentes elementos. Se muestra como dicha propiedad disminuye linealmente a mayor contenido de Al, Mn, Si y C. El Al es considerado como el mejor elemento reductor de densidad por diferentes razones como buena trabajabilidad y por su abundancia.

En general, los aceros austeníticos tienen una mayor densidad en comparación con los aceros ferríticos (8.15 g/cm^3 vs 7.87 g/cm^3).

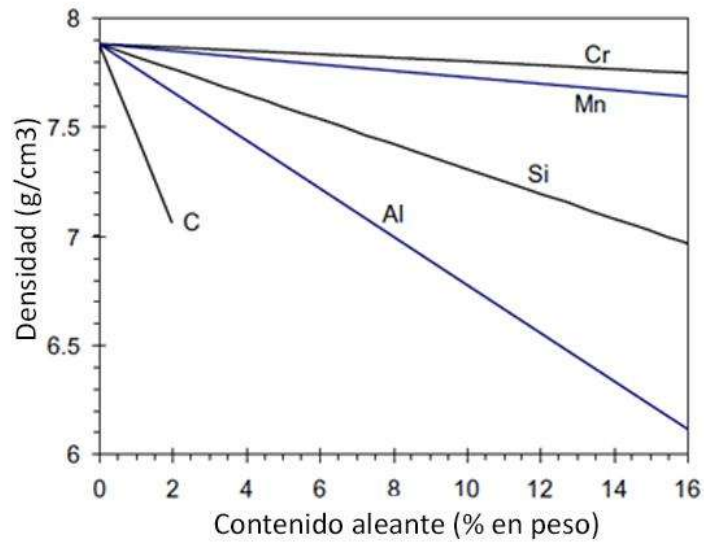


Figura 1.1 Variación de densidad en función del contenido de diversos elementos aleantes [1].

1.1.3.2 Módulo de Young

Un aumento en el módulo de Young es sabido que mejora la rigidez de las piezas de automóviles, sin embargo, la adición de Al al sistema Fe-Mn-Al-C provoca una reducción de esta constante elasto-mecánica.

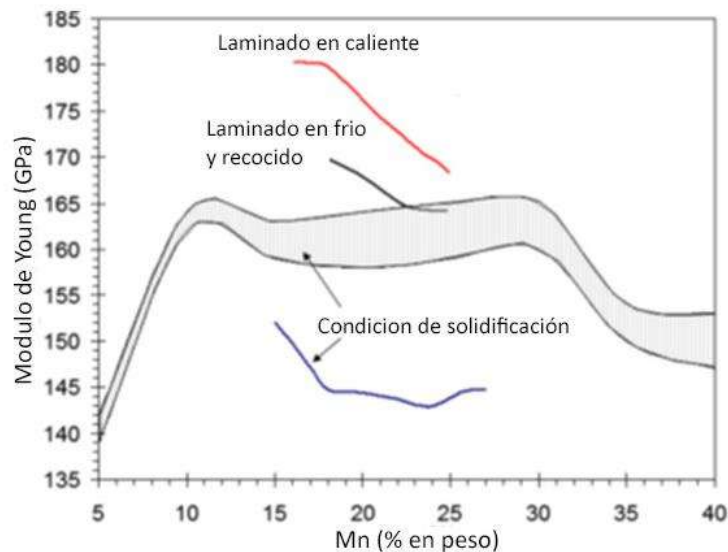


Figura 1.2 Módulo de Young de un acero Fe-(15-28)Mn-(7-10)Al-(0.7-1.2) C después de diferentes procesos [5].

1.1.4 Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas del sistema Fe-Mn-Al-C así como cualquier otro sistema, como límite elástico, ductilidad, dureza y resistencia a la tensión, entre otros, pueden ser modificadas por endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación dado por la aparición de carburos κ o por control de los distintos mecanismos de deformación como plasticidad inducida por transformación (TRIP), plasticidad inducida por maclado (TWIP), deslizamiento de dislocaciones y plasticidad inducida por bandas de deslizamiento (MBIP). La presencia de carburos κ intergranulares como intragranulares en las propiedades mecánicas así como el efecto de los distintos mecanismos de deformación de estas aleaciones han causado mucho interés, por lo que aún se encuentran bajo estudio [6].

1.1.4.1 Propiedades de resistencia a la tensión

De acuerdo al grafico mostrado en la **Figura 1.3**, llamado “diagrama de banana”, se muestran diferentes sistemas de aleación en función de la resistencia máxima a la tensión y de la elongación máxima, por lo que, dependiendo de la composición química, se producen distintas combinaciones de propiedades de tensión. Howell y col. [7] y Kim y col. [8] han estudiado ampliamente estas propiedades. Los estudios donde que comparan la elongación total (ET) contra resistencia máxima a la tensión (UTS) son importantes para diseñar una aleación partiendo de sus propiedades mecánicas.

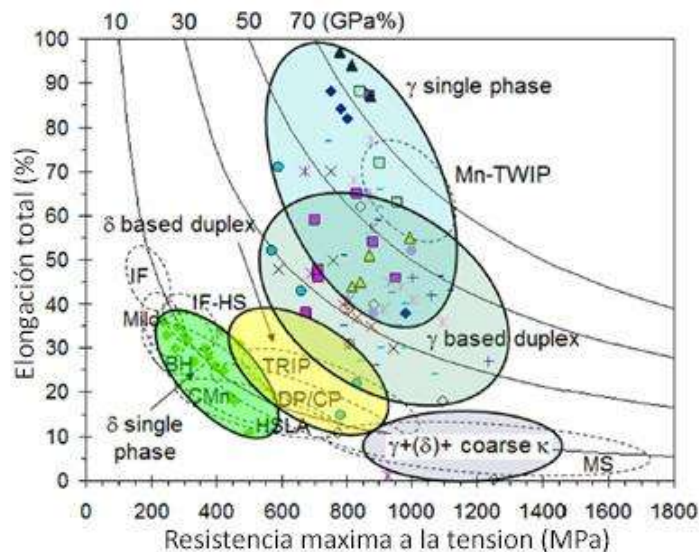


Figura 1.3 Resistencia máxima vs elongación total [5].

Los aceros dúplex base ferrita se encuentran en el límite superior de la primera generación de aceros avanzados de alta resistencia (1G-AHSS). Los aceros austeníticos cubren la ubicación de los aceros TWIP alto-Mn en el diagrama de banana, pero con un área mayor. Los aceros dúplex base austenita muestran una elongación total (TE) menor que los aceros austeníticos.

1.1.4.1.1 Propiedades de tensión de aceros en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

La **Figura 1.4** muestra la comparación de las propiedades de tensión de los aceros Fe-30Mn-1.2C-xAl y Fe-30Mn-0.4C-xAl en función dependiendo del contenido de Al [5, 9, 10]. Para el acero Fe-30Mn-1.2C-xAl en la **Figura 1.5a**, la microestructura resulta ser un solo campo austenítico en un rango de 0-7% de Al. La ferrita δ se forma cuando el contenido de Al se encuentra entre 8 y 10%. En comparación con las propiedades de tensión de los aceros TWIP, la adición de Al produce un aumento en el límite elástico (YS) y disminución en la resistencia máxima a la tensión (UTS) y en elongación total (TE). El aumento en el límite elástico se debe al endurecimiento por solución sólida de Al y la disminución en la resistencia última a la tensión (UTS) se debe a la eliminación del maclaje mecánico característicos de aceros TWIP esto por el aumento de la energía de falla de apilamiento (EFA).

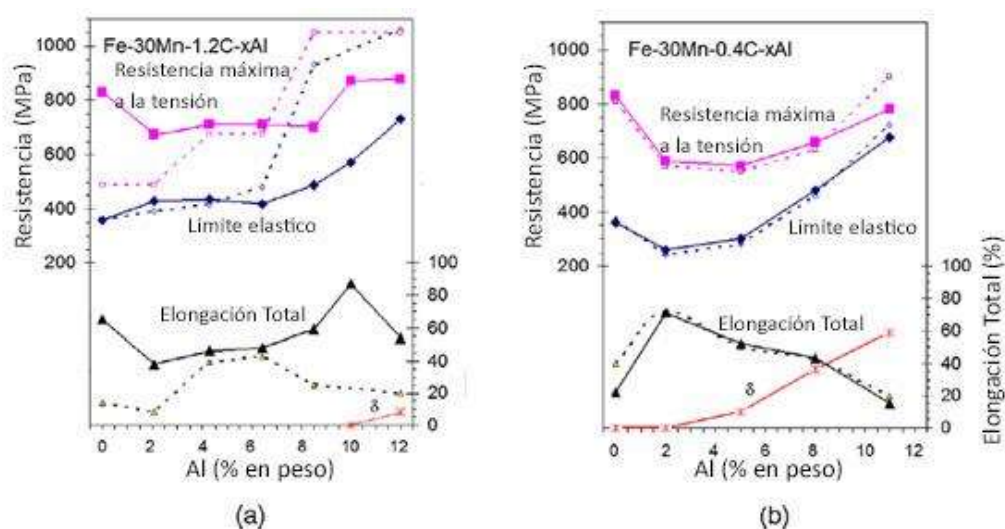


Figura 1.4 Propiedades de tensión de dos aceros de baja densidad en función del contenido de Al.

Las aleaciones fueron solubilizadas a 1100 °C por 2 horas. Líneas sólidas para aleaciones templadas en agua y líneas punteadas para aleaciones templadas y envejecidas. Las aleaciones con

un contenido mayor al 7% de Al pueden formar carburos kappa durante el enfriamiento después del tratamiento de solubilizado, lo que aumenta la resistencia y no se ha observado alguna modificación en la elongación total. Cuando el contenido de Al es mayor al 10%, se presenta un aumento en la resistencia mecánica pero acompañada de una disminución de elongación total. Esto puede darse debido a la formación de carburos kappa en límites de grano. Para los aceros Fe-20Mn-0.4C-xAl (**Figura 1.5b**), el efecto del Al en las propiedades de tensión es diferente. La adición de 2% Al al acero Fe-30Mn-0.4C produce una microestructura austenítica y un aumento en la EFA, lo que provoca una caída en el límite elástico (YS) así como en la resistencia máxima a la tensión (UTS). Si se aumenta el Al entre el 2 y 11%, se produce una microestructura dúplex y la EFA, por lo tanto, se incrementa. La resistencia aumenta por solución solida del Al en la ferrita [11], adicionado a esto, la caída en la elongación total se debe al aumento de la ferrita y a que el mecanismo de maclado no se presenta. La ferrita δ tiende a transformarse en fases intermetálicas DO3 o B2 que tienden a fragilizar el material.

En la **Figura 1.5** se muestran los cambios provocados por las variaciones del contenido de carbono en las propiedades de tensión [12-15]. A niveles bajos de C la microestructura resultante es dúplex y de acuerdo al aumento del C en la aleación el porcentaje de fase de austenita aumenta hasta presentarse como una fase única aproximadamente a 0.7%. Para un acero dúplex, el límite elástico disminuye y la resistencia máxima no varía a medida que aumenta la cantidad de austenita, esto por el endurecimiento por solución solida del Al en la austenita.

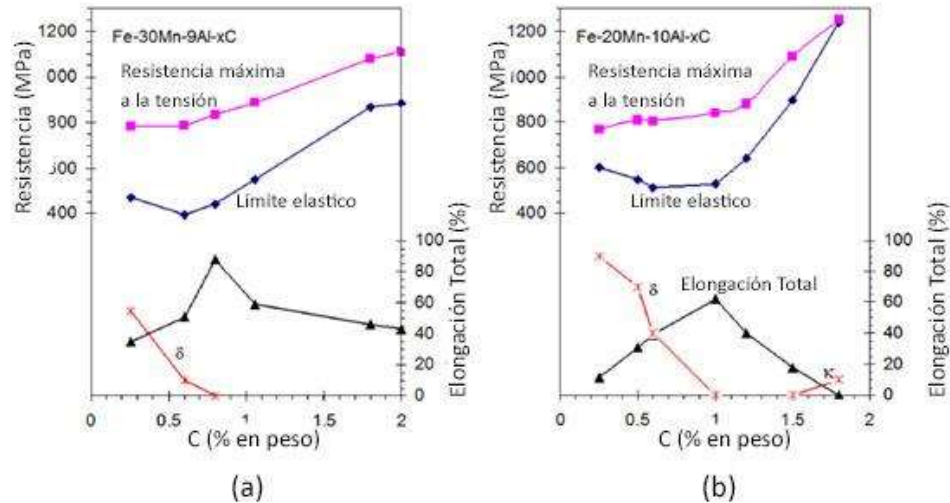


Figura 1.5 Propiedades de tensión de dos aceros de baja densidad en función del contenido de C [4].

La elongación total de los aceros dúplex aumenta a medida que se aumenta el contenido de austenita. En aceros austeníticos la resistencia mecánica aumenta y la elongación disminuye al aumentar el C, lo que se daría debido a la mayor precipitación de carburos kappa en la matriz.

El efecto del Mn sobre las propiedades de tensión de los aceros Fe-Mn-Al-C está relacionado con los contenidos de Al y C de los aceros [7, 8]. El Mn forma una solución sólida sustitucional con el Fe, no muestra endurecimiento por solución sólida en austenita. Cuando el Mn se encuentra en contenidos mayores al 30% se puede observar la presencia de $Mn-\beta$, fase que causa pérdida de ductilidad [13, 16, 17].

1.1.5 Propiedades de resistencia a la corrosión y oxidación.

El proceso de corrosión se define en términos generales como la degradación de un metal, la cual se debe al resultado de las interacciones entre el metal y el medio que lo rodea bajo condiciones de exposición determinadas [18, 19]. En el estudio de la corrosión, no solo es importante investigar la tendencia a la corrosión de los diferentes materiales en diferentes ambientes, sino también se debe tomar en cuenta la velocidad del proceso, para poder determinar la vida media del material en cada ambiente.

Aunque las aleaciones Fe-Mn-Al-C han sido reportadas por mostrar buena resistencia a la oxidación a altas temperaturas [20, 21], es muy poca información disponible en la literatura sobre el comportamiento ante la corrosión de estas aleaciones en ambientes acuosos. Principalmente, los

ensayos de corrosión, se tratan de realizar simulando las condiciones en que el material funcionará finalmente, para que los resultados sean representativos y aplicables.

1.1.5.1 Corrosión: Proceso electroquímico

La corrosión electroquímica es un proceso que se da de manera espontánea y que exhibe la presencia de una zona que se corroe, también llamada, zona anódica, donde se liberan electrones provenientes del metal en forma de iones que se trasladan al electrolito, también se muestra una zona donde ocurre la reducción, llamada zona catódica, donde los electrones que se producen en el ánodo se combinan los iones presentes en el electrolito y un electrolito, donde el metal se está inmerso. La presencia de estos tres elementos es fundamental, así como la unión eléctrica entre ánodos y cátodos debe ser bien establecida, para que el proceso corrosivo se dé. La generación de burbujas sobre una superficie metálica revela la existencia cátodos, y la disolución del metal se da en los ánodos. Debido a que es un fenómeno microscópico es imposible distinguir de manera sencilla la diferencia entre ambas zonas anódicas y catódicas y es justamente un cambio continuo de posición entre ambas lo que produce la disolución total del metal [22]. Originalmente, cuando se introdujeron los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, se pensó que podrían ser un reemplazo a los aceros inoxidable al Cr-Ni, por su elevado costo de producción. Sin embargo, con el paso del tiempo, algunos investigadores, como Zhang y col. [23, 24] quienes estudiaban aceros austeníticos basados en el sistema Fe-Mn con contenidos de Al y Cr, corroboraron que los aceros de baja densidad no tenían buena resistencia a la corrosión [16]. En otro estudio Zhang y col. [25] demostraron que pequeñas adiciones de Cr, en combinación con Al, promueven la formación de una capa protectora pasiva en aleaciones de Fe-Mn-Al que aumenta directamente la resistencia a la corrosión. De acuerdo con sus resultados, a mayor contenido de Mn en la aleación, la densidad de corriente o I_{corr} aumenta y el potencial de corrosión o E_{corr} disminuye. Zhang y col. [25] atribuyen la pobre resistencia a la corrosión electroquímica al alto contenido de Mn, sin embargo adiciones de Al también disminuyen este efecto. Por otro lado, en aleaciones Fe - (25 - 30) % Mn, con adiciones de Al y Cr, I_{corr} disminuye y E_{corr} aumenta, y es muy marcado este cambio cuando los contenidos de dichos aleantes aumentan de 3 a 5%. El efecto del Al y Cr en aleaciones Fe - (25 - 30) % Mn, provocan que I_{corr} disminuye mientras que E_{corr} aumenta [25, 26].

El aluminio tiene un alto coeficiente de pasividad por lo que tiende a formar una película estable de Al_2O_3 , lo cual aumenta E_{corr} y disminuye el I_{corr} . De este modo, tiene un efecto positivo en la resistencia a la corrosión de aceros Fe-Mn-Al. El Mn tiene un coeficiente de pasividad bajo y actúa

formando óxidos de Mn inestables, disminuyendo E_{corr} y aumentando el I_{corr} . Por lo tanto, los efectos del Mn en la resistencia a la corrosión electroquímica son contrarios al Al [25]. En trabajos recientes de Wang y Rapp [27, 28], estudiaron el comportamiento electroquímico de varias aleaciones Fe-Al-Mn ferríticas de diferentes composiciones químicas. Los ensayos fueron llevados a cabo en H_2SO_4 y en agua de mar artificial. Ellos encontraron que las aleaciones ferríticas de Fe-Al-Mn, con contenidos de aluminio de 10% y manganeso de 8% en peso, presentan mejores propiedades electroquímicas que una aleación Fe-10Cr en una solución 1 molar de H_2SO_4 y agua de mar artificial. Señalaron que el Al podría proporcionar pasividad para estos materiales en solución de ácido sulfúrico. Sin embargo, las aleaciones con contenido de aluminio inferior al 10% en peso no son adecuadas para aplicaciones marinas en cuanto a la resistencia a la corrosión. El efecto adverso del manganeso también fue reconocido al señalar el aumento del potencial pasivo primario y de la densidad de corriente crítica en ácido sulfúrico.

La resistencia a la corrosión en agua de mar de las aleaciones austeníticas Fe-Al-Mn que tienen un mayor contenido de manganeso, fueron investigados por Wang y Beck [27, 29]. Ellos afirmaron que estas aleaciones no eran susceptibles al agrietamiento por corrosión en agua de mar. En base a los resultados de polarización electroquímica, encontraron que la velocidad de corrosión de la aleación Fe-10 Al-30 Mn-C-Si en agua de mar fue menor que la del acero inoxidable 18Cr-9Ni-Ti. A pesar de que la resistencia a la corrosión puede ser dada por el aluminio. Todavía, es sorprendente e inesperado ver que las aleaciones de Fe-Al-Mn exhibieron mejor resistencia a la corrosión que un acero AISI 321.

El carbono fue reportado como elemento perjudicial a la resistencia a la corrosión por Tsai y col. [27]. El reducir el contenido de carbono puede ser una forma efectiva de mejorar la resistencia a la corrosión en aceros de baja densidad. Sin embargo, se encontró que, con menor contenido de C, los aceros Fe-(8.9–10.5)Al-(24.0–30.0)Mn-(0.21–0.50)C poseen una microestructura que consiste en austenita + ferrita. Según resultados de Ruščák y Shih [30, 31], la resistencia a la corrosión de los aceros doble fase fueron más bajos que los austeníticos. La razón fue que en el acero doble fase las picaduras fueron el principal tipo de corrosión y tuvo lugar dentro de los granos ferríticos y en las interfaces α/γ [27, 31]. Para mejorar la resistencia a la corrosión Wang y col. [32] agregaron entre 3.6 y 6.4 % de Cr al acero Fe-(21.5–27.7)Mn-(8.9–9.9)Al-(0.33–0.42)C. Sin embargo, las pruebas de corrosión indican que tampoco son satisfactorios, así como las propiedades mecánicas son más bajas que el acero austenítico. La solución que encontraron los autores fue añadir

porcentajes similares de Cr, pero aumentando porcentaje de C para lograr un acero totalmente austenítico.

1.1.6 Aplicaciones

El incremento de la resistencia a la tensión, límite elástico y al mismo tiempo la ductilidad son algunas de las características principales de este tipo de acero, así como el aumento de resistencia a la oxidación [33], y a falla asociada al hidrogeno [34], las cuales son importantes para las industrias automovilística, armamentística y minera. Dichas propiedades mecánicas son alcanzadas al combinar cuidadosamente la composición química y el proceso de fabricación que se realiza.

Durante los años 70's estos aceros fueron desarrollados como un posible sustituto a los ahora llamados aceros inoxidable, esto debido a los altos costos de fabricación por los elementos aleantes que contienen (Cr y Ni). La idea era sustituirlos por aleantes menos caros como Al y Mn [35].

1.2 Metalurgia física de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C

1.2.1 Diagramas de fase

El sistema de aleación cuaternario Fe-Mn-Al-C es un sistema complejo donde intervienen distintos factores a estudiar (4 elementos aleantes mas microaleantes), y debido a las distintas fases que se pueden producir es necesario analizar secciones más simples para conocer su comportamiento, por lo que, para conocer su efecto, son estudiados separadamente en los sistemas Fe-Mn-C y Fe-Al-C más simples.

1.2.1.1 Sistema Fe-Mn-C

De manera inicial, en el sistema Fe – C, mostrado en la **Figura 1.6a**, las fases encontradas son la ferrita (α , δ), austenita (γ) y cementita (M_3C). Cuando un elemento estabilizador de la austenita se añade al sistema, la reacción peritéctica se modifica hasta que esta desaparece totalmente como se muestra en la **Figura 1.6b**. Cuando esto ocurre la fase austenítica se puede encontrar estable a bajas temperaturas. Por otro lado, el punto S, es la región del diagrama donde se encuentra la temperatura mínima para tener una sola fase austenítica. Por debajo de dicho punto, la austenita es una fase metaestable la cual se descompone en ferrita y carburos. Conforme el Mn aumenta, el campo austenítico se amplía y la temperatura del punto S empiezan a disminuir.

1.2.1.2 Sistema Fe-Al-C

Cuando se adiciona Al al sistema, este tiene una importante modificación en los campos austeníticos y de las demás fases presentes, como se observa en la **Figura 1.6c**. Los rangos de composición química y temperatura donde se presenta la reacción peritéctica de alta temperatura, aumenta. Los campos de ferrita $\delta + \gamma$ aumentan y el área austenítica se modifica moviéndose hacia el lado derecho, cuando la temperatura y la concentración de C del punto S y E se incrementan. Las áreas de γ y M_3C en el sistema Fe – C son remplazadas por $(\gamma + k)$ y $(\gamma + k + M_3C)$, donde k es carburo kappa [4].

Cuando la aleación contiene un contenido de Al mayor al 2%, una nueva fase se forma, dicha fase se encuentra en un amplio rango de temperaturas del diagrama de fases. Esta fase kappa o carburos kappa, tienen una estructura cristalina tipo perovskita designada como $E2_1$.

La estequiometría ideal de los carburos kappa es $(Fe, Mn)_3AlC$.

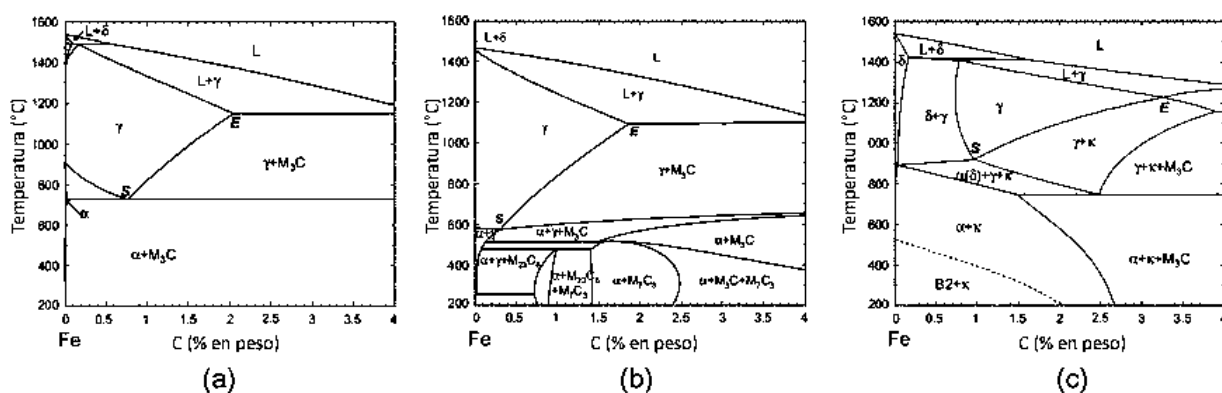


Figura 1.6 Efecto de la adición de Mn y Al en las transformaciones de fase del sistema Fe – C.

(a) Fe – C, (b) Fe – 15Mn – C, (c) Fe – 7Al – C [4].

Es importante señalar dos líneas importantes en la **Figura 1.6c**, línea de formación de carburo κ , que en la figura se muestra como la línea SE, y la otra es la temperatura de transición del desorden al ordenar de la ferrita, señalada como una línea discontinua en la **Figura 1.6c**.

1.2.1.3 Sistema Fe-Mn-Al-C

El Sistema cuaternario Fe-Mn-Al-C ha sido estudiado desde hace años por diferentes autores [36-41]. Algunos de ellos, Ishida y col. [36] y Goretskii y col. [37] establecieron isoterma del diagrama

de fase en el rango de temperatura de 900 a 1200 °C para sistemas Fe-(20,30)Mn-xAl-yC. La **Figura 1.7** muestra algunas secciones a temperatura constante del diagrama de fases del acero Fe-(10,20,30)Mn-xAl-yC a 900 °C, donde se muestran tanto resultados calculados como experimentales

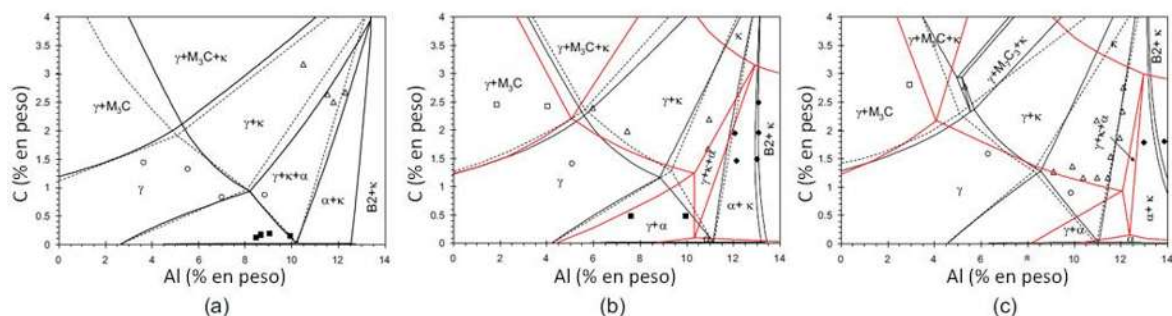


Figura 1.7 Efecto de la adición de Mn y Al en la fase constituyente y en los campos de fase del sistema Fe-C.

La línea punteada son resultados experimentales publicados por Kim y col. [39], las líneas rojas son cálculos realizados por Ishida et al [36]. La línea punteada negra y la línea negra solida muestran resultados publicados por Chin y col. [40, 41] respectivamente. Se presentan cuatro fases, ferrita, austenita, carburo kappa y cementita. Los datos experimentales muestran que el campo de austenita se extiende hacia mayores contenidos de Al a mayores cantidades de Mn. Como es sabido, la austenita es una fase estable a alta temperatura y por debajo de ella se encuentra de manera metaestable y con cualquier tratamiento térmico o proceso que involucre calor se llevaría a cabo su descomposición. A mayores contenidos de Mn o de C, el campo se estabiliza a temperaturas menores, lo cual indica que la adición de elementos gammágenos logran la estabilidad de la fase. Por otro lado, a mayores contenidos de Mn se promueve la aparición de una fase indeseable llamada β -Mn que fragilizan las aleaciones. Cheng y col. [42, 43] realizaron estudios en dos aleaciones Fe-13.5Mn-6.3Al-0.78C y Fe-18Mn-7Al-0.85C (ver **Figura 1.8**) a los cuales les realizaron un recocido de 100 h a diferentes temperaturas entre 500 y 875 °C, y un tratamiento de solubilizado a 1100 °C durante 1 h. Encontraron que las fases encontradas son: γ -austenita, $\delta(\alpha)$ -ferrita, carburo kappa, M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 y Mn- β . Estas fases pueden coexistir en condiciones que dependen de la composición química de la aleación, temperatura del procesamiento del acero. En sistemas Fe-Mn-Al-C el contenido de Al debe ser al menos del 5% para la formación de carburos kappa.

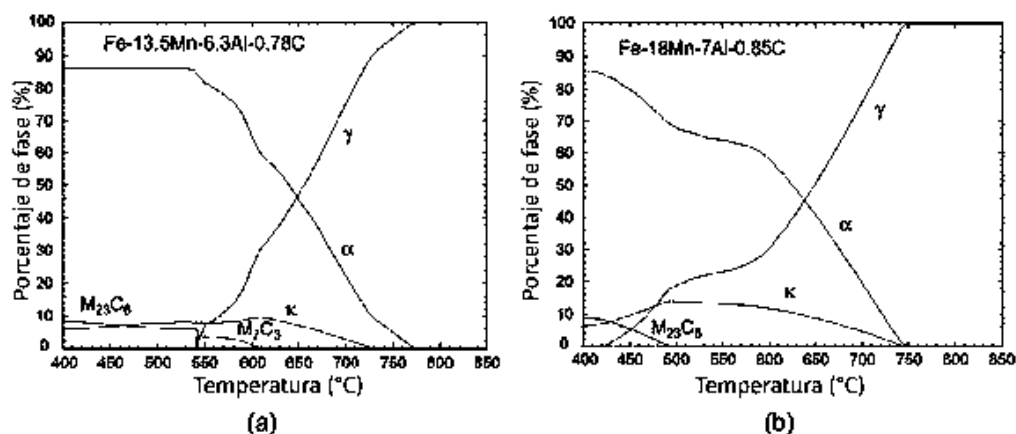


Figura 1.8 Proporción de fases en equilibrio en función de la temperatura de dos aleaciones, a) Fe-13.5Mn-6.3Al-0.78C y b) Fe-18Mn-7Al-0.85C.

Los primeros estudios referentes a diagramas de fase del sistema Fe-Mn-Al-C muestran la existencia, a distintas condiciones (temperatura, composición química), de diferentes microestructuras. El diseño de aceros de este sistema debe estar enfocado en prevenir la presencia de carburos κ de gran tamaño, segregados a límites de grano y presentes a temperaturas de deformación en caliente.

1.2.2 Fases y segundas fases

1.2.2.1 Austenita- γ

La austenita es la forma estable del hierro puro a temperaturas que oscilan entre los 900 a 1400 °C, siendo una forma metaestable la encontrada por debajo de dichas temperaturas. La estructura cristalina de la austenita es FCC, es blanda y dúctil y, donde la temperatura más usada en procesos de deformación en caliente es a 1100 °C, temperatura que es donde se encuentra la austenita de forma estable. Bajo ciertas condiciones de temperatura ocurre una descomposición que es responsable de formar la fase característica de los aceros de baja densidad. Rana y col. [44] han estudiado en aceros Fe-(5-40) Mn-10Al-1.0C donde la fase austenita- γ se transforma en $\gamma + \kappa$, y la ferrita se descompone en una combinación de fases DO3 + carburos κ .

1.2.2.2 Ferrita- δ

La fase de ferrita- δ , es el primer sólido que se forma a partir del líquido durante el proceso de enfriamiento. Esta es una solución sólida en hierro δ , al igual que el hierro α puede tener en

solución solo una pequeña cantidad de C. La ferrita δ formada en la zona de fusión de la soldadura de aceros austeníticos tiene una gran importancia por su influencia en las propiedades mecánicas de la unión soldada y la prevención de fenómenos que se presentan en la solidificación como es el agrietamiento en caliente.

1.2.2.3 Carburos kappa

Los primeros estudios de la fase kappa fueron dados por James en 1969 [45], quien observó que con el aumento del contenido de C y Al en el sistema Fe-Al, la aleación aumentaba de dureza en un rango de 500 a 550 °C. Kayak [46] por otro lado, estudió el endurecimiento por precipitación en aceros Fe-Mn-Al-C y atribuyeron dicho aumento a una precipitación de carburos, lo cual se dio, después de un tratamiento térmico de envejecimiento de 16 horas a 550 °C. Inoue y col. [47] estudiaron a fondo la estructura del carburo κ en un acero Fe-(7-65)Mn-(3-9)Al-(0.8-2.4)C, donde propusieron una estructura ordenada del tipo $L'1_2$ con fórmula estequiométrica $(Fe, Mn)_3AlC$. Mas adelante, Han y col. [48] y Yang y col. [49] confirmaron la estructura cristalina $L'1_2$, como se muestra en la **Figura 1.9**, donde los átomos de Al ocupan las esquinas, los átomos de Fe y Mn se ubican en los centrados en las caras y el único átomo de carbono se coloca en el centro de la celda unitaria, llamado sitio octaédrico.

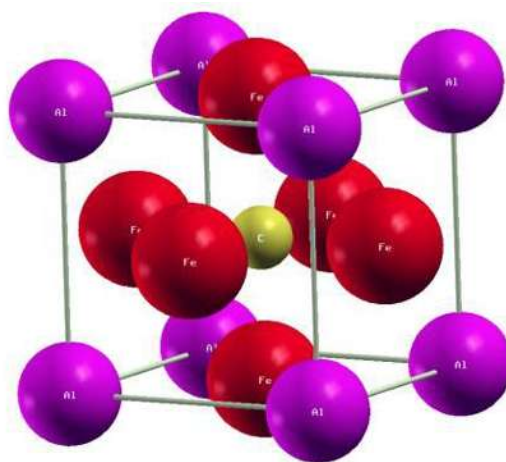


Figura 1.9 Celda unitaria de carburo κ .

Bentley y col. [50] demostró que la precipitación de carburo κ no es resultado de la nucleación y crecimiento causado por un tratamiento térmico de envejecimiento. De acuerdo a sus estudios aclaró que la descomposición de fase austenítica, fase madre de los carburos kappa, comienza a con la fluctuación de soluto. La descomposición espinodal y ordenamiento rápido durante el

enfriamiento son los responsables de su formación. Yang y col. [51] estudiaron la formación de carburo kappa desde un punto de vista termodinámico y revelaron que la precipitación de carburo $(Fe, Mn)_3AlC$ cambia gradualmente de una descomposición espinodal a una forma clásica de crecimiento de nucleación. Para aceros austeníticos y composiciones entre 25-30% de Mn y hasta 8% de Al el efecto TWIP se mantiene como principal mecanismo de deformación. A mayores concentraciones de Al, el maclaje mecánico se reduce y el endurecimiento por precipitación aparece.

Se han observado dos tipos de carburos kappa de acuerdo a su lugar de formación, dentro del grano o en límites de grano. Los carburos κ' intragranulares y los carburos κ^* intergranulares. Los mecanismos de formación de estos dos tipos de precipitados, así como su contribución a las propiedades finales del acero pueden ser bastante diferentes. Los carburos κ' intragranulares son finos y esto aumenta la resistencia mecánica y el límite elástico [52]. Por otro lado, los carburos κ^* intergranulares son mas gruesos y provocan perdida de ductilidad reflejada en menores elongaciones [6].

1.2.2.3.1 Estructura cristalina de los carburos κ .

La estructura cristalina de la fase κ se muestra en la **Figura 1.10** y se muestra una comparación con la estructura cristalina de la austenita. En la **Figura 1.10a** se muestra un cristal de austenita, donde los átomos Fe/Mn y Al se posicionan en posiciones cubicas o en posición centrada en las caras (FCC). Cuando los átomos de Al se encuentran en las esquinas, los átomos de Fe y Mn están en las caras, se produce una estructura de fase γ ordenada, también llamada estructura $L2_1$, como se muestra en la **Figura 1.10b**. El ordenamiento de los átomos de C, a posiciones centradas en el cuerpo en huecos octaédricos en posiciones intersticiales $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$, produce la formación de carburos κ .

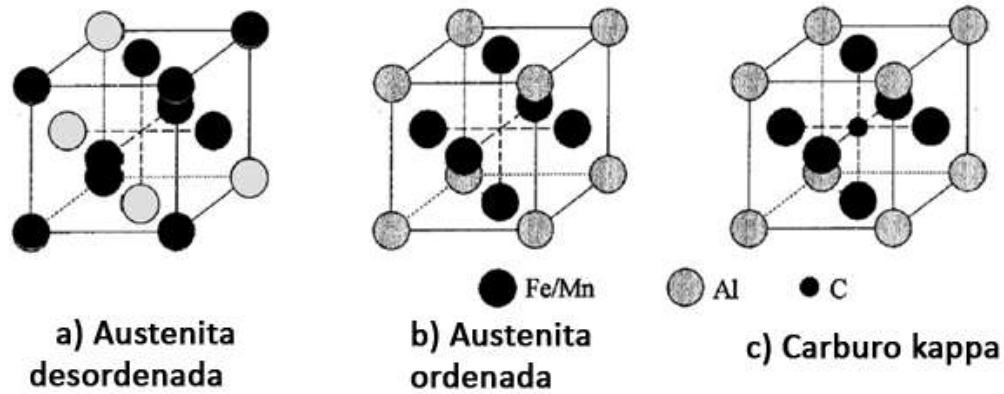
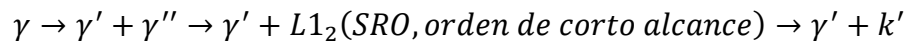


Figura 1.10 Estructura de la fase κ en comparación con la fase austenítica. (a) Fase austenítica ordenada, (b) Fase austenítica desordenada, (c) Fase κ con estequiometría ideal [53].

1.2.2.3.2 Carburos k' intragranulares

Los carburos k' intragranulares son producidos homogéneamente dentro de la matriz austenítica, es decir, dentro de los granos. Los carburos k' intragranulares son coherentes con la matriz, aumentando así a la resistencia del material.

La secuencia de precipitación de la fase k' es descrita como sigue [54]:



1.2.2.3.3 Carburos k^* intergranulares

Los carburos k^* intergranulares se forman a lo largo de los límites de grano. Con un tratamiento térmico prolongado y una temperatura no adecuada, los carburos κ precipitan heterogéneamente en los límites de grano como partículas gruesas [55, 56]. Estas partículas se originan como partículas discretas en distintas zonas, pero conforme el tratamiento térmico o proceso continua, aparecen a lo largo de todos los límites de grano. En el caso de un sobre envejecimiento, los carburos k^* crecen a lado de los granos austeníticos y forman una estructura laminar. Dependiendo de la composición del acero y de la temperatura de recocido los carburos k^* pueden formarse por precipitación, transformación celular o reacciones eutectoides.

1.2.2.4 Ferrita- α (B2 y DO3)

La precipitación de ferrita- α puede ocurrir durante el recocido, dependiendo de la composición química y la temperatura del tratamiento. Se ha observado que su formación se da a lo largo de los granos austeníticos como “finas cintas” [54]. Dicha fase también puede ser formada a lo largo de límites de macla [57]. Esta fase es inicialmente coherente con los granos austeníticos, con una relación de orientación de Kurdjumov-Sachs, $(111)_\gamma // (110)_\alpha$ y $[101]_\gamma // [101]_\alpha$ y pierden coherencia al engrosarse como resultado de un sobre envejecimiento [43, 54]. En aceros dúplex ($\delta + \gamma$), la ferrita α se forma preferencialmente en la ferrita δ ya existente. La ferrita α se puede transformar en estructuras B2 o DO3 a bajas temperaturas debido a los altos contenidos de Al. En aleaciones Fe-8.0Al-29.0Mn-0.90C-1.5Si [58] se encontraron partículas con una mezcla de fases ($\alpha + \text{DO3}$) nucleadas en límites de grano. Por otro lado, en una aleación Fe-15Mn-10Al-0.86C-5Ni [57] se observó que la fase B2 presenta una mayor resistencia mecánica que los granos austeníticos y podrían ser utilizadas como fase de refuerzo para la matriz del acero.

1.2.2.5 Fase β -Mn

Además de las cuatro microestructuras principales dentro del sistema Fe-Mn-Al-C (austenítico, ferrítico, dúplex base austenita y dúplex base ferrita), bajo ciertas circunstancias se presentan segundas fases que determinan el comportamiento de la aleación. A contenidos mayores de 30 % de Mn, se puede presentar la fase β -Mn. La precipitación de β -Mn, se da bajo tratamientos de envejecidos prolongados el cual provoca una fuerte fragilización [59, 60]. La presencia de β -Mn se trata de evitar debido a la baja de ductilidad que presentan las aleaciones. Chen y col. [61] estudiaron el mecanismo bajo el cual la fase β -Mn es formada. Tras un proceso de descomposición espinodal de la austenita, se forman regiones pobres en C y ricas en Al facilitando la formación de ferrita- α en límites de grano. Posteriormente, los átomos de soluto del C y Mn segregan hacia los límites de grano formando la fase β -Mn.

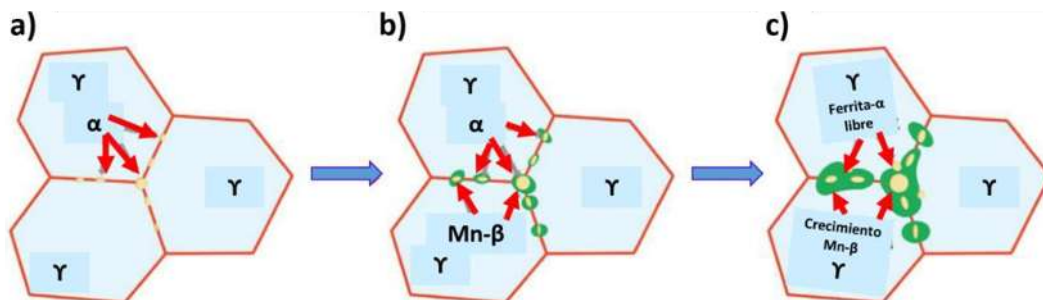


Figura 1.11 Proceso de formación de la fase β -Mn.

1.2.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros de baja densidad.

Los aceros de baja densidad presentan propiedades interesantes, las cuales dependen de los elementos que están involucrados en el diseño de la aleación. Además de esto, los mecanismos de endurecimiento, así como los mecanismos de deformación los cuales controlan directa e indirectamente el comportamiento mecánico de la aleación son dependientes de la composición química del acero. Por esta razón es importante conocer cómo actúa cada uno de ellos. Los elementos más comunes en el presente sistema son: Fe, Mn, Al y C.

1.2.3.1 Manganeso

Estabiliza la austenita, promueve la fase β -Mn, la cual es una fase frágil, en altos contenidos favorece la precipitación de la fase κ . Kim y col. [8] estudiaron la variación de propiedades en función del contenido de Mn de los aceros Fe-10Al-1C-Mn representado en la **Figura 1.12** con símbolos sólidos y Fe-3Si-3Al-Mn con símbolos abiertos. Ambos aceros mostraron comportamientos distintos con la adición de Mn. Para el acero Fe-3Si-3Al-Mn se observa un incremento en la ductilidad acompañado de una disminución en la resistencia, límite elástico y tasa de endurecimiento por deformación al incrementarse el contenido de Mn. A su vez, mostró una transición TRIP a TWIP al verse incrementada la EFA. Para el acero Fe-10Al-1C-Mn al incrementar el Mn de 20 a 29% no mostró cambios evidentes en las propiedades mecánicas por lo que concluyeron que el Mn no tiene mayor influencia en la formación de carburos κ en aceros austeníticos.

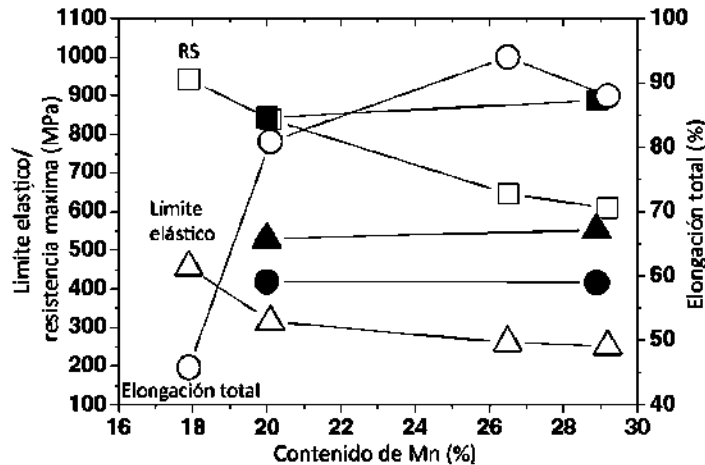


Figura 1.12 Propiedades de tensión en función del contenido de Mn en los aceros Fe-10Al-1C-Mn (símbolos sólidos) y Fe-3Si-3Al-Mn (símbolos abiertos) [52].

1.2.3.2 Aluminio

Estabiliza la ferrita, promueve la formación de una capa de alúmina, reduce la difusividad del carbón, incrementa la energía de falla de apilamiento en los aceros de alto Mn [60] y de este modo evita la transformación de austenita en martensita. Kim y col. [52] estudiaron la variación de propiedades en función de la variación de Al en los aceros de baja densidad Fe-(20-22)Mn-0.6C-Al y una aleación ferrítica binaria Fe-Al, los cuales se muestran en la **Figura 1.13**. Cuando se alcanzan concentraciones de Al mayores al 10% la microestructura pasa de ser austenítica a dúplex, sin embargo, este cambio de fase es despreciable al observar la tendencia de propiedades de tensión. Una caída de la resistencia máxima a la tensión entre 0 y 3% se debe a la supresión del mecanismo de maclado por el aumento de la EFA. A mayores contenidos de Al, el mecanismo de deformación cambia a deslizamiento plano de dislocaciones y al corte de carburos kappa. Es claro que al observarse un incremento de la resistencia mecánica implica una disminución de la elongación total.

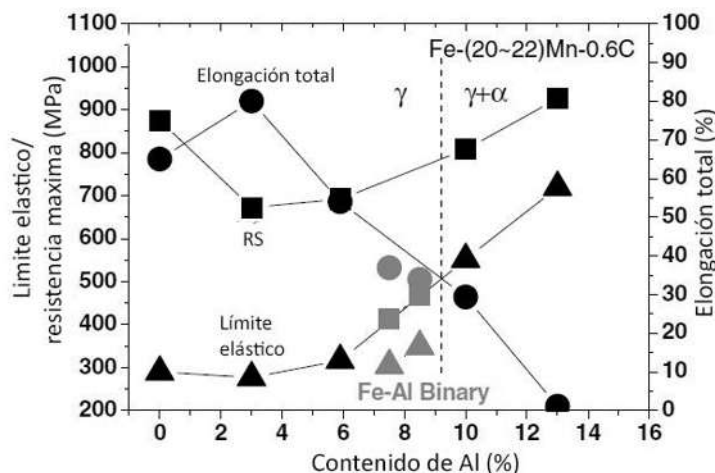


Figura 1.13 Propiedades de tensión en función del contenido de Al en un acero Fe-(20-22)Mn-(0.6)C-xAl.

1.2.3.3 Carbono

Elemento estabilizador de austenita, disminuye la resistencia a la fatiga, en altos contenidos favorece la precipitación de la fase κ , además de ser un potente endurecedor. Kim et al [8] estudiaron la variación de propiedades de un acero Fe-(28-30)Mn-(8.5-9.4)Al-xC en función de su contenido de C y se muestran en la **Figura 1.14**. La resistencia mecánica de la aleación aumenta conforme aumenta el contenido de C, de acuerdo a sus estudios, encontraron que el límite elástico se incrementa más rápido que la resistencia máxima, lo cual indica una disminución de la capacidad de endurecimiento por deformación a mayores contenidos de C. Observaron también una fuerte disminución de la ductilidad, lo cual atribuyeron a la precipitación de carburos κ después del tratamiento de solubilizado. También observaron que el C en exceso puede promover la precipitación de carburos κ durante el enfriamiento posterior al solubilizado. La elongación total alcanza un valor pico a 0.8% C, donde la aleación pasa de tener una microestructura dúplex ($\alpha+\gamma$) a ser una aleación monofásica (γ).

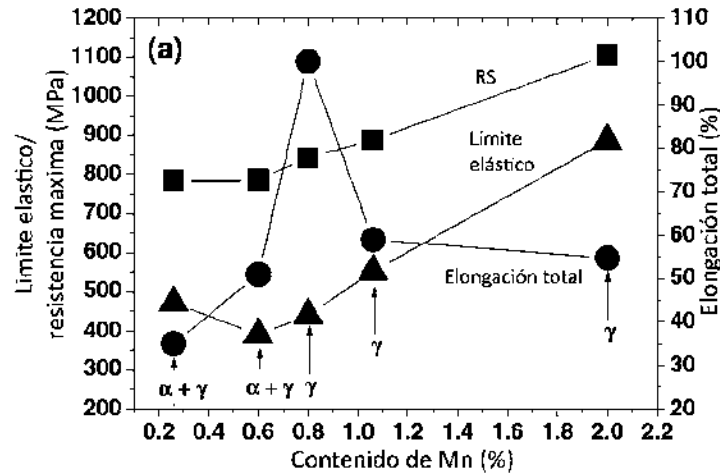


Figura 1.14 Propiedades de tensión en función del contenido de C en un acero Fe-(28-30)Mn-(8.5-9.4)Al-xC.

1.2.4 Efecto de los elementos microaleantes en los aceros de baja densidad.

1.2.4.1 Titanio

La adición de elementos microaleantes como Ti en aceros altos en Mn tiene diferentes efectos benéficos a la microestructura de la aleación, produciendo microestructuras más finas que la de aceros no microaleados. Uno de los efectos más importantes del Ti es la refinación de grano recrystalizado, además de emplearse como un desoxidante. Otro efecto importante es que provoca la globulización de MnS, aumentando la resistencia y ductilidad del acero. Por otro lado, también endurece por precipitación a bajas temperaturas, el cual forma compuestos intermetálicos y mejora su resistencia mecánica [62, 63]. También puede combinarse con C y N formando carburos y nitruros estables que endurecen la aleación por precipitación. Adicional a esto el Ti suele combinarse con N, fase menos dañina que el AlN.

1.2.4.2 Boro

El B es un elemento con diferentes efectos en las microestructuras de distintos tipos de aceros. El B como microaleante tiene efecto endurecedor y ofrece una buena resistencia al desgaste. Su segregación se da a límites de grano, en aceros austeníticos. Djahazi y col. [64] el B combinado con Ti aumenta la resistencia del acero. El B microaleado con C forma carburos (B_4C) muy estables además de promover la formación de nitruros de boro (BN) los cuales se tienen una temperatura de formación de 1600 °C [65], por lo que es difícil eliminarlos de la aleación, por otro lado la

formación de B_4C tiene una temperatura de formación/disolución aun mayor de $2350\text{ }^{\circ}C$ [65]. La presencia de átomos de B promueve la aparición de pares B-vacancias que difunden hacia los límites de grano con una velocidad superior a la que tienen los átomos de B que se alejan de dichos límites de grano. Esto provocará un aumento de la cantidad de vacancias en el interior de los límites de grano facilitando la nucleación de partículas e inclusiones no metálicas que retrasan nucleación y crecimiento de nuevos granos [66]. Según literatura especializada [67], se ha encontrado al B presente en aceros en diferentes formas como: precipitados del tipo $M_{23}(B,C)_6$, combinado con N como BN, como elemento intersticial en solución sólida y en forma de óxidos.

1.2.4.3 Efecto combinado de Ti/B.

La presencia de Ti en solución sólida forma Ti (C, N) provoca el retraso de la recrystalización dinámica (DRX), esto aunado a la adición de B incrementan la resistencia y mejora la ductilidad en caliente en función de la recrystalización dinámica y de la capacidad del boro de mantener la cohesión entre granos.

En algunos casos la adición de Ti en compañía de B, produce en el metal de soldadura una combinación que genera una mayor cantidad de ferrita acicular fina, esto promueve buenas propiedades mecánicas. Cuando se encuentra combinado también incrementa el endurecimiento del cordón de soldadura. Si el contenido combinado aumenta de manera excesiva la resistencia mecánica, entonces promueve una reducción de la tenacidad al impacto y, por lo tanto, de la elongación total. Estudios previos [68] referentes a la adición del microaleante Ti/B en aceros del sistema Fe-Mn-AlC, indican una mejora de la resistencia en caliente, especialmente en el rango de temperaturas de 700 a $900\text{ }^{\circ}C$. El endurecimiento observado se atribuye a un endurecimiento por solución sólida o debido a la formación de segundas fases que precipitan en la matriz.

1.2.4.4 Tierras raras (Ce, La)

El cerio puede actuar como desoxidante y desulfurante del acero, y disminuir el contenido de azufre y oxígeno al combinarlos para formar óxidos y sulfuro. Ofrece una buena resistencia a la oxidación, creando una capa superficial, al reaccionar con el oxígeno. Por otro lado, a mayores contenidos de Ce en el acero, este promueve un incremento en la energía absorbida en un ensayo de impacto [69]. Depositado en la aleación en el porcentaje correcto el lantano, elimina la segregación a límites de grano de elementos como S o P, así como la fragilización provocada por los mismos. Por otro lado, a mayores contenidos de La en el acero, este promueve un incremento en la energía absorbida en

un ensayo de impacto, pero su efecto es más marcado para el C [69]. Cuando se presenta en contenidos excesivos, pueden presentarse fracturas frágiles al precipitarse en límites de grano, fases como LaPO_4 , FeP , LaO y CeO , se pueden presentar reduciendo resistencia y tenacidad al impacto.

1.3 Fallas de apilamiento (FA), energía de falla de apilamiento (EFA) y su relación con los mecanismos de deformación.

Los mecanismos de deformación plástica en aceros del sistema Fe-Mn-Al-C depende directamente de energía de falla de apilamiento (EFA), siendo esta a su vez, dependiente de la composición química. En la **Figura 1.15** es posible mostrar la estructura en condiciones ideales de una estructura cristalina FCC con una secuencia de apilamiento de planos compactos [111] en una disposición “ABC ABC ABC” y para una estructura cristalina HCP ideal, un apilamiento de los planos [0001] en una secuencia de “AB AB AB”.

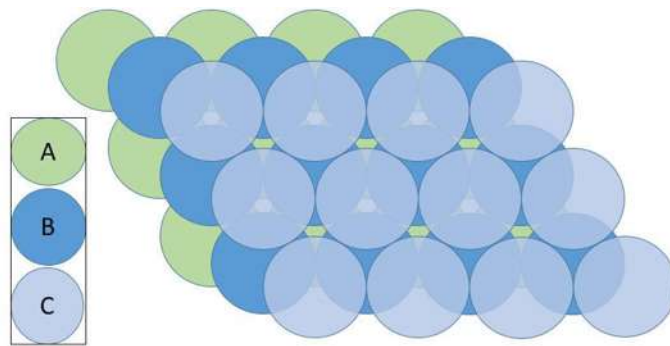


Figura 1.15 Representación esquemática de una secuencia de apilamiento perfecta en una estructura FCC.

Sin embargo, la secuencia perfecta no se mantiene y pueden ocurrir modificaciones al apilamiento ideal debido a la deformación plástica o por defectos ocurridos al momento de la solidificación, por lo que cambia la secuencia de apilamiento, dando lugar a fallas. En las estructuras cristalinas FCC, el fenómeno de deslizamiento se produce en los planos y direcciones más empaquetados. El deslizamiento de las dislocaciones al momento de deslizarse deja atrás una red FCC perfecta, debido a ello son llamadas dislocaciones perfectas. Sin embargo, en general, una dislocación perfecta se disocia en dos dislocaciones parciales (llamada dislocación parcial de Shockley). Dado que la energía de la dislocación es proporcional al cuadrado del vector Burgers, es claro que la disociación de la dislocación perfecta se ve favorecida energéticamente, por lo que es más fácil para los átomos B moverse en zigzag entre los átomos A, en lugar de trepar y pasar sobre ellos. Al

momento que las dislocaciones parciales se deslizan se moverán los átomos B a la posición C, lo que producirá un defecto en la estructura cristalina que contiene una falla de apilamiento en la secuencia “ABC AC ABC”, por lo que pareciera que una capa B se hubiera eliminado de la secuencia de apilamiento. Por lo que el error en dicha secuencia seguirá hasta que pase la segunda dislocación parcial corrigiendo el apilamiento [70].

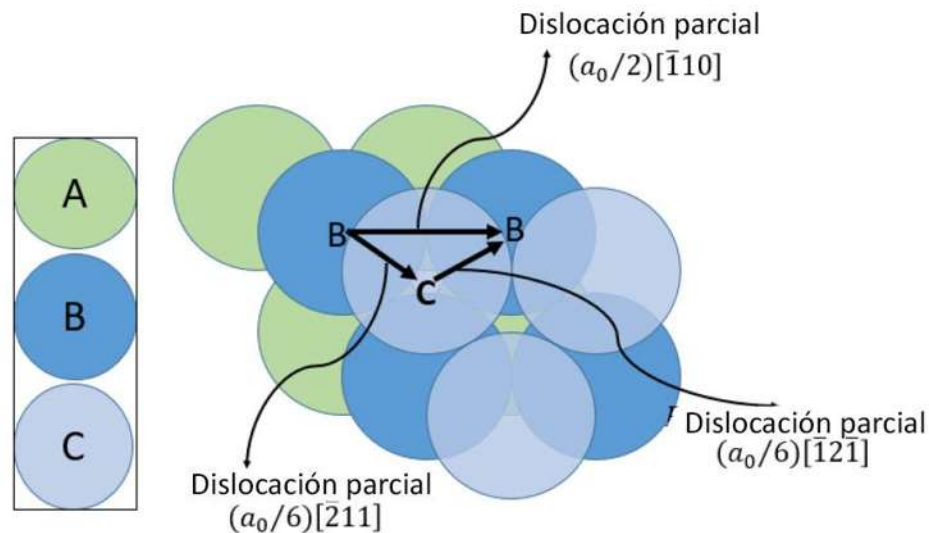


Figura 1.16 Representación esquemática de una dislocación perfecta dividida en dislocaciones parciales.

En el caso del movimiento de una única dislocación parcial moviéndose a través de la estructura cristalina, deja una secuencia de apilamiento con una falla asociada lo que genera una falla de apilamiento como se muestra en la **Figura 1.17**.

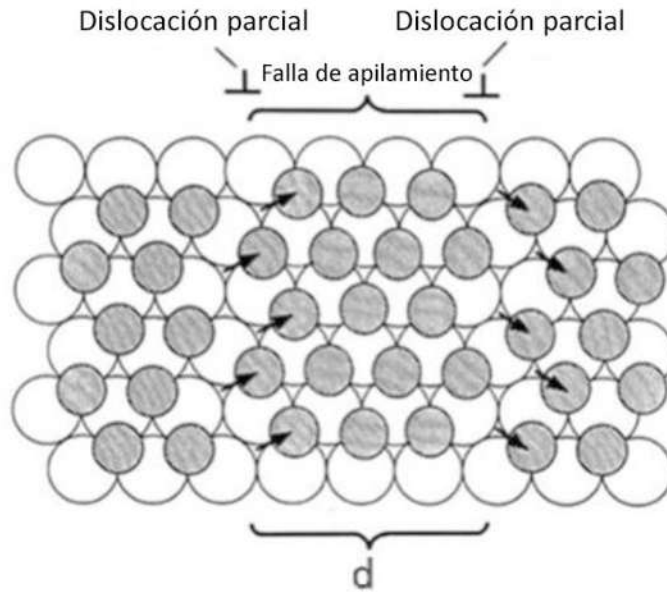


Figura 1.17 Distancia de equilibrio de dos dislocaciones parciales y esquema de formación de la falla de apilamiento.

La falla descrita anteriormente se denomina intrínseca que consiste en dos planos de la estructura hexagonal compacta (HCP). Existe otro tipo de falla llamada extrínseca formada al introducirse una capa C adicional en el apilamiento “ABC ABC” FCC ideal, que produce una macla con la secuencia de apilamiento ACB como se muestra en la **Figura 1.18**. Así, desde el punto de vista cristalográfico, el fenómeno de maclado, se explica debido a las fallas de apilamiento en la estructura.

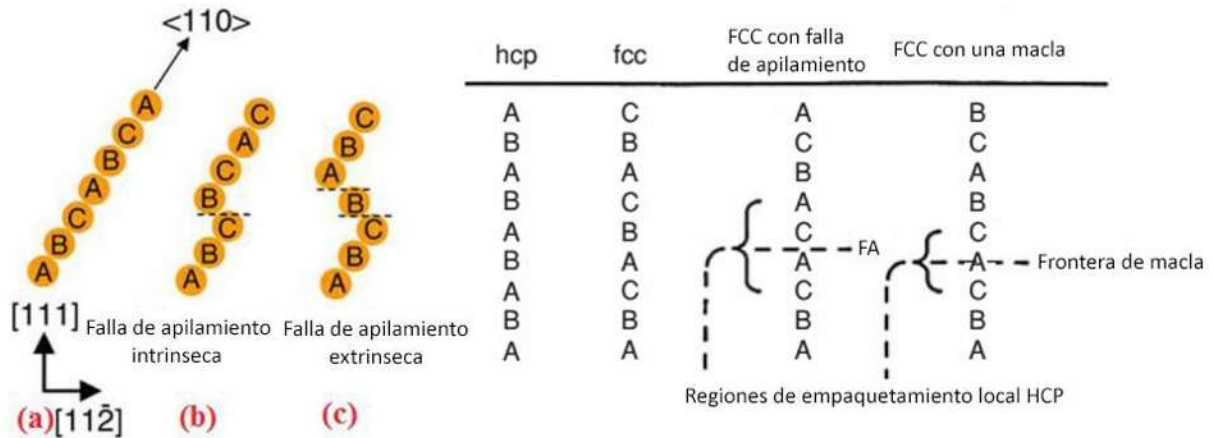


Figura 1.18 Secuencia de apilamiento para una red FCC perfecta, falla de apilamiento intrínseca y extrínseca, (b) simulación de una red HCP con la introducción de una dislocación, en una red FCC.

En el caso de defectos en la estructura cristalina, estos tienen una energía asociada a ello que en conjunto es conocida como energía de falla de apilamiento (EFA). Según estudios se ha encontrado que la energía de falla de apilamiento depende principalmente de la composición química, la microsegregación elemental [71], así como temperatura y el tamaño de grano [72]. La ductilidad, resistencia a la tensión y la tasa de endurecimiento por deformación dependen de la estabilidad de la austenita controlada por la energía de falla de apilamiento.

1.3.1 Mecanismos de deformación plástica y endurecimiento de aceros austeníticos de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C

La estabilidad de la austenita, dada por el nivel de EFA, controla el efecto TRIP, TWIP, así como el deslizamiento de dislocaciones. La **Tabla 1.2** muestra el mecanismo de deformación que actúa en función de la EFA.

Tabla 1.2 Mecanismo de deformación en función de la energía de falla de apilamiento [4].

EFA (mJ/m^2)	EFA < 20	20 - 40	40 - 60	EFA > 60
Mecanismo de deformación principal	Martensita ε	Maclado	Deslizamiento cruzado y activación de sistemas de deslizamiento	Refinamiento dinámico de bandas de deslizamiento o Plasticidad inducida por microbandas

1.3.1.1 Plasticidad inducida por microbandas (MBIP)

El mecanismo de endurecimiento MBIP se ha reportado en aleaciones de alta EFA ($\sim 90 mJm^{-2}$). Este se describe por la formación de zonas delgadas planas confinadas por una pared de dislocaciones en cada lado. A este tipo de formaciones se les llaman microbandas. Este modo de deformación se da solo en aceros con alta EFA.

El mecanismo MBIP ha sido postulado para ser el mecanismo gobernante del mejoramiento en ductilidad en un acero austenítico Fe-28Mn-9Al-0.8C [13]. Las microbandas consisten en dislocaciones geométricamente necesarias, nucleadas en límites de grano y que crecen progresivamente, lo que causa una densidad de dislocaciones mejorada. Una mayor tasa de endurecimiento por deformación está ligada con la densidad de dislocaciones aumentada.

1.3.1.2 Refinamiento dinámico de bandas de deslizamiento (DSBR).

Este es un nuevo mecanismo de deformación encontrado en aceros con alta EFA, el cual consiste en la formación de bandas de deslizamiento muy delgadas que se expanden por todo el grano austenítico causado por un fuerte deslizamiento plano de dislocaciones. La estructura formada por las bandas de deslizamiento durante la deformación plástica también está sujeta a un refinamiento, es decir, a la reducción del espacio entre cada banda.

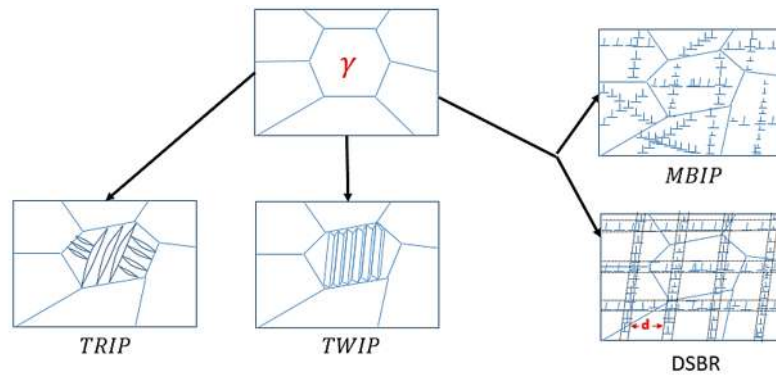


Figura 1.19 Mecanismos de deformación de aceros Fe-Mn-Al-C [73].

1.3.1.3 Endurecimiento por solución sólida

Este mecanismo de endurecimiento es muy importante en los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, ya que en estos sistemas están involucrados distintos aleantes. Entre ellos el C que se disuelve y se acomoda intersticialmente incrementa la resistencia. A su vez, el Al encontrado intersticialmente también aumenta el límite elástico de la aleación [16]. Cuando la aleación se encuentra en estado de solubilizado y templado, todos los elementos aleantes se encuentran disueltos en la austenita FCC. El efecto del C en el límite elástico de la austenita ha alcanzado según reportes de Ettiane y col. [74] los 187-300 MPa/%C. También se reporta que la presencia de Al incrementa ligeramente el límite elástico (<10 MPa/%Al l) [16, 75].

1.3.1.4 Endurecimiento por refinamiento de grano

El refinamiento de grano es un mecanismo de endurecimiento que puede ser aplicado a aleaciones no endurecibles. Es bien sabido que el tener un grano de tamaño fino ayuda a mejorar la resistencia de cualquier acero, debido al mayor número de límites de grano que impiden el libre movimiento de las dislocaciones. Este puede darse por diferentes tratamientos térmicos o procesos como el trabajado en frío seguido de un recocido de recristalización. El efecto del tamaño de grano austenítico en las propiedades de tensión se ha determinado sobre la base de la relación de Hall-Petch usando los siguientes valores: una resistencia inicial de $\sigma_{y0} = 288 \text{ MPa}$ y un parámetro de Hall-Petch $K=461 \text{ MPa}\mu\text{m}^{1/2}$ para límite elástico, y una resistencia inicial de $\sigma_{uts} = 742 \text{ MPa}$ y $K=351 \text{ MPa}\mu\text{m}^{1/2}$ para la resistencia máxima [74].

1.3.1.5 Endurecimiento por precipitación

El endurecimiento por precipitación se da en aceros altamente aleados. En el caso de los aceros de baja densidad, la principal fase de refuerzo son los carburos κ , que siempre y cuando sean finos y distribuidos homogéneamente en la matriz contribuyen grandemente a su resistencia. Su función se basa en la oposición que ponen al movimiento libre de dislocaciones durante procesos de deformación plástica. La segunda forma de precipitación es que la ferrita α , que puede estar presente como finas “cintas” en la matriz austenítica en las aleaciones con contenidos de Al altos [43, 54]. La ferrita α se transforma a fases B2 o DO₃, que produce endurecimiento.

1.3.1.6 Endurecimiento por deformación plástica

Park y col. estudiaron aleaciones austeníticas Fe-22Mn-(0, 3, 6)Al-0.6C con una EFA entre 20-50 mJ/m^2 , las cuales fueron sometidas a ensayos de tensión. Las curvas σ - ϵ de estos aceros en condición de solubilizado y templado se muestran en la **Figura 1.20**.

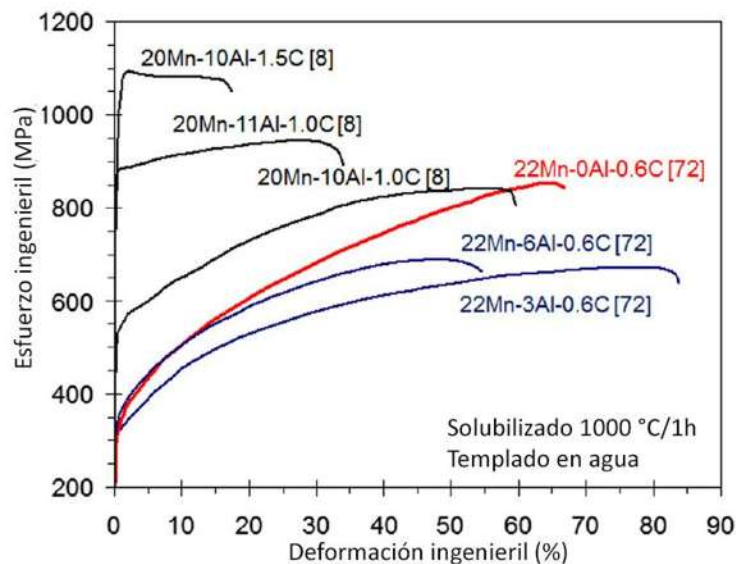


Figura 1.20 Efecto del Al y C en curvas σ - ϵ ingenieril de un acero austenítico [76].

En el acero Fe-22Mn-0.6C la tasa de endurecimiento por deformación aumenta de forma continua hasta el punto de estricción. En el acero Fe-22Mn-3Al-0.6C, la tasa de endurecimiento por deformación disminuye hasta una deformación verdadera de 0.2 y luego permanece casi constante hasta la estricción. En el acero Fe-22Mn-6Al-0.6C la tasa de endurecimiento por deformación

disminuye gradualmente desde el inicio de la deformación plástica y luego disminuye rápidamente a altas deformaciones.

La deformación de todos estos aceros estuvo dominada por el deslizamiento plano. Dicho deslizamiento se vuelve más evidente con un aumento de la EFA debido a la supresión o retraso en el maclado mecánico. Por lo que el mecanismo de deformación plástica en aceros austeníticos ha demostrado ser uno de los principales.

1.4 Tratamientos térmicos y termomecánicos de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C

1.4.1 Homogenización

El tratamiento térmico de homogenizado se utiliza para modificar la estructura característica de colada existente y disminuir el fenómeno de segregación química. El tratamiento térmico lleva la aleación a la región austenítica entre 950-1200 °C, y se mantiene a dicha temperatura tomando en cuenta el espesor de la muestra. En la práctica es común usar 2 horas de permanencia a la temperatura escogida por pulgada de espesor. Posteriormente se somete a un enfriamiento rápido a temperatura ambiente. Moon y col. [77] y Park y col. [78] llevaron a cabo este tratamiento térmico a altas temperaturas entre 1100-1200 °C para diferentes aleaciones del sistema Fe-Mn-Al-C.

1.4.2 Solubilización

Un tratamiento térmico de solubilizado es usado para provocar que los elementos constituyentes de la aleación se disuelvan evitando concentraciones importantes en forma de partículas precipitadas, como carburos, nitruros e inclusiones no metálicas. Esto se logra calentando la aleación a una temperatura adecuada (1000-1100 °C) y manteniéndolo a esta temperatura el tiempo suficiente para obtener una correcta disolución elemental. Posterior a esto se aplica un templeado lo suficientemente rápido para que los constituyentes entren en solución sólida sobresaturada.

1.4.3 Envejecimiento

Un tratamiento térmico de envejecimiento consiste en la elevación de temperatura de la aleación, basada en el análisis de su diagrama de fases con la finalidad de promover la precipitación de una o varias segundas fases deseadas con el objetivo de endurecer por precipitación la aleación. El endurecimiento por precipitación involucra la precipitación de partículas que actúan bloqueando el movimiento de las dislocaciones y así incrementar la resistencia del material, por lo que un tratamiento térmico de envejecido otorga la energía conductora para su precipitación. La **Figura**

1.21 muestra una comparación del efecto del endurecimiento dado por el fenómeno de precipitación de carburos κ y de otras fases.

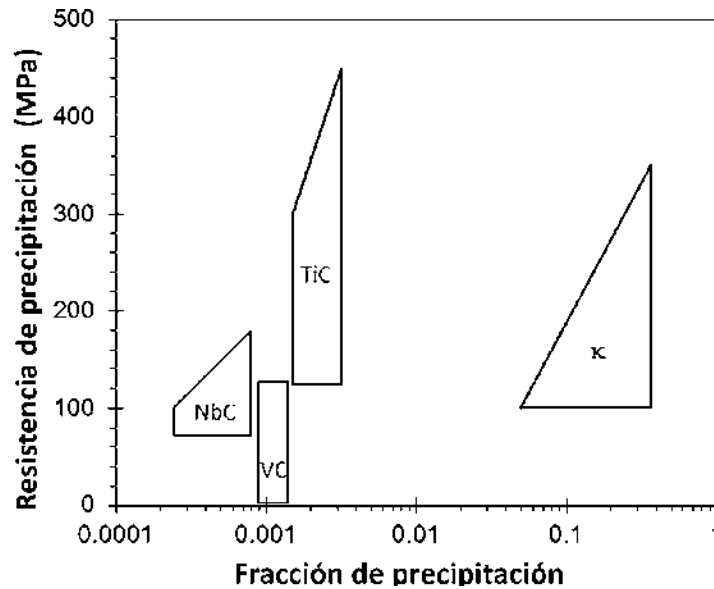


Figura 1.21 Precipitación de fases en aceros microaleados y su comparación con carburos κ en aceros del sistema Fe-Mn-Al-C.

1.4.4 Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente

El laminado en caliente es el proceso de conformar acero reduciendo la sección transversal al ejercer presión en uno o varios trenes de laminación. La intención de este proceso es la reducción de espesor, y refinar el tamaño de grano a través de recristalización dinámica y modificar las propiedades mecánicas al generar un número importante de dislocaciones que endurecen el material.

El laminado en caliente aprovecha la ductilidad del metal a altas temperaturas para realizar grandes reducciones de sección. Las condiciones operativas del proceso de deformación en caliente se enfocan en la obtención de un tipo de microestructura en particular que genere las propiedades mecánicas (resistencia, ductilidad) necesarias después del laminado en caliente [68].

1.5 Proceso de soldadura GTAW

1.5.1 Descripción del proceso

El proceso de soldadura GTAW por sus siglas en inglés (Gas Tungsten Arc Welding), es un sistema de soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa, que basa su funcionamiento en la

concentración puntual de una muy elevada temperatura que se genera entre el electrodo de tungsteno no consumible y el material a soldar. Un diagrama esquemático del proceso GTAW se muestra en la **Figura 1.22**. Dicho procedimiento puede ser autógeno (sin material de aporte) o con material de aporte. El gas utilizado tiene la finalidad de desplazar el aire circundante y reducir la contaminación del metal de soldadura por el oxígeno y nitrógeno provenientes de la atmósfera. La zona de fusión y el arco eléctrico se protegen de la contaminación ambiental con un gas inerte siendo los más empleados argón o helio, o una mezcla de ambos. El proceso GTAW es muy utilizado debido a la alta calidad de los cordones generados. Las soldaduras hechas con el proceso GTAW tienen ventajas sobre procesos y electrodos convencionales como: cordones más resistentes, alcanza mayor ductilidad e incluso presentan mejor resistencia a la corrosión y oxidación.

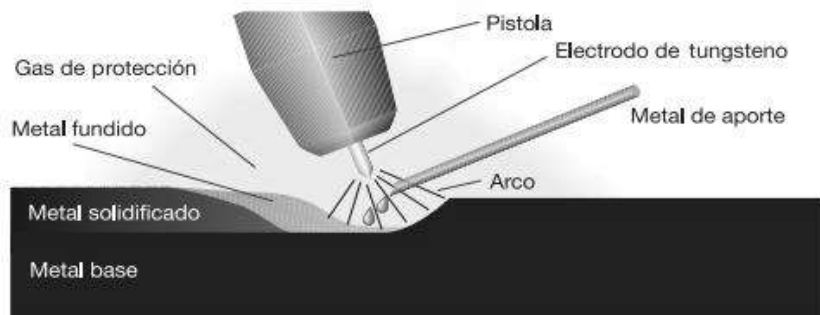


Figura 1.22 Esquema de proceso de soldadura GTAW, con metal de aporte.

1.5.2 Parámetros del proceso de soldadura

1.5.2.1 Aporte térmico

La transferencia de energía térmica desde el electrodo hacia el material determina la temperatura máxima alcanzada y por lo tanto, el tamaño y forma de la ZF y ZAC, así como las velocidades de enfriamiento y las correspondientes segundas fases de acuerdo al sistema [79]. Existen tres variables que gobiernan el aporte de calor a la pieza de trabajo. Estas variables son: i) el calor aportado (watts), ii) la distribución del calor aportado (watts), y iii) la velocidad de avance (mm/s). Se utiliza la expresión aporte de calor ya que no toda la energía se aplica al material, parte de él, se pierde por convección o conducción. El calor aportado se caracteriza por una única variable Q (KJ/mm) y denota la relación de la potencia del arco eléctrico que ingresa a la pieza de trabajo y la

velocidad de avance. Sin embargo, es común tratar por separado el aporte de calor y la velocidad de avance al tener diferentes objetivos en cuanto a la microestructura producida en el material.

1.5.2.2 Intensidad de corriente

El establecimiento del arco eléctrico entre el electrodo y la pieza a soldar, obliga a un movimiento de electrones el cual es conocido como intensidad de corriente. El proceso puede llevarse a cabo con corriente directa electrodo positivo (CDEP), corriente directa electrodo negativo (CDEN) o corriente alterna (CA). En la CDEP, los electrones se mueven desde el electrodo hacia la pieza de trabajo y produce cordones de soldadura más anchos y de baja penetración como consecuencia de una mayor concentración de calor en la punta del electrodo de tungsteno. El electrodo soportará intensidades de calor ocho veces menores que en polaridad inversa [80]. Para CDEN, los electrones se mueven desde la pieza de trabajo hacia el electrodo. Debido a esto la soldadura presenta alta penetración y angosta. Evita el excesivo calentamiento del electrodo. También se produce el efecto de decapado o limpieza de óxidos [80].

1.5.2.3 Voltaje

La tensión eléctrica es la diferencia de potencial entre dos puntos la cual permite el flujo de electrones en un sentido o en otro.

La longitud de arco varía de acuerdo a la distancia existente entre el electrodo y la pieza de trabajo, siendo esto último también responsable del aumento o disminución del voltaje. Como es sabido a mayor longitud de arco, mayor voltaje y a menor longitud de arco, menor voltaje, sin embargo, a corriente constante, el voltaje depende directamente de la longitud de arco [81].

1.5.2.4 Velocidad de avance

La velocidad de avance, corresponde a la velocidad a la cual el arco eléctrico se desplaza a través de la unión. El aporte de calor está determinado no solo por la intensidad de corriente o voltaje si no por la velocidad con la que el arco eléctrico pasa por la unión. Cuando se presentan velocidades bajas, aumenta la cantidad de calor aportado al sistema. Por otro lado cuando la velocidad es muy rápida, los cordones generados no son adecuados, pueden ser muy delgados, con falta de penetración, porosidades, deficiente fusión del acero [82].

1.5.3 Diseño de la junta

El diseño de la junta se utiliza para alcanzar la penetración deseada en el cordón de soldadura. Se deben tomar en cuenta 3 factores al diseñar la junta:

- i) Las cargas que se soportará en material en condiciones de trabajo. Las juntas deben diseñarse para evitar una concentración de esfuerzos y minimizar esfuerzos residuales.
- ii) Aplicación de las cargas ya sea en tensión, compresión, cizallamiento, flexión, torsión, o una combinación de estos.
- iii) Costo de preparación.

La **Figura 1.23** muestra los 5 tipos de uniones las que se utilizan normalmente en soldadura: a tope, en L, en T, traslapada y en borde. Adicional al tipo de junta, también se pueden aplicar diferentes tipos de soldadura dependiendo del diseño de la junta, por ejemplo, soldadura con bisel, soldadura de filete o soldadura de respaldo.

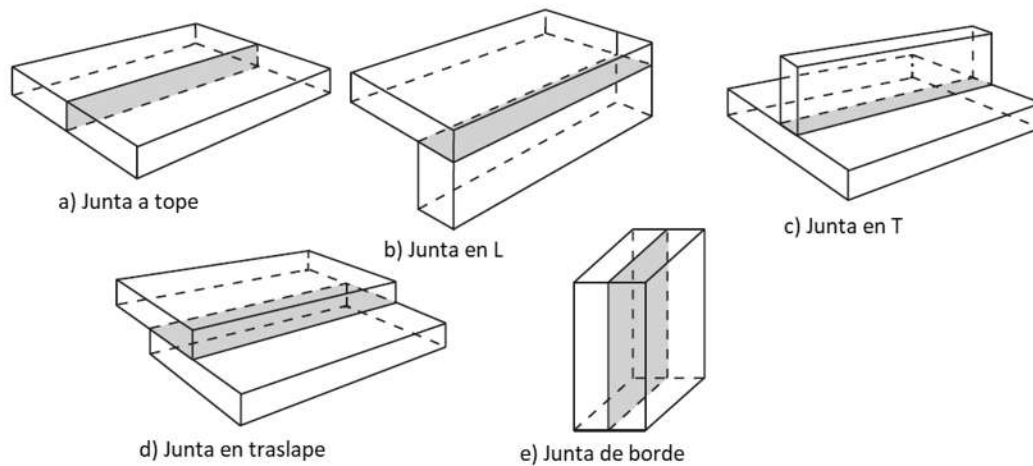


Figura 1.23. Configuraciones básicas de juntas para soldadura [83].

1.6 Metalurgia de la soldadura de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C

1.6.1 Ciclos térmicos en soldadura por fusión

La cantidad y flujo de calor aportado durante la soldadura afecta las transformaciones de fase, su microestructura, propiedades mecánicas, así como esfuerzos residuales y posibles distorsiones [84]. El estudio del flujo de calor es importante para comprender los efectos generados en la unión

soldada. Los ciclos térmicos permiten calcular la cantidad de energía suministrado a la pieza, así como, la distribución de temperatura durante la soldadura en las zonas críticas como ZF [84]. Con la obtención de esta información se conoce la temperatura pico, velocidad de calentamiento y la posterior velocidad de enfriamiento, estos datos son relacionadas con diagramas CTT o PTT, útiles para estudiar transformaciones de fase y formación de segundas fases [84].

1.6.2 Zonas formadas debido a los ciclos térmicos inducidos

Durante el proceso de soldadura y debido a los ciclos térmicos inducidos al material la unión soldada muestra distintas zonas diferenciadas por su microestructura como se muestran en la **Figura 1.24**. La más importante es la zona de fusión (ZF) que es donde se produce la fusión y posterior solidificación para formar la unión. La microestructura en la ZF presenta una estructura de solidificación, es decir, una estructura dendrítica con variaciones de soluto en brazos primarios y secundarios. La zona afectada por el calor (ZAC) es la zona circundante a la ZF, la cual no recibe directamente el aporte de calor, pero es transmitido vía conducción y que también alcanza temperaturas elevadas capaces de modificar la microestructura [85]. Las reacciones dadas en el ZAC ocurren en estado sólido ya que no alcanzan las temperaturas pico de la ZF. Así mismo, las velocidades de calentamiento y enfriamiento tienen efectos microestructurales profundos en la aleación, debido a que la ZAC experimenta una variedad de temperaturas que dependen de la distribución del aporte de calor, es posible un amplio rango de microestructuras dentro de la misma zona.

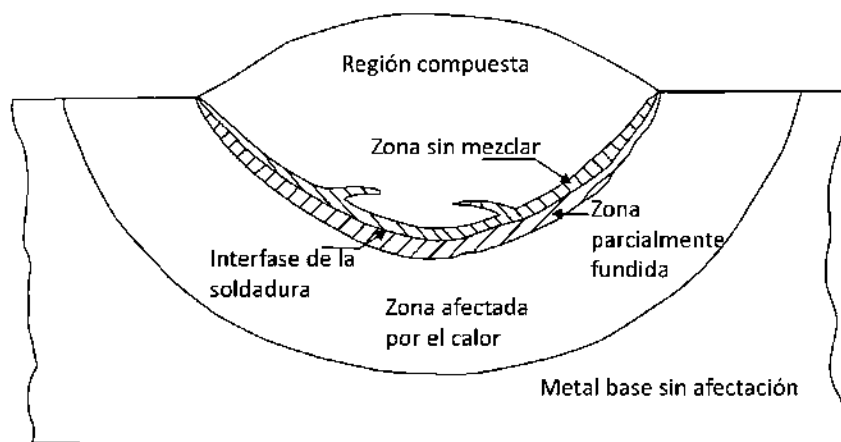


Figura 1.24 Regiones formadas durante el proceso de soldadura debido al aporte térmico.

1.6.2.1 Zona de fusión

La ZF representa el área de la muestra donde se alcanza el valor pico de temperatura y llega a su punto de fusión produciendo un baño líquido que luego solidifica durante el proceso de enfriamiento. La microestructura resultante en la ZF es una combinación de tres factores: i) composición química y ii) condiciones de enfriamiento. Cada una de las zonas formadas (ZF, ZAC, MB) son muy distintas entre sí respecto a su microestructura y, por ende, en sus propiedades mecánicas. En soldaduras donde se utiliza material de aporte, se forman dos subregiones dentro de la misma ZF: i) Zona compuesta (ZC), formada por metal de aporte mezclado con metal base, ii) La zona sin mezclar (ZSM), consta de metal base fundido y resolidificado donde ha ocurrido una mezcla muy pequeña con metal de aporte y iii) Zona de transición (ZT) dada entre la ZSM y la ZC, existe una zona de transición (ZT) donde existe un gradiente de composición entre la ZC y el metal base [85].

Se definen también tres tipos de zonas de fusión: autógenas, homogéneas y heterogéneas.

- i) Autógenas: No se utiliza metal de aporte y la ZF se forma por la fusión y resolidificación del metal base. Suele usarse cuando los espesores de las placas a soldar son mínimos.
- ii) Homogéneas: Se utiliza metal de aporte con una composición similar a la del metal base. Este tipo de soldadura se utiliza cuando las propiedades del metal de aporte y la base deben coincidir estrechamente.
- iii) Heterogéneas: Se utiliza un material de aporte con composición química diferente de la del metal base. Esto sucede cuando el tipo de aceros a soldar no tiene un material de aporte compatible con una composición química similar [85].

Por otro lado, cuando se habla de la ZF se tiene que tomar en cuenta la dilución que se expresa en términos de dilución del metal de aporte por el metal base como se observa en la **Figura 1.25**. La dilución es la razón de la cantidad de metal base fundido a la cantidad total de metal fundido. Por ejemplo, una soldadura con una dilución del 10% tendrá una composición del 10% de metal base y un 90% de metal de aporte.

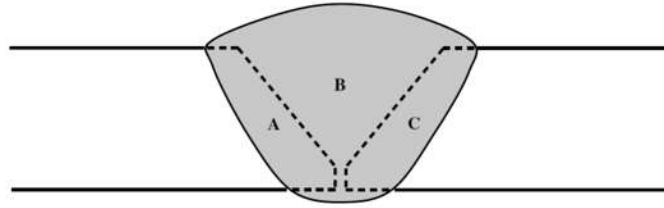


Figura 1.25 Diagrama esquemático del fenómeno de dilución en soldaduras de fusión.

$$\text{Dilución (\%)} = \frac{A+B}{A+B+C} * 100 \dots\dots\dots (1)$$

1.6.2.1.1 Modos de solidificación

La fundición y posterior solidificación es el proceso que permite mezclar distintos elementos para formar aleaciones. Para que el proceso de solidificación se lleve a cabo es necesario formar núcleos sólidos dentro de la fase líquida. Posteriormente, y una vez que el proceso de enfriamiento continúa formando núcleos, estos se conglomeran hasta que forman una sola fase sólida. Adicional a esto el calor existente de la fundición de los elementos tiene que ser expulsado por conducción a través del sólido que se aleja del frente de solidificación. Durante el proceso de formación de la fase sólida y conforme el frente de solidificación se enfría abruptamente, existe una redistribución de soluto. Esto resulta en una variación localizada de su composición química ya que el sólido no alcanza el estado de equilibrio a través de procesos de difusión atómica [85].

Existen diferentes modos de solidificación los cuales describen diferentes formas morfológicas en que pueden existir las interfases solido-líquido. El frente de solidificación plano se da cuando existen bajas tasas de solidificación o grandes gradientes de temperatura. Existen otros modos de solidificación que se dan cuando el frente de solidificación se rompe, produciendo morfologías celulares o dendríticas. La gama de modos de solidificación que se observan en los metales se ilustra en **Figura 1.26**.

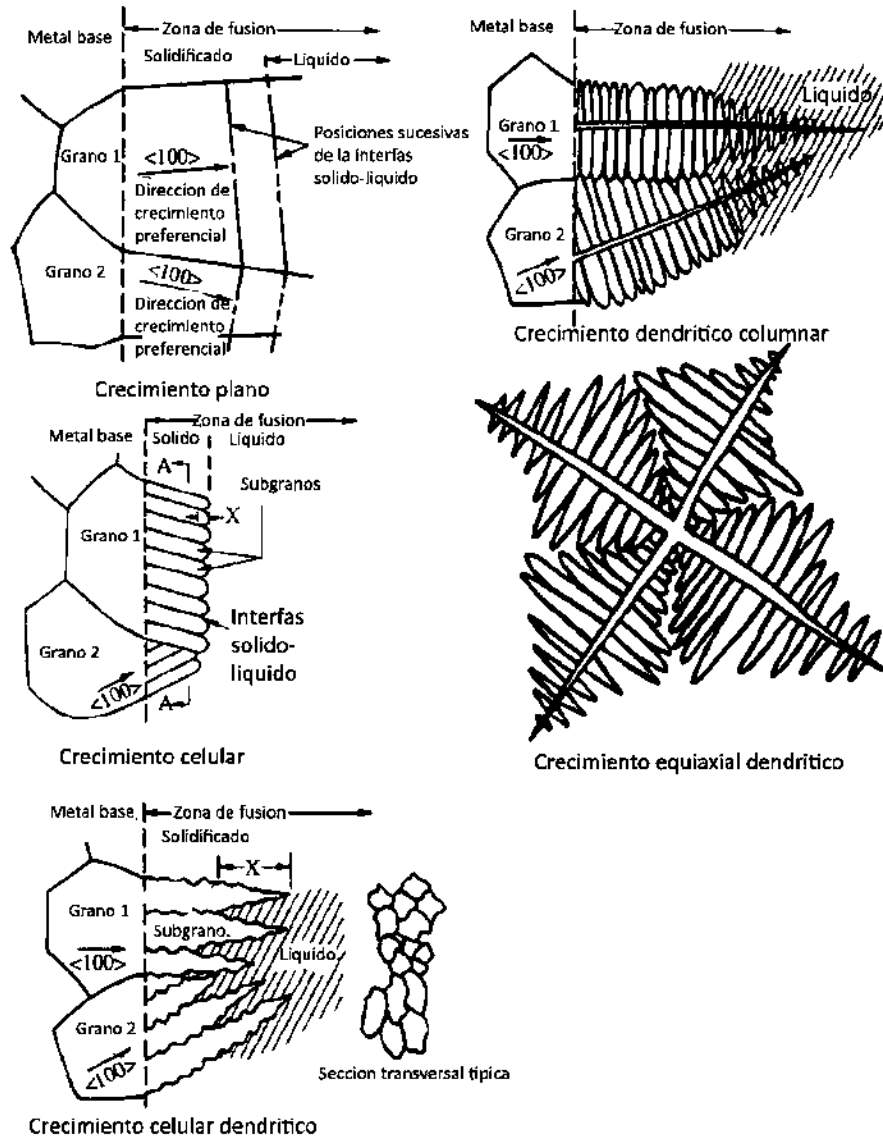


Figura 1.26 Modos de solidificación en metales [86].

Un frente de solidificación plano primero se descompone en un frente celular y luego en morfologías dendríticas más complejas, dependiendo de las condiciones de solidificación. La mayoría de las aleaciones metálicas pueden solidificar en modo celular, celular dendrítico, dendrítico columnar, o una combinación de estos [85]. De acuerdo con Chalmers [86] el modo de solidificación se determina por el grado de sobreenfriamiento constitucional, que existe en el líquido inmediatamente delante del frente de solidificación. A medida que aumenta la extensión del sobreenfriamiento, se favorecen más los modos de solidificación dendríticos. Para el caso de los procesos de soldadura, los modos de solidificación que se ven favorecidos es el modo celular y

celular-dendrítico. Los parámetros principales que describen el desarrollo de la microestructura y la redistribución de soluto durante la solidificación son; el coeficiente de partición (k), gradiente de temperatura del líquido (G_L), tasa de solidificación (R) y velocidad de enfriamiento ($G_L \cdot R$). Las diferentes formas morfológicas que puede presentar la microestructura en el metal solidificado, corresponden a múltiples modos de solidificación [85]. En la **Figura 1.27** se muestra el efecto de la temperatura en el modo de solidificación durante un proceso de calentamiento o enfriamiento.

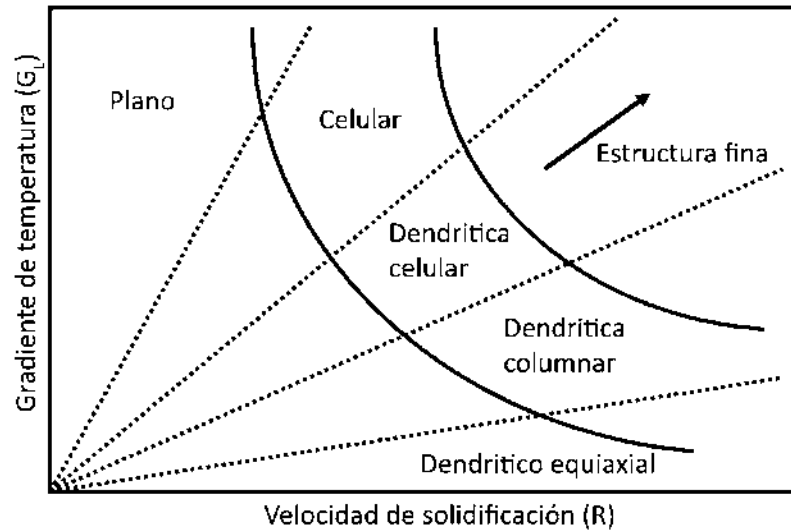


Figura 1.27 Efecto de la temperatura en el parámetro de solidificación [86].

1.6.2.2 Interface ZF/ZAC

La interfaz ZF/ZAC es la zona formada entre el metal de soldadura en estado líquido y el metal base en estado sólido. Normalmente la ZAC permanece en estado sólido durante todo el proceso de soldadura hasta el límite del metal de soldadura. Sin embargo, existe una pequeña zona donde se lleva a cabo una fusión localizada dentro de la ZAC muy cerca del límite de fusión [87-89]. Por lo que, el límite de la zona fundida es una región compuesta por: i) una zona sin mezclar de metal de soldadura con la misma composición que el metal base y, ii) una zona parcialmente fundida (ZPF), como se muestra en la **Figura 1.24** [87].

1.6.2.2.1 Zona sin mezclar

Es una zona muy pequeña, y pudiera ser despreciable, sin embargo, su presencia está ligada a cambios de composición química entre el metal base y el metal de aporte. Algunos procesos de soldadura como EBW y LBW no presentan la zona sin mezclar, esto por su alta densidad de energía

y al bajo aporte de calor. Por otro lado, en procesos como GTAW y GMAW, es mucho más común. En teoría, la zona sin mezclar debería estar presente en cada soldadura por fusión, esto porque la velocidad del fluido en la soldadura debe tender a cero en el límite de la fusión, por lo que debe existir una capa líquida atrapada de espesor finito, y con una composición química diferente por los efectos de evaporación o contaminación [85].

1.6.2.2.2 Zona parcialmente fundida (ZPF)

En la interfaz ZF/ZAC también existe la llamada zona parcialmente fundida (ZPF) como lo muestra la figura 1.24 y representa una región de transición entre el 100% de fase líquida en la ZF y 100% fase sólida en la ZAC. En un metal puro, al no haber un rango de temperatura líquido-sólido, la ZPF no existe.

1.6.2.3 Zona afectada por el calor (ZAC)

La ZAC es la zona que separa la ZPF del MB, por lo que las reacciones que se llevan a cabo en esta zona se dan en estado sólido. La microestructura de la ZAC depende de la composición química y de las condiciones de calor que se dan en función del proceso de soldadura, por lo que de manera sencilla es la zona del material que se vio afectada por el aporte térmico y que genera diferencias en microestructura o en propiedades mecánicas [85]. El cambio más evidente sobre la ZAC es el cambio de dureza, los cuales están directamente relacionados con cambios en su microestructura. Las temperaturas en la ZAC varían en función del calor aportado en la ZF, es decir, va desde una temperatura cercana a la de fusión en la zona más cercana a la ZF y va hasta temperatura ambiente en la zona cercana al metal base sin afectación. Las reacciones metalúrgicas que se dan en la ZAC son: recristalización, crecimiento de grano, transformaciones de fase, precipitación de segundas fases, generación de esfuerzos residuales y agrietamiento en caliente [85].

1.6.2.3.1 Cambios producidos en la ZAC

1.6.2.3.1.1 Recristalización

En el caso de una aleación endurecida por deformación, la ZAC se ve suavizada por dos fenómenos: i) recristalización y ii) crecimiento de grano. Este proceso se da en tres etapas como lo muestra la **Figura 1.28**.

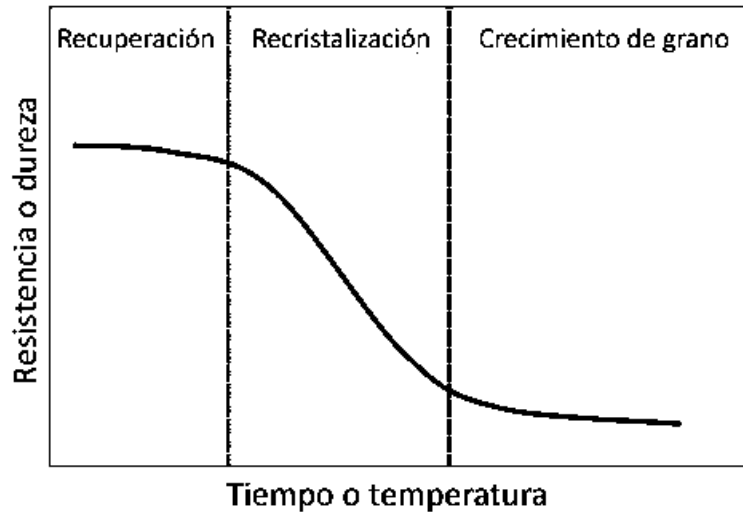


Figura 1.28 Cambio en la resistencia en función de la recristalización y el grano crecimiento de grano.

En la primera etapa llamada “recuperación” se produce una reducción de la energía interna debido a una reorganización de dislocaciones. Por lo que se genera una estructura de dislocaciones celulares que produce regiones libres de deformación. Estas actúan como nucleantes para nuevos granos libres de dislocaciones. En esta etapa se da un reordenamiento de dislocaciones en lugar de su aniquilación por lo que su efecto en la resistencia del acero es muy bajo. En la segunda etapa llamada “recristalización”, las dislocaciones se aniquilan conforme los núcleos libres de deformaciones crecen. Estos núcleos o granos deformados crecen a expensas de los granos deformados anteriores. Esto da como resultado una disminución de la resistencia del acero y va acompañado de un incremento en la ductilidad [90]. La energía conductora para la recristalización se obtiene de la energía de deformación almacenada [84]. Por lo tanto, se puede esperar que la resistencia o dureza de un material endurecido por deformación disminuya conforme se aumente la temperatura y el tiempo de recocido [84].

1.6.2.3.1.2 Crecimiento de grano

Una vez que el proceso de recristalización finaliza, si las condiciones son adecuadas (temperatura elevada y tiempo) el grano sigue creciendo debido a que encuentra la energía conductora en la reducción en general de la energía de los límites de grano al reducir su extensión. A medida que los granos se hacen más grandes, este proceso disminuye. El aumento en el tamaño de grano más allá de la etapa de recristalización da como resultado una disminución adicional de la resistencia.

Este es a menudo denominado efecto Hall-Petch [91, 92]. Partículas precipitadas como carburos o nitruros, inhiben el crecimiento del grano al obstaculizar el movimiento de los límites de grano [93].

1.6.2.3.1.3 Transformaciones de fase en estado sólido.

Las transformaciones en estado sólido se pueden llevar a cabo mediante el proceso de difusión o sin ella. Las transformaciones de una aleación en solución sólida sobresaturada y templada es un ejemplo de transformación en estado sólido mediante difusión. En el caso de un proceso de solidificación, las transformaciones en estado sólido requieren de un proceso de nucleación y crecimiento en el cual se forman clusters o núcleos de la segunda fase y crecen, en función de la temperatura y el tiempo. La formación de los núcleos dependerá de la energía libre disponible, y su crecimiento, del movimiento de los átomos o difusión. En el caso de las transformaciones que no necesitan un proceso difusivo, estas se llevan a cabo mediante una transformación cortante o por desplazamiento, que se produce cuando la transformación de la solución sobresaturada implica un cambio en la estructura cristalina, por ejemplo, de la estructura FCC a la estructura BCC en el hierro y en los aceros. La diferencia entre ésta y la transformación por difusión es la posibilidad de transformar un volumen mayor del material durante una transformación cortante. Los diagramas de transformación, principalmente los diagramas CCT y PTT, son ampliamente utilizados para predecir transformaciones de fase en estado sólido, en un amplio rango de aleaciones sometidas a tratamientos térmicos.

El proceso de soldadura del acero produce cambios importantes en la microestructura relacionados con las temperaturas alcanzadas. Estos cambios se pueden apreciar en la **Figura 1.29**. Las diferentes zonas de transición que conforman una soldadura de acero estructural, corresponden a una zona subcrítica en el rango de temperatura de ≈ 590 a 700 °C. En esta zona no se producen cambios de fase sólido-líquido, sin embargo, puede experimentar ciertos fenómenos en estado sólido como el revenido, la esferoidización de láminas de cementita, la recrystalización en el caso de soldadura de materiales endurecidos por deformación o envejecimiento [94]. Además, se presenta una zona de transformación parcial, entre AC_1 y $AC_3 \approx 700$ a 880 °C. En este campo, la ferrita coexiste con la austenita. A partir de esta zona, comienza la ZAC. Desde la temperatura AC_3 hasta aproximadamente 1495 °C, la transformación en austenita es total [95].

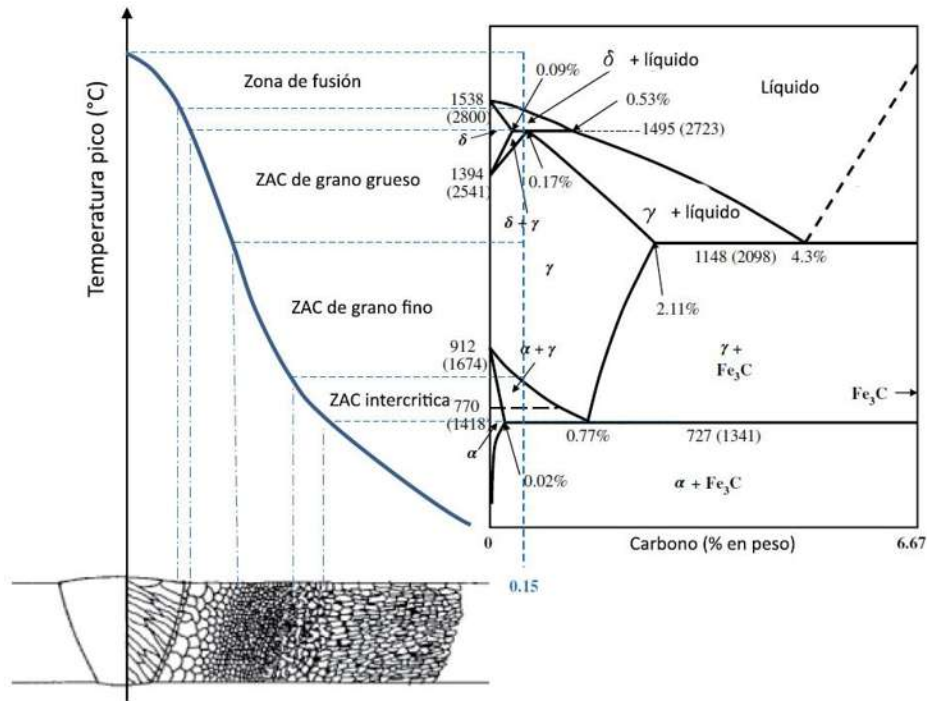


Figura 1.29. Presentación de las diversas partes constitutivas de una junta soldada de acero estructural [80].

1.6.2.3.1.4 Endurecimiento por precipitación

Durante la soldadura, debido a las altas temperaturas alcanzadas, los precipitados de refuerzo ya existentes en la ZAC, pueden ser disueltos o modificados. La disolución ocurrirá arriba de la temperatura crítica, llamada solvus, mostrada en la **Figura 1.30** (ciclo A y B). Por debajo de esta temperatura, únicamente aumentan su tamaño (ciclo C). Esto puede producir una reacción de sobre envejecimiento que puede resultar en un ablandamiento de la ZAC. Para aumentar la caída de resistencia en la ZAC, es posible realizar un tratamiento térmico post-soldadura el cual consiste en un solubilizado completo para disolver las partículas precipitadas y homogeneizar la estructura, seguido de envejecimiento. Durante el posterior enfriamiento, existe una zona sobresaturada de soluto, y, por lo tanto, la formación de segundas fases está asegurada. Para los aceros del sistema Fe-Mn-Al-C se logra la precipitación de carburos κ principal fase de refuerzo.

La formación de precipitados se presenta cuando se excede el límite de solubilidad de un material al agregar en exceso la cantidad del elemento aleante, generando un endurecimiento por precipitación o dispersión. Los efectos más importantes de la precipitación en austenita son: a)

Retrasar la recrystalización por la interacción con las dislocaciones y límites de grano, e b) Inhibir el crecimiento de grano por anclaje de los límites.

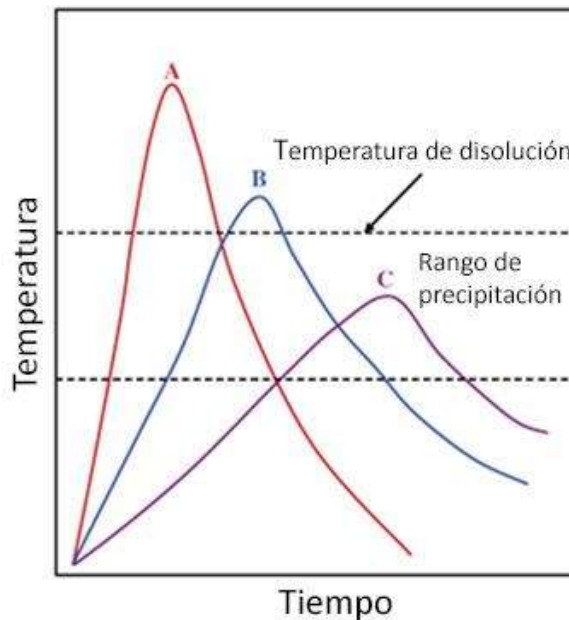


Figura 1.30 Efecto del ciclo térmico dado en la ZAC en la disolución de precipitados [96].

1.7 Soldabilidad de aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C

1.7.1 Agrietamiento en caliente

Uno de los principales problemas generados en la soldadura de aceros LD es el agrietamiento en caliente. Este problema se asocia a películas líquidas muy finas que se mantienen a lo largo de los límites de grano en la ZF y la ZPF en la ZAC. El término agrietamiento en caliente se utiliza en la literatura para describir una serie de defectos producidos a temperaturas elevadas. Existen tres formas en que se presenta en aceros:

- i) Agrietamiento por solidificación: Ocurre en la ZF al final de solidificación. Se asocia con películas finas que permanecieron líquidas en límites de grano durante etapas avanzadas del proceso de enfriamiento.
- ii) Agrietamiento por licuación: Ocurre en la ZPF en la ZAC, es intergranular y resulta de películas líquidas continuas que se forman a temperatura elevada. El agrietamiento por licuación de metales de soldadura es exclusivo del metal de soldadura y se observa con mayor frecuencia en soldaduras de múltiples pasadas [85]. Se ha considerado que este tipo de falla se debe a la solidificación de la austenita como resultado del alto coeficiente de expansión térmica de esta fase [97].

iii) Agrietamiento por pérdida de ductilidad. Este se genera durante el enfriamiento, si el metal de soldadura y el metal base presentan baja ductilidad en caliente.

La generación de grietas puede ocurrir por esfuerzos residuales inducidos por expansiones o contracciones al momento de transformaciones de fase austenita-ferrita en la unión soldada, excediendo la resistencia a la tensión o al corte del metal base o del metal de soldadura. Los aceros de baja densidad tienen dificultades para soldarse debido a su elevada resistencia. El agrietamiento puede producirse en la ZF o en la ZAC y se pueden clasificar en grietas en caliente o grietas en frío. La **Figura 1.31** muestra el problema de agrietamiento para un acero Fe-18Mn-1.5Al-0.6C, mediante soldadura por puntos.

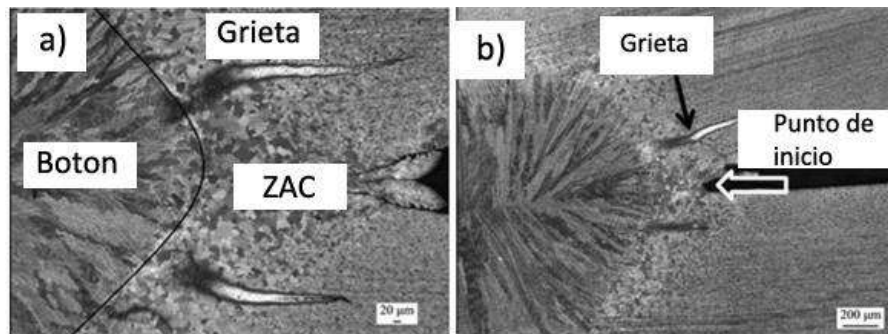


Figura 1.31 ZAC de botón de soldadura: a) agrietamiento por licuación en la ZAC y b) agrietamiento por licuación en la ZAC [98].

1.7.2 Segregación química.

Uno de los principales problemas generados por los procesos de soldadura por fusión es la segregación de elementos químicos en la ZF. En el caso de los aceros LD, estudios han demostrado que el Mn y el C tienden a segregarse en límites de grano dendríticos, mientras el Al se ha encontrado segregado dentro del grano dendrítico [99]. Por otro lado, el carbono segregado con el Mn, al ser elementos gammágenos, pueden producir áreas ricas en estos dos elementos y zonas empobrecidas dando como resultado la pérdida de la estabilidad de la austenita [100]. Estudios [101] han demostrado que el Mn segregado incrementa el rango de temperaturas por encima de las cuales solo existe fase líquida, y también incrementa el campo entre las fases sólida y líquida.

1.7.3 Transformaciones de fase.

Para aceros del sistema Fe-Mn-Al-C las principales transformaciones de fase se relacionan con la descomposición de la fase principal austenítica en carburos kappa y dependiendo del contenido de Al se puede presentar además la transformación a ferrita. Dicha transformación se alcanza después

de tratamientos térmicos de envejecimiento, sin embargo, la energía conductora que promueve la formación de carburos se obtiene bajo ciertas condiciones después de un tratamiento de solubilizado y su posterior templado hasta temperatura ambiente. En el caso del acero, algunas de las herramientas disponibles para predecir las transformaciones de fase, son los diagramas de fase o equilibrio experimentales, diagramas de fase calculados y los diagramas TTT.

1.7.4 Precipitación de la fase κ .

La formación de precipitados se presenta cuando se excede el límite de solubilidad de un material al agregar en exceso la cantidad del elemento aleante, generando un endurecimiento por precipitación o dispersión. La principal fase de refuerzo de los aceros de baja densidad son los carburos kappa, responsables de las buenas propiedades mecánicas. Los efectos más importantes de la precipitación en austenita son: a) incremento de la dureza mediante su precipitación, b) provoca fragilidad a excesivos niveles de precipitación, c) promueve la formación de dos tipos de carburos dependiendo de donde se forman, intergranulares o intragranulares, d) retraso de la cinética de recristalización por la interacción con las dislocaciones y límites de grano, y e) inhibición del crecimiento de grano por anclaje de los límites [96].

1.7.5 Variación de propiedades mecánicas.

Las propiedades mecánicas del acero son producto de los cambios microestructurales que se generan durante el proceso de soldadura. Entre los factores que influyen se encuentran: proceso de soldadura, intensidad de corriente, voltaje, velocidad de avance y distribución de calor. En particular, en los aceros del sistema Fe-Mn-Al-C la precipitación de fase kappa modifica de manera importante la resistencia de la aleación obstaculizando el movimiento de dislocaciones. Por otro lado, cuando los procesos de envejecimiento se prolongan o se llevan a cabo a una temperatura inadecuada sucede el crecimiento de carburos κ , y la precipitación de fases indeseables como β -Mn, e intermetalicos del tipo B2 o DO3. Dentro de las variaciones en propiedades mecánicas se ha observado un endurecimiento por refinación de grano en la ZF de un acero Fe-25Mn-3Al-13Si de 180 HV a 250 HV [102]. También se ha observado un marcado ablandamiento en la ZAC, debido al crecimiento de grano lo que provoca una disminución de dureza de 275 HV a 220 HV [98]. Mujica y col. [102], soldaron con láser pulsado un acero Fe-25Mn-3Al-3Si encontrando que la elongación máxima se alcanza con deformación verdadera del 45%, un esfuerzo máximo de 1000 MPa y un límite elástico de 256 MPa. Por otro lado, Frommeyer y col. [103] estudiaron el mismo acero y con una deformación verdadera del 60% se alcanza una resistencia máxima a la tensión de

1150 MPa, y un límite elástico de 280 MPa [103]. De acuerdo a estudios hechos por Roncery [97] el impacto negativo de los ciclos térmicos inducidos durante la soldadura se pueden disminuir al usar procesos de soldadura de bajo aporte de calor. La resistencia al impacto de aceros Fe-Mn-Al-C se ve afectada bajo condiciones de endurecimiento por precipitación.

1.8 Estado del arte de la soldadura de aceros de baja densidad

Existen pocos estudios referentes a la soldabilidad de este tipo de aceros, de ahí la necesidad de contar con más información que sería de gran ayuda. Diversos estudios han demostrado que estos aceros serían muy útiles en la industria automovilística, entre otras. Sin embargo, para ello, se necesita desarrollar procedimientos que ayuden a unir estos aceros a través de soldadura por fusión. Dentro de los pocos estudios realizados se encuentran los realizados por Ku y col. [104] y Tjong y col. [105]. Las aleaciones de Fe-28Mn-5Al-1C y Fe-28Mn-6Al-1C se soldaron mediante una técnica de haz de electrones y de láser de CO_2 de onda continua [104]. La microestructura del metal de soldadura consistió principalmente en dendritas columnares con una orientación preferencial y algunas estructuras austeníticas equiaxiales en la parte central de la soldadura. El crecimiento y la convergencia de estas dendritas columnares condujeron a la formación de una aparente "separación" en la línea central de la soldadura. La separación exhibió un valor de dureza más bajo mientras se observó una dureza máxima en la zona afectada por el calor (ZAC) de la soldadura. Las pruebas de tracción y de impacto indicaron que los materiales de soldadura exhibieron menor resistencia a la tracción, menor elongación y menor energía de impacto respecto a la aleación base. Los ensayos de tracción del metal de soldadura y del metal base se llevaron a cabo a 600 °C dando como resultado valores de resistencia máxima de 225 y 350 MPa, respectivamente.

Por otro lado, Chou y col. [106, 107] evaluaron la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de aleaciones Fe-29Mn-8Al-(0.53, 0.81, 1.17)C. La aleación con 0.53% C es un acero dúplex que contiene aproximadamente 4% de ferrita δ , mientras que las otras dos aleaciones tienen una estructura totalmente austenítica. Después de soldar, se encontró que el contenido de ferrita en el metal de soldadura era más alto que en el metal base. La susceptibilidad a grietas en caliente se ve afectada por morfologías características de las soldaduras. Comparado con los tipos de morfología de ferrita vermicular, la austenita widmanstätten y austenita acicular mostraron una mayor susceptibilidad a grietas en caliente. Se observaron grietas intergranulares y grietas transgranulares

en ambos tipos de austenita. Una superred de tipo DO₃ se encontró en la matriz ferrítica del metal de soldadura. Después del tratamiento térmico a 1050 °C, la cantidad de ferrita en el metal de soldadura se redujo y se encontraron maclas de recocido. Las resistencias a la tracción en el metal de soldadura son equivalentes a las del metal base, pero las elongaciones en el metal de soldadura son más bajas.

Chou y col. [107], también realizaron estudios sobre el efecto del contenido de carbono y las condiciones de soldadura en los aceros Fe-30Mn-10Al-xC con un proceso de soldadura GTAW. Encontraron que todas las composiciones estudiadas presentaban propiedades satisfactorias, pero las propiedades más bajas se lograron por la composición con los mayores contenidos de carbono. Estos resultados eran esperados por los investigadores porque el aumento del contenido de carbono disminuye el contenido de ferrita, que reduce las contracciones y expansiones térmicas (agrietamiento en caliente) y también ayuda para reducir la solubilidad de hidrógeno. También se infiere que el mayor contenido de carbono puede aumentar el valor de EFA, lo que puede reducir el maclaje o la transformación martensítica inducida. Una vez que realizaron las soldaduras, estas se sometieron a tratamiento térmico de solubilizado a una temperatura de 1050 °C con tiempos que variaban entre 5 y 240 minutos en una atmósfera controlada para después ser templada en agua a temperatura ambiente. Concluyeron que después de que el metal de soldadura fuera tratado térmicamente, esta ofrecía una buena soldabilidad al tener una resistencia mayor a 900 MPa y una buena ductilidad mayor al 20%. Lee y col. [108] evaluaron la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de aceros del sistema Fe-Mn-Al-C austeníticos en la ZF con tres niveles del contenido de Al. Analizaron el fenómeno a través de una prueba combinada de soldadura con deformación. Encontraron que existen 3 formas en que se puede dar el agrietamiento. Agrietamiento por solidificación, agrietamiento por licuación y agrietamiento por pérdida de ductilidad. Detectaron que la presencia de fases indeseables de menores puntos de fusión como $[\gamma + (Fe, Mn)_3C]$ promueven la nucleación y propagación de grietas, principalmente en las ZF y ZAC. Jeong y col. [109] realizaron estudios en la ZAC de tres aceros LD con diferentes cantidades de Al, donde reportaron que a mayores porcentajes de Al, el tamaño de grano promedio disminuye en el material base y la ZAC debido al efecto de refinación del Al por la presencia de partículas de carburos κ y AlN que reducen el movimiento de los límites de grano. En un trabajo distinto, Joeng y col. [109] estudiaron muestras de la ZAC simuladas en una maquina Gleeble, con dos entradas de calor de 10 y 30 kJ/cm y detectaron pequeñas cantidades de ferrita mediante difracción de rayos-X (XRD)

y microscopía electrónica de transmisión (TEM) en aceros austeníticos Fe-(0.8-0.93)C-(30-31.5)Mn-(8.73-11.93)Al. Jeong y col. **[110]** estudiaron un acero Fe-31.4Mn-11.4Al-0.9C y señalaron la importancia del tiempo de retención a altas temperaturas de una muestra con fase κ previamente precipitada. Ding y col. **[111]** estudiaron el acero Fe-26Mn-xAl-1C utilizando 4 distintos contenidos de Al. Observaron distintos mecanismos de endurecimiento. Aunado a esto, Wu y col. **[112]** encontraron una diferencia marcada en tamaño y densidad volumétrica de carburos κ precipitados en la matriz con 1 o 2 % en peso de Al, por lo que, los cambios en composición química por pequeños que sean se reflejan en la resistencia mecánica.

CAPÍTULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales y composición química

Se estudiaron tres aceros de baja densidad, uno sin microalea y los otros dos microaleados con Ti/B y Ce/La, respectivamente. La **Tabla 2.1** muestra la composición química de los aceros estudiados.

Tabla 2.1 Composición química de los aceros LD estudiados

	Fe	Mn	Al	C	Ce	La	Ti	B	N	P	S
LD-NM	Bal.	31	8	1.9	-	-	-	-	0.015	0.01	0.001
LD-REM	Bal.	31	8	1.9	0.074	0.046	-	-	0.015	0.01	0.001
LD-Ti/B	Bal.	27.3	7	1.2	-	-	0.019	0.005	0.005	0.012	0.001

2.2 Predicción de diagramas de equilibrio de fases, diagramas de transformación y propiedades termofísicas.

Con la finalidad de tener mayor información acerca de las aleaciones utilizadas se hizo uso del software JMatPro® v9.1, el cual, mediante el uso de bases de datos termodinámicas es capaz de predecir una amplia gama de propiedades termofísicas y mecánicas de sistemas de aleación complejos. Dicho software proporcionó información relevante acerca de densidad, conductividad térmica, energía de falla de apilamiento (EFA), diagramas de fase en equilibrio, diagramas de transformación TTT, CCT y TTP. Todos los cálculos se realizaron en función de la temperatura en un rango de 25 a 1600 °C en base a la composición química de los aceros LD-NM y LD-Ti/B.

2.3 Acondicionamiento microestructural

El proceso de acondicionamiento microestructural de los aceros de baja densidad se llevó a cabo como se muestra en la **Figura 2.1** con la finalidad de modificar la microestructura de colada a una de grano equiaxial más fino y libre de segregación, a partir de la cual se llevaron a cabo los procesos de soldadura, así como alcanzar los espesores requeridos. Inicialmente, se realizó un tratamiento térmico de homogenizado, seguido de un proceso de laminación en caliente en varias etapas.

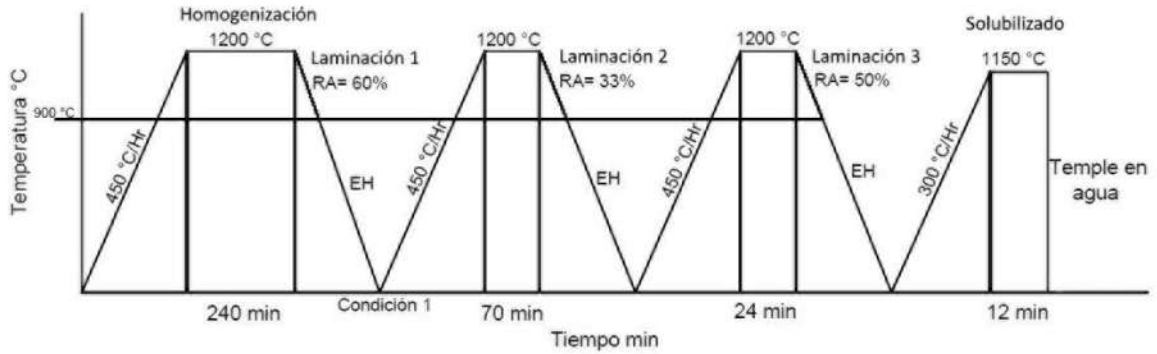


Figura 2.1 Ruta de procesamiento de acondicionamiento microestructural del material para proceso de soldadura GTAW.

2.3.1 Tratamiento térmico de homogenizado

Para llevar a cabo el tratamiento térmico de homogenizado, se elevó la temperatura a 1200 °C con lo que se logró la destrucción de la estructura dendrítica columnar, así como eliminar la segregación de elementos aleantes y formadores de segundas fases. Para esto se necesitó un correcto calentamiento de toda la pieza, para lo cual se utilizó un tiempo de 2 h/pulg de espesor. Para dicho tratamiento la pieza sometió a un calentamiento de 7.5 °C/min o 450 °C/hr, teniendo especial cuidado con la rampa de calentamiento para evitar agrietamientos, además de un tiempo de permanencia a alta temperatura de 4 horas.

2.3.2 Tratamiento termomecánico de laminación en caliente

Se aprovechó la alta temperatura y tiempo de calentamiento del tratamiento de homogenización para realizar la primera etapa de laminación en caliente. El tratamiento térmico se realizó en un horno de resistencia eléctrica Barnstead Lab-line, Modelo: 3608-5; 120 V, 5 A, 50/60 Hz, 600 W, como se muestra en la etapa 1 del ciclo térmico en la Figura 2.1.

Una vez contando con las piezas provenientes del calentamiento a 1200 °C se llevaron al laminador reversible T.J. Pigott-Engineers®, modelo 6559102 y con una carga máxima de 50 toneladas y un diámetro de rodillos de 175 mm con la finalidad de obtener un 143% de reducción de área de la pieza, esto permitió obtener las dimensiones finales de 5 mm por placa para el proceso de soldadura TIG. Durante el segundo calentamiento el tiempo de mantenimiento de las piezas dentro del horno fue de 1 hr/plg de espesor. El enfriamiento se realizó dentro de un horno apagado.

En la primera laminación se alcanzó una reducción de área de 60 % el cual es acumulativo con las siguientes reducciones. Posteriormente en un segundo proceso, se alcanza un 33% de reducción de área, teniendo como total un 93%. Los aceros de la ruta de procesamiento para proceso TIG se sometieron a una tercera laminación donde el porcentaje alcanzado fue de 50% acumulando una reducción de área total de 143%.

2.3.3 Tratamiento de solubilización

El tratamiento de solubilizado es la etapa final del acondicionamiento microestructural de los materiales base, en dicho tratamiento se calentaron de nuevo las piezas hasta una temperatura de 1150 °C, con una rampa de calentamiento lenta de 5 °C/hr, estas se mantuvieron dentro del horno por 12 minutos para el solubilizado 1 y 5 minutos para el solubilizado 2. Paso siguiente fue aplicar un temple a través de un enfriamiento rápido en agua con hielo a una temperatura de 10 °C para retener la estructura de alta temperatura evitando así la transformación de la austenita en ferrita.

2.4 Simulación de campo térmico mediante el método de elemento finito (FEM)

Para la simulación del campo térmico de soldadura en las placas de acero de baja densidad con dimensiones de 40 mm x 20 mm x 3.5 mm, fue utilizado un modelo computacional de elemento finito. Este modelo permitió analizar la distribución de calor generada durante el proceso de soldadura TIG por los ciclos térmicos alcanzados en función del calor aportado y de las demás variables operativas.

2.4.1 Modelos de fuente de calor

Los modelos existentes consideran un calentamiento puntual dado por una fuente de calor, la cual se desplaza por el material base generando un pico de temperatura y ciertos gradientes alrededor de la fuente puntual. Para aproximar una simulación de soldadura a una situación lo más real posible, se plantea un modelo matemático de la fuente que proporcione el calor necesario para superar el punto de fusión del metal base y, en caso de existir, material de aporte, de modo que la temperatura en la zona de fusión se mantenga por encima del punto de fusión y además presente un desplazamiento generando modificaciones en las áreas próximas.

Los tres modelos clásicos usados en la modelación del campo térmico de soldadura son [113]: i) Modelo de doble elipsoide, ii) Modelo de fuente Gaussiana, y iii) Modelo de Rosenthal.

En este estudio el modelo utilizado fue el llamado doble elipsoide. Dicho modelo fue propuesto por Goldak y col. [114] donde la distribución de flujo térmico es de tipo gaussiano a lo largo del eje longitudinal. La mitad frontal de la fuente es el cuadrante de un elipsoide mientras que, la mitad posterior es el cuadrante de otro elipsoide. Cuatro parámetros definen cada elipsoide, (c_f, c_r, a y b), los cuales corresponden a las dimensiones que caracterizan la zona de fusión. Los parámetros que caracterizan el doble elipsoide únicamente se pueden conocer través de experimentación. Dichos parámetros se muestran en la **Figura 2.2**.

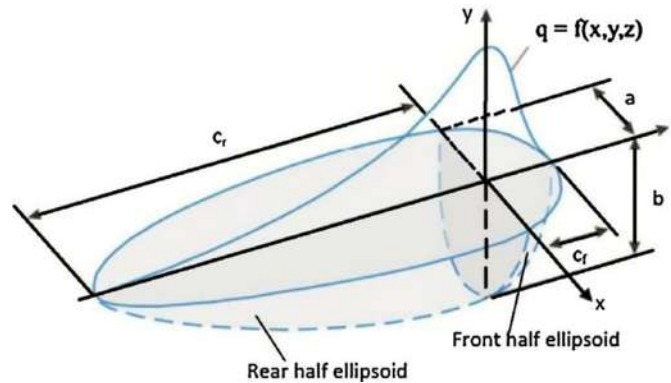


Figura 2.2. Parametrización de la fuente de calor de doble elipsoide de Goldak [114].

Algunas consideraciones sobre el modelo matemático que se describen a continuación:

1.- La representación matemática del aporte volumétrico de la fuente doble elipsoidal está dada por 2 secciones de elipsoide:

Para la mitad del elipsoide frontal:

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

Para la mitad del elipsoide trasero:

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

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 ξ 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 (η), la cual fue supuesta del 75% para el proceso TIG para el cálculo del calor aplicado en los elipsoides.

$$Q = V * I * \eta \dots\dots\dots (4)$$

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 termo-físicas de los aceros de baja densidad como densidad, coeficiente de expansión térmica y coeficiente de conductividad, se ingresaron en función de la temperatura y fueron calculados con el software JMatPro® v9.1.

2.4.2 Solución del modelo matemático mediante ANSYS

Se hizo uso del modelo computacional de ANSYS Mechanical el cual resuelve numéricamente la ecuación de difusión de calor para estimar la distribución de temperaturas en las diferentes zonas (ZF, ZAC y MB) durante el ciclo térmico de soldadura GTAW:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \Delta T) + S_h \dots\dots\dots (5)$$

Donde ρ , representa la densidad, C_p el calor específico y k la conductividad térmica del material estudiado. La fuente de calor está representada en la ecuación por el termino S_h .

Una vez resuelta la distribución de temperaturas en la placa se calculó la deformación térmica (ϵT) a partir de la ecuación 6.

$$\Delta \epsilon^T = \left(\frac{da_0}{dT} T + a_0 \right) T \dots\dots\dots (6)$$

2.4.3 Mallado de placas

El tipo y calidad de malla son dos partes muy importantes ya que en ellos recae la subdivisión del modelo de gran escala en pequeñas partes que dan una solución más sencilla y que en conjunto dan un resultado general más preciso. La malla mostrada en la **Figura 2.3** para el análisis del campo termomecánico se formó por elementos hexaédricos tipo SOLID90 [115]. La métrica de malla fue medida considerando la calidad de los elementos como la relación de aspecto, jacobiano, skewness y la calidad ortogonal. La **Tabla 2.2** resume los valores promedio de la métrica de la malla utilizada. 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 del método de elemento finito (FEM).

Tabla 2.2. Parámetro y valor promedio para la evaluación de la malla utilizada.

Parámetro	Valor Promedio
Calidad de elemento	0.36512
Relación de aspecto	6.0549
Jacobiano	1.1883
Skewness	0.27088
Calidad ortogonal	0.87587

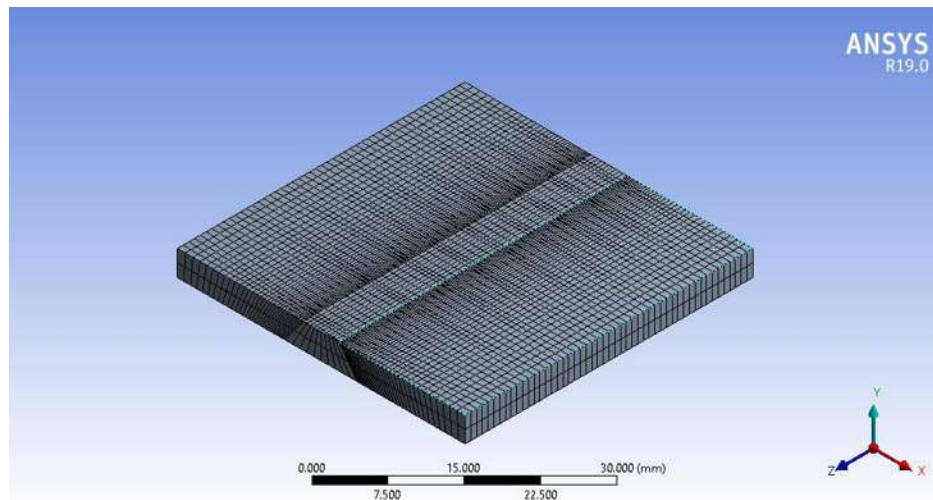


Figura 2.3. Mallado de las placas para soldadura.

Dicha malla se construye con elementos más finos en la zona de fusión y en la zona afectada térmicamente, para evaluar con mayor fiabilidad los resultados obtenidos.

2.5 Botones de soldadura

Los botones de soldadura se realizaron con la maquina INFRA Alpha TIG 352 fijando la antorcha TIG con ayuda de un brazo mecánico para concentrar el calor en un punto exacto, y teniendo una longitud de arco constante. Se realizaron pruebas previas con acero inoxidable austenítico AISI 304 para observar su comportamiento en placas con dimensiones de 20 x 15 x 3.5 mm. Se utilizaron corrientes de 40 y 50 A. Posterior a esto, se realizaron pruebas en acero de baja densidad LD-NM

sin microaleantes en condición de solubilizado en placas con dimensiones 10 x 10 x 3.5 mm. Se utilizaron dos intensidades de corriente para evaluar su comportamiento: 30 y 40 amperes. De acuerdo a las pruebas previas, finalmente se logró establecer un rango de 20 y 25 A de corriente para las placas finales.

2.5.1 Corte y maquinado de placas para botones de soldadura.

Para la realización de los botones de soldadura en aceros de baja densidad, se obtuvieron probetas de 350 mm³. El corte de las placas de acero se realizó utilizando una cortadora ISOMET 1000 marca Buehler con disco de corte de SiC a una velocidad de 150 rpm y aplicación de refrigerante.

2.6 Soldadura de placas de aceros LD

2.6.1 Preparación de la junta

Para la realización de los cordones de soldadura en aceros de baja densidad, se utilizaron placas de 20 x 40 mm con un espesor de 3.5 mm a las cuales se les maquinó un bisel en doble V a 25° para su unión como muestra la **Figura 2.4**.

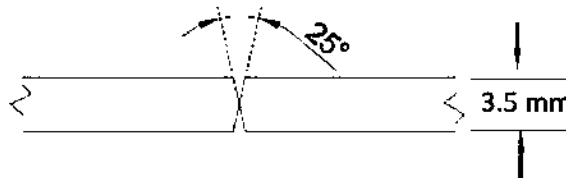


Figura 2.4 Diagrama esquemático del tipo de junta utilizada.

2.6.2 Variables operativas del proceso de soldadura GTAW para uniones de placas.

Se llevaron a cabo uniones en placas de 3.5 mm de espesor para el análisis de soldabilidad de aceros de baja densidad microaleados con Ce/La y Ti/B, en posición plana para tres condiciones de calor aportado y enfriamiento al aire tranquilo. Las variables operativas se muestran a continuación en la tabla 2.3.

Tabla 2.3 Parámetros operativos para el proceso de soldadura GTAW para uniones de placas

Parámetro	Valor
Corriente (A)	40
Polaridad	Directa
Voltaje (V)	9 – 10.5
Velocidad de avance (mm/s)	0.56 – 0.95
Flujo	25 l/min
Gas de protección	Argón
Calor aportado (J/mm)	268 - 395
Tipo de junta	Bisel en doble V a 25°

La ecuación 7 permite calcular el calor de aporte en una soldadura con arco no estacionario [116] utilizada para la soldadura de placas con una fuente de calor en movimiento.

$$Q=nIV=IVv \dots\dots\dots (7)$$

donde:

Q : Calor aportado (KJ/cm).

n : Eficiencia del arco (%).

I : Intensidad de corriente (A).

V : Voltaje (V).

v : Velocidad de avance (cm/s).

La ecuación 8 permite calcular el aporte de calor en una soldadura con arco estacionario [117] para la soldadura de botones. Esta relación fue la que se utilizó para realizar los cálculos de aporte de calor (W) en el presente proyecto de investigación.

$$W=VIt \dots\dots\dots (8)$$

donde:

W : Calor aportado (J).

I : Intensidad de corriente (A).

t : Duración del proceso (segundos).

2.6.3 Medición de distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura

El registro de datos de temperatura se realizó utilizando tarjetas de adquisición de datos TC-08 de la marca OMEGA, empleando 3 termopares tipo K en cada placa, los cuales se colocaron en la cara posterior a la de aplicación de cada cordón de soldadura, permitiendo obtener mediciones de temperatura muy cercanas a la ZF, ZAC 1 y ZAC 2. La fijación de termopares se realizó en las perforaciones realizadas anteriormente con taladro de banco como lo muestra la **Figura 2.5**.

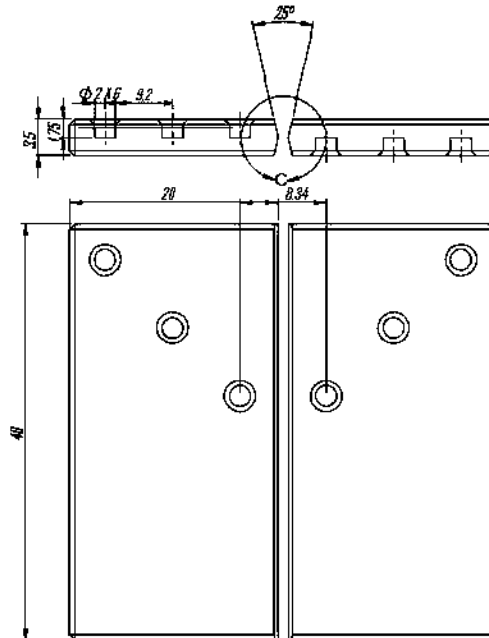


Figura 2.5 Diagrama de colocación de termopares.

Una vez obtenidos los datos, estos fueron procesados en Origin para la graficación de los ciclos térmicos, localizando las temperaturas máximas.

2.7 Caracterización de aceros en condición de solubilizado, botones de soldadura y uniones soldadas

2.7.1 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM)

La caracterización metalográfica se realizó a los materiales base en condición de laminación en caliente y solubilizado. Primero se realizó un encapsulado con baquelita conductora de las distintas muestras de los materiales que se produjeron después de cada tratamiento. Después se realizó un rectificado de las piezas para garantizar que tuviera ambas caras rectas. A continuación, las muestras se desbastaron con papel abrasivo partiendo de 320, 400, 600, 800, 1200, 1500 hasta 2000 seguido de un pulido fino con pastas de diamante de 9, 6, 3, 1 y 0.1 μm y paños Lecloth B-PSA hasta obtener un acabo espejo mediante una maquina pulidora semiautomática Spectrum System grinder/polisher (LECO SS- 1000) de disco giratorio a una velocidad máxima de 150 rpm. El revelado de la microestructura se realizó de acuerdo a la norma ASTM E 407 [118] donde se sugiere realizar un ataque químico con Nital al 5% de concentración (5 ml de ácido nítrico y 95 ml etanol). Cada muestra se sumergió en la solución durante distintos tiempos, según la condición y su composición química, estos varían entre 35 segundos y 2 minutos, el ataque a la pieza se detiene agregando agua destilada directamente a la cara pulida, se limpió con alcohol para detener el ataque y se secó con aire frio. Para microscopia óptica se utilizó un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300 adquiriendo imágenes a 5, 10 y 20x. En estas imágenes se pudieron observar fácilmente los cambios microestructurales producidos por los ciclos térmicos a los que están sometidas las distintas muestras. Mediante el correspondiente análisis de imágenes realizado por el software SigmaScan Pro se determinó el tamaño de grano promedio, así como la morfología de las fases presentes. Se procedió a la medición de tamaño de grano promedio de acuerdo a la norma ASTM E 112-13 [119], así a la observación de defectos producidos por los gradientes de temperatura como porosidad y socavamiento.

2.7.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia electrónica de barrido (MEB)

Para un estudio más a profundidad como tamaño de partícula y análisis químico puntual fue utilizado el MEB. El estudio de la microestructura de cada uno de las probetas se realizó en un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo 6400 con un filamento de tungsteno termoiónico, con un voltaje de operación de 15 kV, y FEG-SEM 7600F con detector EDS, utilizando distintas magnificaciones. Con dicho microscopio se observó la morfología de los granos en las diferentes zonas de la muestra, además de observarse la distribución de fases, cuantificación

de composición química de las distintas zonas, detección de la fase kappa, así como la precipitación de nitruros de aluminio (AlN), sulfuros de manganeso (MnS), TiB (C, N) y compuestos de Ce y La. La técnica EDS utilizada en el MEB permitió realizar los análisis químicos puntuales a 5000X, análisis químico lineal a 1000X y el análisis mediante mapeos elementales a 5000X, la combinación de estas tres técnicas permitió determinar de forma cualitativa y semi-cuantitativa el fenómeno de precipitación.

2.7.2.1 Técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

Las muestras disponibles en condición de 2da

laminación fueron caracterizadas mediante la técnica EBSD. Se realizaron cortes en las muestras con disco para obtener un cubo de 9 mm de lado. Posteriormente, se realizó la preparación metalográfica, haciendo uso de pastas de diamante desde 9, 6, 3, 1 y 0.1 μm , seguido de un pulido más fino con sílica coloidal con partículas abrasivas de 0.04 μm por un lapso de 20 minutos. Por último, las muestras se analizaron en el microscopio electrónico de barrido FEG-SEM 7600F con detector EBSD. Los parámetros de operación utilizados en los ensayos de EBSD se resumen en la **Tabla 2.4**.

Tabla 2.4 Condiciones de operación para la técnica EBSD.

Parámetro	Valor
Resolución	1200 x 900 = 1080000 pixel
Tamaño de mapa	467.4 x 350.6 = 163900 μm^2
Magnificación	250x
Tiempo de operación	2:08:35 h
Tiempo de exposición	7 ms
Voltaje	15 kv
Hit Rate	97.1%
Vacío	9.6 10^{-5} Pa
Inclinación del detector	4.27°
Tamaño de grano promedio	21.38 μm

Posterior a la obtención de resultados, fue necesario procesar la información para obtener información relevante. El proceso de post-procesamiento de información se realizó mediante el programa Spirit 2.1 de Bruker para la adquisición, manipulación y análisis de los datos con el cual

se construyen gráficos ODF's, mapas de orientación, análisis de texturas, identificación de fases, cálculo de tamaño de grano promedio aproximado, y cuantificación estadística de los ángulos de desorientación.

Para la determinación de componentes de texturas cristalográficas y su posible asociación a una textura ya conocida (Copper, Brass, etc.), fue necesario hacer la conversión de los ángulos de Euler, obtenidos a partir de ODFs, a índices de Miller, mediante las siguientes relaciones para planos y direcciones cristalográficas [120].

Planos

$$h = \text{sen}\varphi * \text{sen}\varphi_2 \quad (9)$$

$$k = \text{sen}\varphi * \text{cos}\varphi_2 \quad (10)$$

$$l = \text{cos}\varphi \quad (11)$$

Direcciones

$$u = \text{cos}\varphi_1 * \text{cos}\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 * \text{sen}\varphi_2 * \text{cos}\varphi \quad (12)$$

$$v = -\text{cos}\varphi_1 * \text{sen}\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 * \text{cos}\varphi_2 * \text{cos}\varphi \quad (13)$$

$$w = \text{sen}\varphi_1 * \text{sen}\varphi \quad (14)$$

El estudio de texturas está basado en la determinación de direcciones preferenciales de orientación y en el cálculo de la fracción volumétrica asociada a cada una de esas orientaciones [121]. Dado que muchas propiedades de los materiales son anisotrópicas, el estudio de la textura tiene numerosas aplicaciones. Tradicionalmente, la determinación de texturas se ha realizado mediante técnicas macroscópicas, como la difracción de rayos-X y difracción de neutrones.

Ambas técnicas permiten estudiar la orientación cristalina de un elevado número de granos y obtener una descripción estadística de la macrotextura. Actualmente, la técnica EBSD, basada en la difracción de electrones retrodispersados, es considerada, como la más efectiva para el estudio de microtexturas y consiste en la determinación de las orientaciones individuales de un número significativo de granos cristalinos. Esta técnica, basada en los diagramas de Kikuchi [122, 123], permite realizar, al mismo tiempo, un amplio análisis microestructural, el estudio de las orientaciones cristalinas, el análisis de fases existentes y la evolución de la microtextura, durante el proceso de deformación en caliente y frío. En consecuencia, la técnica EBSD permite determinar el comportamiento del material durante el proceso de conformado del mismo [124-126].

2.7.2.2 Análisis de fractografía de muestras deformadas.

El análisis de fractura se realizó mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7600F, bajo las siguientes condiciones de operación; voltaje de 15 kV y distancia de trabajo de 25 mm, lo cual permitió obtener imágenes a diferentes magnificaciones (70x, 500x y 1000x) en las zonas de fractura de las uniones de soldadura. Mediante las imágenes se analizó el tipo de fractura y la presencia de partículas precipitadas en la ZF, ZAC 1 y ZAC 2.

2.7.3 Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X

Para la caracterización microestructural mediante difracción de rayos-X se utilizó un difractómetro modelo D8 Advance Bruker, con las siguientes condiciones de operación: radiación de Cu K α , rango del ángulo (2θ) de 20 a 120°, paso 0.03° y tiempo de 3 segundos por paso. La identificación de las fases presentes, se realizó mediante revisión bibliográfica de los picos de difracción encontrados en trabajos de investigación previos y consulta de bases de datos. Se identificarán los picos correspondientes a la austenita, ferrita, fase kappa, así como de otras fases ordenadas.

La técnica de difracción de rayos-X se utilizó para identificar la fase austenítica y posibles transformaciones de fase durante el proceso de soldadura. La identificación de las fases presentes, se realizó mediante revisión bibliográfica de los picos de difracción encontrados en trabajos de investigación previos y consulta de bases de datos. Se identificaron los picos correspondientes a la austenita, ferrita, fase kappa, así como de otras fases ordenadas.

2.7.4 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers

Se fabricaron probetas con la finalidad de realizar mediciones de microdureza en el metal base. Se utilizaron pequeñas porciones de material que se seccionaron después de cada procedimiento de laminación y solubilizado. Estas piezas se encapsularon en baquelita conductora y se rectificaron. Sus caras fueron pulidas a espejo, con el objetivo de eliminar las protuberancias superficiales para una mayor fiabilidad del resultado. Se realizó el ensayo mediante un micro durómetro Wilson Micro-Hardness 1102, con identador de diamante piramidal automático. El ensayo se llevó acabo de acuerdo a la norma ASTM E92-17 [127]. El perfil de indentaciones se realizó con una distancia de separación de 3 a 1, con respecto al diámetro de la huella, esto con la finalidad de evitar lecturas erróneas inducidas por indentaciones anteriores, se utilizó un kilogramo de fuerza durante 15 segundos para generar una huella grande y poder conocer el comportamiento general de la muestra.

Para los perfiles transversales superior (cara A) e inferior (cara B) se usó una separación entre indentaciones de 135 μm para ambos perfiles. Se realizaron indentaciones con una distancia de separación de 3 veces el diámetro tomando en cuenta las diagonales de la huella generada. Para el caso de las muestras deformadas, el ensayo de microtracción se realizó en cada una de las tres zonas de interés (ZF, ZAC 1 y ZAC 2), esto con la finalidad de observar la tendencia de dureza sobre cada área deformada.

2.7.5 Ensayos de corrosión

Para este propósito, se realizaron pruebas de polarización potenciodinámica e impedancia en tres aceros de baja densidad en condiciones de tratamiento térmico de solubilizado a 1150 °C en un potenciostato Gill ACM. Las pruebas de corrosión se llevaron a cabo utilizando una celda electrolítica con un electrodo de referencia de calomel saturado y un contra electrodo de grafito y un tercer electrodo de trabajo que es el acero estudiado. Las curvas de polarización potenciodinámica se midieron en una solución de NaCl al 3.5% de concentración a 25 °C. La duración del ensayo fue de aproximadamente de 90 minutos. La obtención y análisis de resultados se realizó mediante el software Sequencer, con el cual se graficaron las curvas de polarización potenciodinámica y de impedancia. La caracterización metalográfica de la superficie corroída, número y tipo de picaduras se realizó con microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido. Posteriormente las muestras se observaron mediante microscopia óptica donde se obtuvieron fotografías de 5x y 20x y se analizaron los productos de corrosión, mediante microscopia electrónica de barrido con microanálisis químicos en diferentes puntos de la zona afectada.

2.7.6 Ensayos de micro-tracción uniaxial.

2.7.6.1 Fabricación de probetas para ensayo de micro-tracción.

Las probetas fueron extraídas en dirección longitudinal al cordón de soldadura de tres zonas distintas, ZF, ZAC 1 (con una separación de 10 mm del centro del cordón) y ZAC 2 (con una separación de 14.5 mm del centro del cordón). Las dimensiones de las probetas de microtracción y su fabricación se realizaron a partir de la norma ASTM E8/E8M-09 [128] y se muestran en la **Figura 2.6**. Dichas probetas se fabricaron mediante electroerosión por hilo.

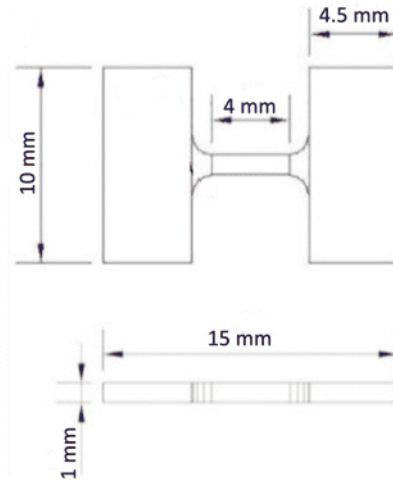


Figura 2.6 Geometría y dimensiones de las probetas de microtracción.

Los ensayos de microtracción de las diferentes zonas de las uniones soldadas se llevaron a cabo en una máquina de microtracción de la marca Deben Microtest 5kN Tensile Tester, del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Politécnica de Cataluña España. Dicha máquina se muestra en la **Figura 2.7**.

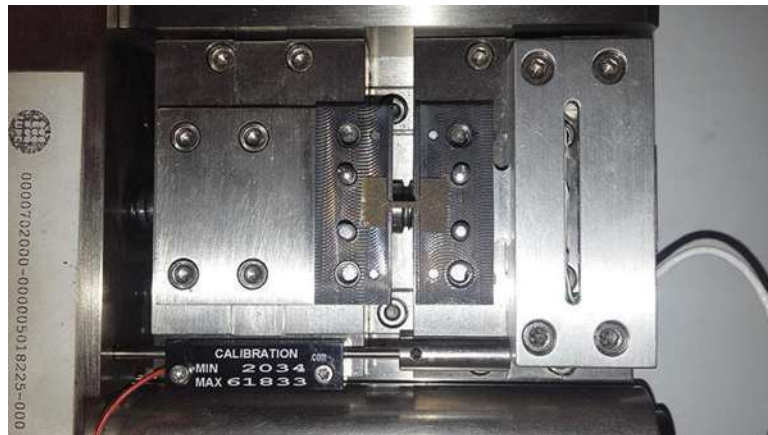


Figura 2.7 Máquina de microtracción Deben Microtest 5 kN Tensile Tester.

Los ensayos se realizaron con una velocidad de cabezal de 0.2 mm/min. El ensayo otorga información sobre la deformación ingenieril de la muestra con respecto a la velocidad de cabezal elegida, hasta que la muestra fractura. A partir de ello, se pueden generar curvas de σ - ϵ ingenieril y verdadera, calcular coeficientes de endurecimiento “n” usando modelos matemáticos como el de Hollomon, Ludwick y Swift, además de la velocidad de endurecimiento. Así mismo, es posible

obtener las propiedades mecánicas de los aceros como: límite elástico, resistencia máxima, esfuerzo de fluencia y % de alargamiento.

2.7.6.2 Determinación de los coeficientes de endurecimiento mediante modelos de Hollomon, Ludwick y Swift.

Como primer paso para el cálculo de los coeficientes de endurecimiento “n” se llevó a cabo la transformación de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril a esfuerzo-deformación verdadera a través de las siguientes ecuaciones:

$$\sigma = s(1 + e) \dots\dots\dots (15)$$

$$\varepsilon = \ln (1 + e) \dots\dots\dots (16)$$

Posterior a ello, se consideró únicamente la zona de deformación plástica uniforme de las curvas esfuerzo-deformación verdaderas para el cálculo de los coeficientes de endurecimiento, utilizando los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift.

Modelo de Hollomon

$$\sigma = K_H \varepsilon^{n_H} \dots\dots\dots (18)$$

Modelo de Ludwick

$$\sigma = \sigma_0 + K_L \varepsilon^{n_L} \dots\dots\dots (19)$$

Modelo de Swift

$$\sigma = K_S (\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n_S} \dots\dots\dots (20)$$

Los modelos anteriores se introdujeron en el software OriginPro 9.0 para ajustarlos con las curvas esfuerzo-deformación experimentales y calcular el coeficiente de endurecimiento. Para el cálculo de la tasa de endurecimiento, se realizó un ajuste polinomial de 7mo grado de la porción de la curva esfuerzo-deformación, a partir de la cual se realizó la derivación $\theta = d\sigma/d\varepsilon$.

CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Predicción de diagramas de equilibrio de fases, diagramas de transformación y propiedades termo físicas.

3.1.1 Diagramas de equilibrio de fases en equilibrio.

La **Figura 3.1** muestra el diagrama de fases en equilibrio del acero LD-NM y LD Ti/B calculado mediante en el rango de temperatura desde 0 a 1600 °C, así como, el rango de temperaturas en el que se presentan y en qué porcentaje de fase se encuentran. Al ser un sistema complejo, las fases que pueden presentarse en condición de equilibrio, son muchas.

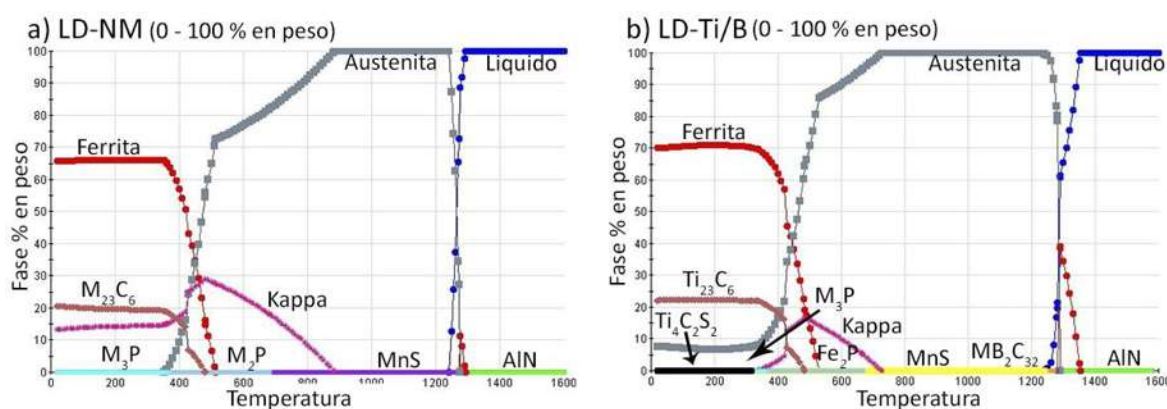


Figura 3.1 Diagrama de fases en condiciones de equilibrio calculados por JMatPro® 9.1 para los aceros a) LD-N/M y b) LD-Ti/B.

A temperatura ambiente pueden coexistir austenita, ferrita, carburos kappa, sulfuro de manganeso, nitruro de aluminio y fosfuros metálicos. Estos últimos se presentarían en porcentajes muy pequeños de alrededor de 0.06% en peso. Por otro lado, para el acero LD-NM la **Figura 3.1a** resalta el efecto del mayor contenido de Mn y C al ser elementos gammágenos o estabilizadores de la austenita, ya que a temperatura ambiente es mayor el porcentaje de fase de austenita (14% en peso) respecto al acero microaleado con Ti/B (8 % en peso). Cabe mencionar que el software tiene como limitaciones la introducción de elementos como Ce y La, por lo cual, no se realizó el cálculo del acero LD-REM.

De igual manera se presenta el diagrama de fases en equilibrio del acero LD-Ti/B en la **Figura 3.1b**, donde se observa que las fases posibles son: ferrita, austenita, nitruro de aluminio, carburonitruros metálicos, fase κ , fosfuros metálicos, carburos metálicos y carburos de titanio.

Es importante resaltar que las fases presentes en estos diagramas son bajo condiciones de equilibrio, es decir, se considera que los procesos difusivos tienen el tiempo suficiente para llevarse a cabo. También se puede observar como la adición de Ti/B y la menor concentración de C y Mn provocan un ligero cambio en la temperatura de inicio de transformación austenítica.

Analizando los cálculos realizados por JMatPro® 9.1 se puede observar cómo los contenidos de austenita y ferrita varían conforme el enfriamiento se avanza, por debajo de 520 °C y 540 °C (temperatura de formación de la ferrita, respectivamente), los contenidos de C y Mn aumentan, mientras que el contenido de Al disminuye, a partir de la composición nominal de la aleación, a medida que disminuye el porcentaje de fase de austenita. A 880 y 730 °C (temperatura de precipitación del carburo κ , respectivamente), el contenido de Mn aumenta continuamente, mientras que los contenidos de C y Al comienzan a disminuir debido a que son necesarios para la formación del carburo kappa $(Fe, Mn)_3AlC$ [129].

3.1.2 Diagramas de transformación (TTT, CCT)

3.1.2.1 Diagrama de transformación tiempo-temperatura (TTT)

Los diagramas TTT representan el porcentaje de transformación de una fase madre en otra en función de la temperatura y del tiempo.

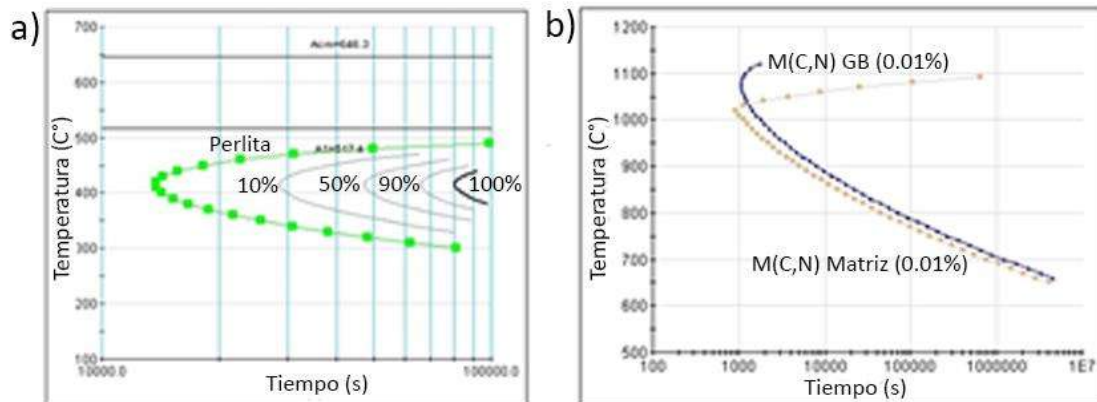


Figura 3.2 Diagramas de transformación isotérmica de los aceros de baja densidad, a) Diagrama TTT del acero LD-NM y b) Diagrama PTT del acero LD-Ti/B.

Estos sirven para obtener información relacionada con las fases producidas después de mantener a una temperatura isotérmica, así como el tiempo para el inicio y la terminación de la formación de las fases. Son útiles cuando el sistema ha sido bien estudiado y se requieren ciertas propiedades mecánicas en función de la microestructura, por lo que, es posible establecer el porcentaje de fases deseado para obtener dichas propiedades. En el caso de un proceso de soldadura, es poco usual mantener la temperatura constante, por lo que prevalecen las condiciones de enfriamiento y, por lo tanto, los diagramas CCT.

3.1.2.2 Diagrama de transformación mediante enfriamiento continuo (CCT)

Los diagramas de transformación por enfriamiento continuo fueron calculados para ambos aceros con diferentes velocidades de enfriamiento como lo muestra la **Figura 3.2**.

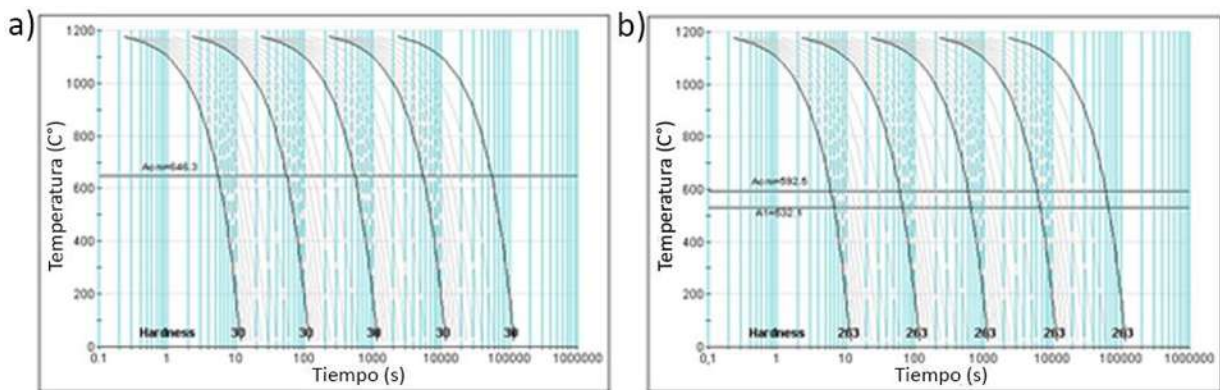


Figura 3.3 Diagramas de transformación de fase de enfriamiento continuo (CCT) de los aceros a) LD-NM y b) LD-Ti/B mediante JMatPro.

Dichos diagramas permiten identificar la cinética de transformación para materiales sometidos a TT con transformación no isotérmica. En la **Figura 3.3** se muestran distintas velocidades de enfriamiento, y van desde velocidades muy rápidas (lado izquierdo) hasta velocidades muy lentas (lado derecho). Para los aceros estudiados, de acuerdo con los diagramas calculados, no se presenta ninguna transformación de fase a las distintas velocidades de enfriamiento calculadas. Esto indica la alta estabilidad de la fase austenítica, por sus altos contenidos de elementos gammágenos, por lo que, la presencia de fases como ferrita o carburos κ se presentan bajo condiciones particulares y en cantidades volumétricas muy pequeñas.

3.1.3 Propiedades físicas generales.

3.1.3.1 Densidad

En la **Figura 3.4** se muestra la evolución de la densidad con respecto a la temperatura de los aceros LD-NM y LD-Ti/B.

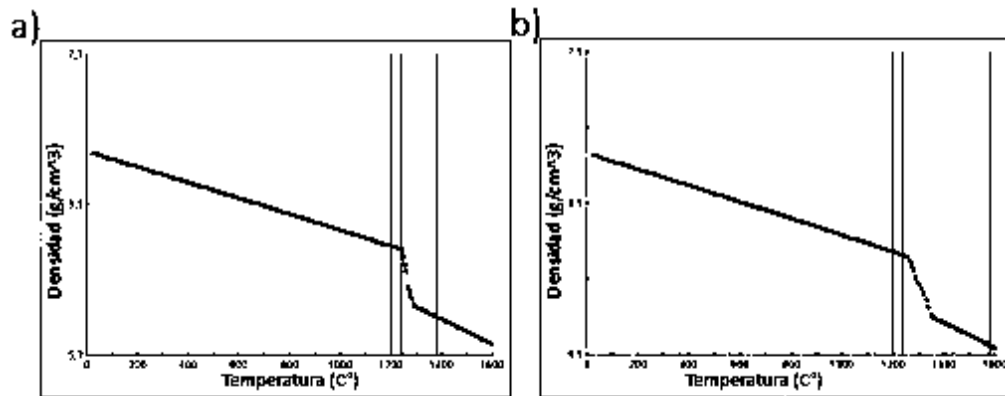


Figura 3.4 Variación de la densidad en función de la temperatura para los aceros, a) LD-NM y b) LD-Ti/B.

En la **Figura 3.4a** se observa como el acero LD-NM al contener 1% de aluminio más que el acero LD-Ti/B provoca que a temperatura ambiente se tenga una menor densidad, siendo esta de 6.5 g/cm^3 contra 6.8 g/cm^3 . Esta es una de las principales razones para incrementar el contenido de aluminio en los aceros de baja densidad. De acuerdo a esto, se calcula que la disminución de la densidad con respecto a la temperatura es lineal hasta los 1250°C , hasta que se alcanza el cambio de fase sólido a líquido.

3.1.3.2 Conductividad térmica

La **Figura 3.5** muestra el calculo realizado mediante JMatPro® 9.1 para la conductividad termica del acero LD-NM. De acuerdo a ella, se puede observar que la propiedad fisica varia de acuerdo a la temperatura, por lo que el aumento es lineal a partir de 0°C hasta 1280°C que es donde se presenta el cambio de fase de estado solido a estado liquido.

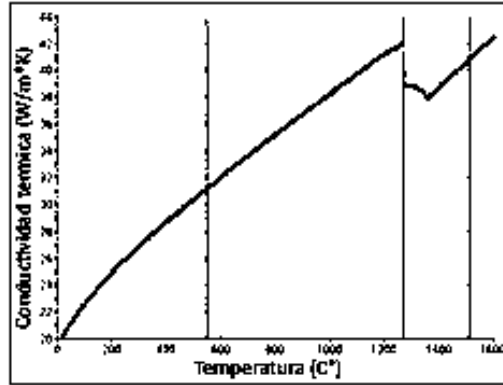


Figura 3.5 Variación de la conductividad térmica en función de la temperatura para el acero LD-NM

La conductividad térmica es un parámetro importante en cualquier proceso que involucre la elevación de la temperatura de la aleación y sobre todo en procesos de soldadura donde se mide la capacidad de transmitir el calor, es decir, permitir el paso de la energía cinética de sus átomos a otros adyacentes. Dicha propiedad determina el flujo de calor y su velocidad en el material partiendo del punto de aplicación del arco eléctrico. Se considera que a mayor conductividad térmica mayor será la velocidad de flujo de calor [90], por lo que, al alcanzar picos de temperatura en la ZF, la velocidad con la que el calor sale del sistema es máxima.

3.2 Caracterización de aceros en condición de tratamiento termomecánico de laminación en caliente y solubilizado

3.2.1 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM)

La **Figura 3.6** muestra la microestructura de los aceros LD-NM, LD-REM y LD-Ti/B a dos diferentes aumentos en condición de primera laminación.

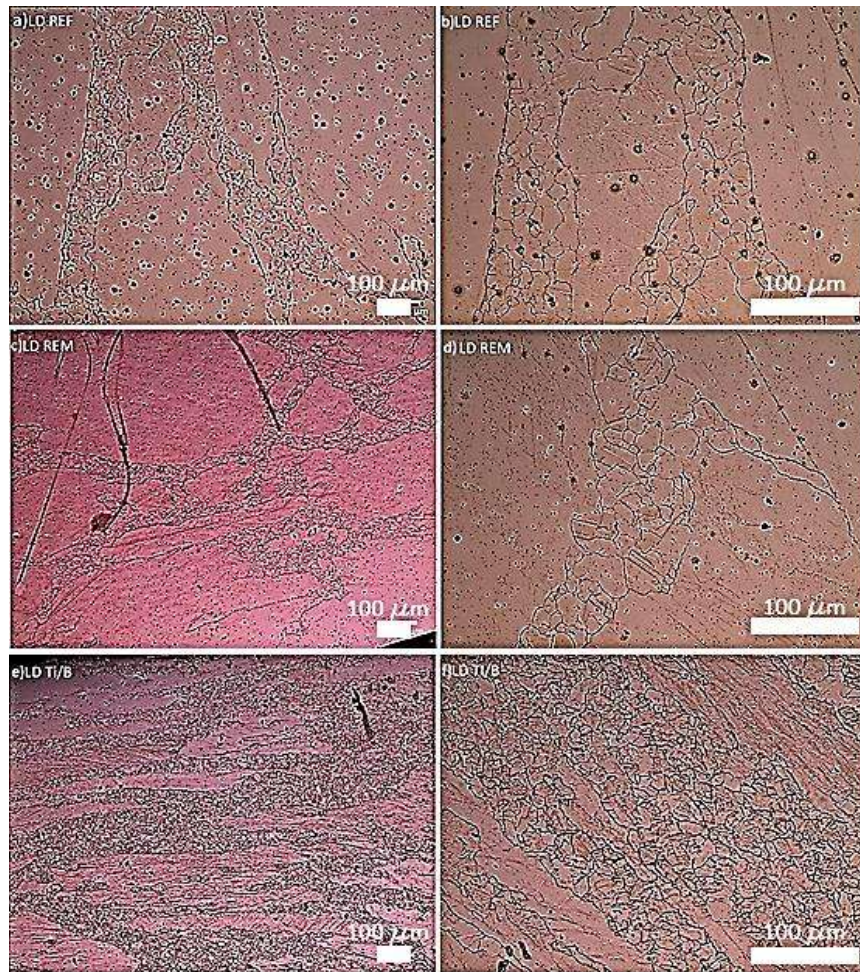


Figura 3.6 Micrografías LOM en condición de primera laminación, a) acero LD-NM 5x, b) acero LD-NM 20x, c) acero LD-REM 5x, d) acero LD-REM 20x, e) acero LD-Ti/B a 5x y f) acero LD-Ti/B 20x.

Las micrografías exhiben la formación de estructuras de collar (necklace), acompañados de granos alargados (deformados). Esto es común en materiales que han sido deformados previamente, esto por la recrystalización dinámica, en este caso, la condición 1 o primera laminación, promueve el inicio de la recrystalización debido a partículas como AlN , TiC , MnS que actúan como nucleantes para nuevos granos recrystalizados libres de deformación. El termino recrystalización dinámica hace referencia a que el proceso de recrystalización inicia y termina cuando el proceso de laminación en caliente aún se está llevando a cabo, al contrario de la recrystalización estática donde esta se da durante el tratamiento de recocido después de uno o varios procesos de deformación en frío. El acero LD-NM, al no contar con microaleantes añadidos, se puede esperar que los precipitados del

tipo AlN, MnS estén actuando como nucleantes e iniciadores del proceso de recrystalización. La precipitación de segundas fases también juega un papel muy importante en la estabilización de la microestructura, ya que inhibe el crecimiento del grano y promueve la recrystalización de los aceros con un tamaño de grano fino [130]. Las técnicas de procesamiento comunes para incorporar precipitados en aceros incluyen la precipitación a través de la disolución a altas temperaturas de solubilizado, seguida de un temple y un envejecimiento adicional a una temperatura relativamente más baja, lo cual permite un desarrollo y estabilización de los precipitados presentes. Es importante señalar que, en el caso de los aceros estudiados en este proyecto, no se lleva a cabo el tratamiento térmico de envejecimiento, por lo cual los carburos kappa son difíciles de observar mediante MO y MEB. El acero LD-REM cuenta con microaleantes provenientes de la adición de mishmetal (tierras raras), que actúan de manera similar al acero LD-NM, produciendo un mayor número de granos recrystalizados, (**Figura 3.4c y 3.4d**). Las tierras raras actúan formando partículas complejas ricas en Ce, La, O, S, N. Adicional a esto, las inclusiones de óxido y sulfuro formadas durante el proceso de fusión puede promover el refinamiento del grano tanto en fundición como en aceros laminados en caliente. Algunos investigadores [131-133] han informado que los sulfuros y óxidos complejos de tierras raras (RE) de Ce y La son efectivos para la nucleación de la ferrita- δ y la austenita desde la fundición. Los metales y aleaciones que poseen alta energía de falla de apilamiento pueden experimentar recrystalización dinámica continua en lugar de discontinua, lo que a su vez termina en un considerable refinamiento del grano durante el procesamiento de deformación de alta temperatura [134], sin embargo, esto aplica en su mayoría para aceros ferríticos, Para aceros austeníticos, de acuerdo a Humphreys [135] tienen la tendencia a recrystalizar dinámicamente a través de un mecanismo discontinuo, es decir, la nucleación y el crecimiento de nuevos granos, por ejemplo, a través de la migración de límites de grano inducido por deformación. Sin embargo, la austenita puede experimentar recrystalización continua bajo ciertas condiciones, por ejemplo, cuando se somete a la falta de sitios de nucleación y a la reducción de la fuerza motriz impulsora para este mecanismo, es decir, la disminución de los límites de ángulo alto austenita-austenita. Adicionalmente, las altas temperaturas de deformación pueden conducir a la formación de microestructuras relativamente homogéneas recuperadas y libres de deformación significativa.

En la **Figura 3.7** se muestra la evolución microestructural de los tres aceros estudiados en condición de tercera laminación en caliente + solubilizado, donde se observa un crecimiento de grano bastante marcado en el tamaño de grano.

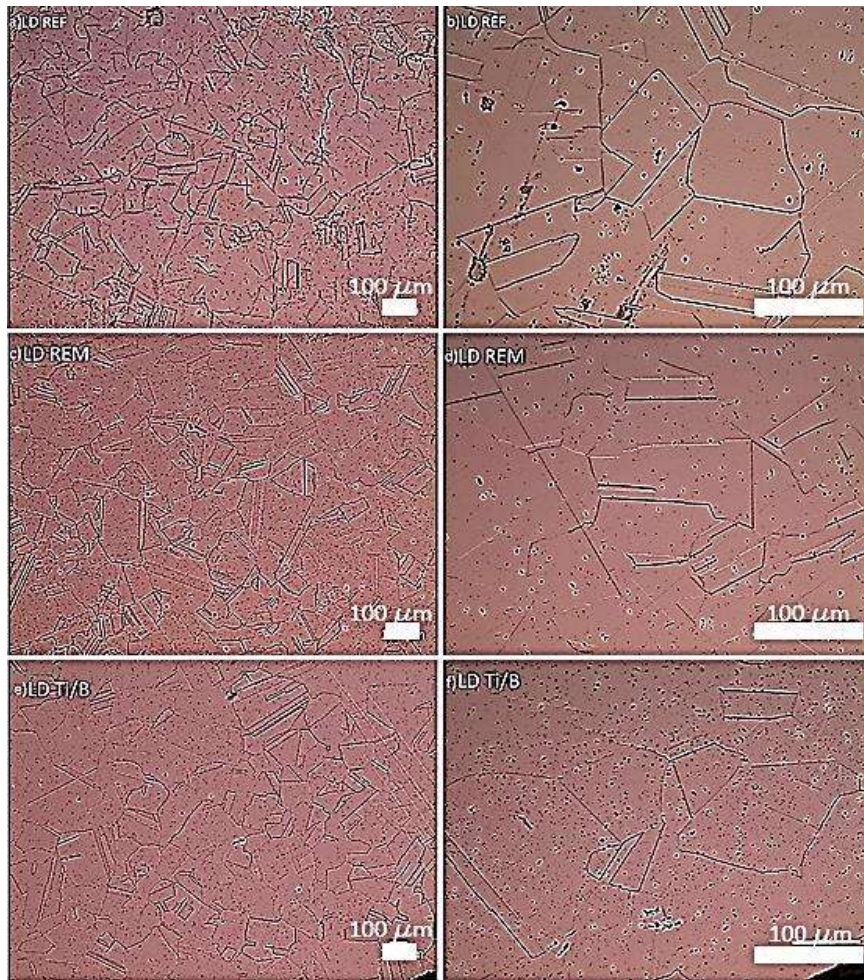


Figura 3.7 Micrografías de a) acero LD-NM 5x, b) acero LD-NM 20x, c) acero LD-REM 5x, d) acero LD-REM 20x, e) acero LD-Ti/B a 5x y f) acero LD-Ti/B 20x, respectivamente en condición de laminación 3 más solubilizado.

Es importante observar cómo después de dos etapas de laminación donde la recrystalización dinámica discontinua continua, el efecto de los microaleantes, en especial la combinación Ti/B, es bastante notoria, reduciendo el grano conforme a mayor deformación. Sin embargo, al momento en que se realiza el solubilizado a 1150 °C y su posterior temple en agua fría, se genera un tamaño de grano mayor alcanzando valores de 175 μm en el acero LD-Ti/B. Es importante remarcar como en esta condición se presenta un efecto contrario a lo que ocurría en condiciones anteriores, es decir, la reducción de grano, en este caso, debido al tratamiento térmico de alta temperatura, es esperable un importante crecimiento de grano debido a la disolución de precipitados. La microestructura del acero solubilizado muestra granos poligonales, equiaxiales con maclas de

recocido como lo han encontrado otros investigadores como Frommeyer [5]. Por otro lado, la presencia de carburos κ , depende en gran medida del contenido de carbono. Algunos estudios mencionan [136] que la precipitación de carburos κ se da fácilmente cuando dicho elemento sobre pasa el 1.5% en peso en la aleación, esto debido a que los campos de austenita y carburos kappa en el diagrama de fases se estabilizan a bajas temperaturas. Dichos carburos κ , se posicionan como la principal fase de refuerzo de los aceros de baja densidad, al ser coherentes con la matriz, modificando los planos atómicos y dificultando el paso de dislocaciones [137]. Sin embargo su formación sigue un camino estudiado por Cheng [54], donde la fase kappa proviene de la descomposición de la austenita de alta temperatura, pero dado como fase estable de baja temperatura. Antes de ello, se forman dos fases, γ' y γ'' , donde γ'' es designada como fase $L1_2$. Para dicha fase $L1_2$, se tiene bien estudiada su presencia en aceros Fe-Al-Mn-C después de un temple, en forma de núcleos nanométricos formados uniformemente dentro del grano austenítico en una estructura modulada u ordenados siguiendo direcciones preferenciales. Cabe destacar que la fase $L1_2$ es una fase metaestable previa a la formación definitiva de la fase κ .

3.2.1.1 Evolución del tamaño de grano promedio.

En la **Figura 3.8** se muestran los resultados obtenidos de la medición de tamaño de grano por medio del método de intercepción para los aceros LD-NM, LD-REM y LD-Ti/B en condición de primera y tercera laminación más solubilizado 1.

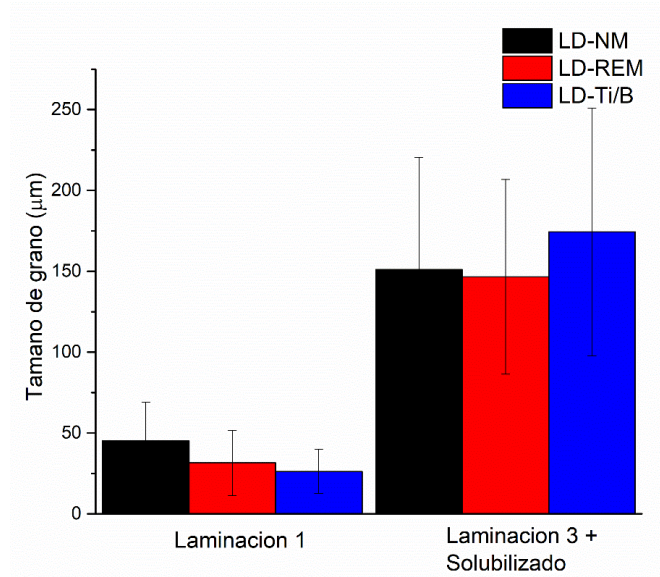


Figura 3.8 Evolución del tamaño de grano durante el acondicionamiento microestructural.

Se observa que existen diferencias marcadas en tamaño de grano entre las condiciones de deformación plástica en caliente y en condición de solubilizado. En general, las tendencias encontradas, en ambas condiciones, son resultados esperados. Cuando los granos deformados disminuyen, a raíz del crecimiento de granos libres de deformación, se le llama recristalización dinámica. Este fenómeno, durante las dos primeras etapas se da de manera discontinua, por lo que, se presentan las llamadas estructuras de collar. Es notorio que la adición de microaleantes, provoquen una disminución de tamaño de grano, a partir de la primera condición dando un mejor resultado la combinación Ti/B como elemento refinador, seguido de Ce/La. Posteriormente en la siguiente etapa, se observa un crecimiento notable por el solubilizado, el cual al aumentar la temperatura del acero y mantenerse provoca un aumento considerable en el tamaño de grano. Barlett y col. [138] encontraron valores de tamaño de grano recristalizado entre 10 y 20 μm lo cual corresponde a una disminución del tamaño respecto a lo encontrado en la presente investigación. Esto debido a una mayor cantidad de Ce añadido. En el caso del acero LD-NM, mayores contenidos de C y Al promueven su refinamiento durante las etapas de laminación en caliente. Yoo y col. [139] en un acero con una composición química muy similar Fe-28Mn-10Al-1.0C observaron el efecto de la temperatura de solubilizado en el tamaño de grano, y concluyeron que efectivamente el aumento de 100 °C entre cada ensayo afectaba de manera importante la medición, las temperaturas

usadas fueron de 1000, 1100 y 1200 °C y los tamaños de grano obtenidos fueron de 63 ± 7 , 114 ± 14 y $350 \pm 52 \mu\text{m}$, respectivamente.

3.2.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia electrónica de barrido (MEB)

3.2.2.1 Condición 1: Laminación 1

En las **Figuras 3.9a y 3.9b**, se muestran las micrografías a bajos aumentos del acero LD-NM para obtener información sobre la precipitación de segundas fases y la posible presencia de microgrietas, entre otros defectos.

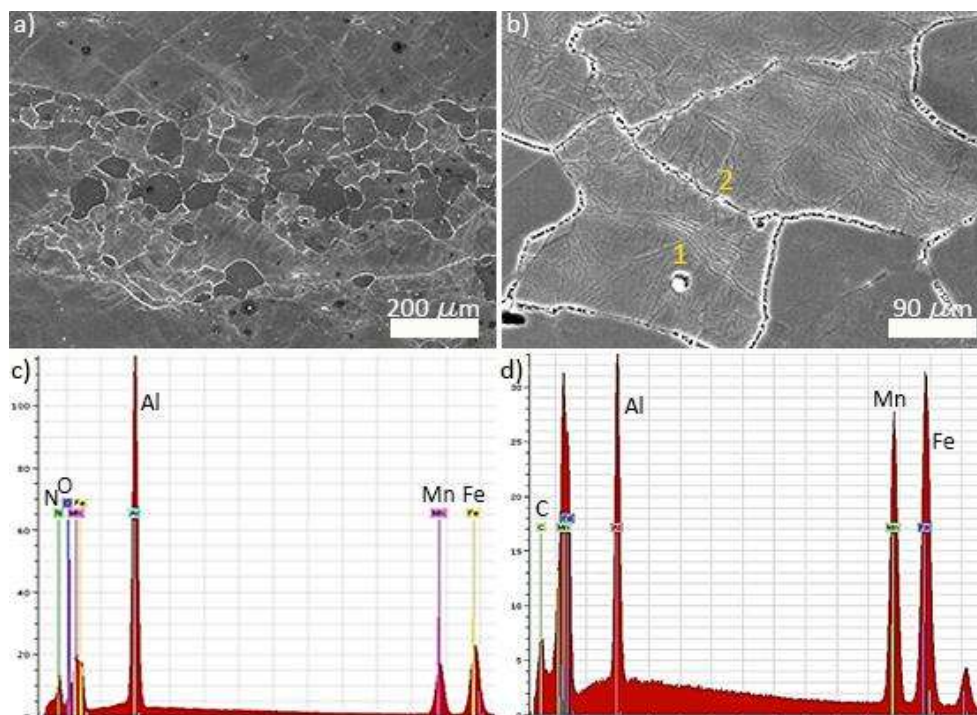


Figura 3.9 Micrografías de MEB de LD-NM en condición de primera laminación. a) imagen a 250x, b) imagen a 2500x, c) EDS de punto 1, d) EDS de punto 3.

En la **Figura 3.9a** se muestra una sección de granos recristalizados, producto de la deformación plástica a la cual fue sometido el material. Así como también existe la presencia de diferentes partículas pequeñas nucleadas principalmente en límites de grano y otras más grandes dentro del grano. Dichas partículas mostradas en la **Figura 3.9b** (punto 1), son nitruros de aluminio presentes tanto en límites de grano como dentro del mismo grano, siendo su morfología esférica, con un diámetro de aproximadamente $2 \mu\text{m}$. Se muestra el espectro de las partículas 1 y 2 en las **Figuras**

3.9c-d, mostrando contenidos de 24% en peso de aluminio, 18% en peso de nitrógeno, así como 22% en peso de Mn. También existe la presencia partículas en límites de grano más finas de forma circular de 0.5 micras de diámetro, las cuales se pueden ver en la figura 3.9c (punto 3), ricas en manganeso, carbono y aluminio como lo muestra su correspondiente tabla de composición química en la **Figura 3.9g**. Dichas partículas pueden ser carburos kappa, por los alto contenidos en aluminio y manganeso, tal como lo corroboran algunos autores como Zhao y col. [140]. Así mismo, se encontró la presencia de maclas de recocido.

La adición de Al promueve la precipitación de carburos $(Fe, Mn)_3AlC$ de tamaño nanométrico, llamados carburos κ , que controlarían el comportamiento mecánico del acero, específicamente a mayores temperaturas de deformación. Los carburos κ aparecen como partículas cuboidales [141] o como placas en límites de grano [14]. Además de que la literatura coincide en que para que dichas fases sean visibles (carburos κ intergranulares), normalmente se tendría que aplicar un tratamiento de envejecimiento después del solubilizado y su correspondiente temple. Para carburos kappa intragranulares es necesario ampliar el tiempo de tratamiento [142, 143]. Estas fases se distribuyen homogéneamente en la matriz [14, 141] y en límites de grano cuando se da un sobre envejecimiento [14]. La formación de partículas de orden de corto alcance en aceros Fe-Mn-Al-C austeníticos se atribuye a la fluctuación de la composición química causada por la descomposición espinodal [144].

Para el caso del acero LD-REM en condición de primera laminación, (**Figuras 3.12a-b**), se encontraron las mismas estructuras de collar, pero dando lugar a un grano recristalizado más fino dado por la mayor presencia de partículas precipitadas en la matriz.

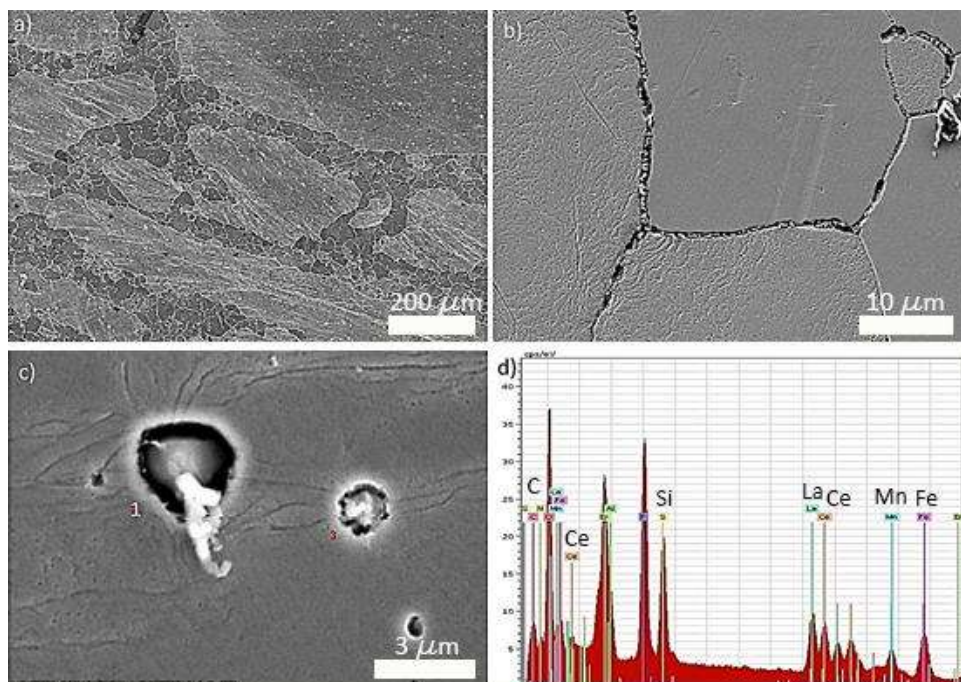


Figura 3.10 Micrografías de MEB de LD-REM en condición de laminación 1. a) 100x, b) 2500x, c) 8000x, d) EDS de punto 1.

Es notable la presencia de granos alargados austeníticos debido a la deformación a la que fue sometido. La presencia de diferentes partículas se hace evidente en la **Figura 3.10c**, y su espectro en la **Figura 3.10d**, que indica la presencia de elementos como el Ce y La, siendo estos elementos capaces de unirse como partículas complejas o formando óxidos, como son comúnmente encontrados, además de mostrar que dichos elementos de tierras raras encontrados dentro de la partícula se encuentran en mayor proporción. Algunos investigadores han reportado recientemente que las adiciones de cerio produce óxidos que sirven como sitios de nucleación heterogéneos para la austenita durante la solidificación de aceros Cr-Ni [138]. Hasta ahora, según la literatura, no se ha evaluado el uso de cerio como agente refinador de grano durante la colada de aceros Fe-Mn-Al-C completamente austeníticos [145]. La afinidad del cerio con elementos como el oxígeno y azufre es muy alta, así como con el fósforo. Chao y col. [143] detectaron partículas en límites de grano las cuales contenían elevados contenidos de manganeso y carbono, concluyendo con apoyo de MET la presencia de carburos κ , tal como se presenta en la **Figura 3.1c**.

Barlett y col. [138] estudiaron el acero Fe-30Mn-7.5Al-1.1C y sus estudios mostraron que las inclusiones en el acero con 0.05% de Ce añadido fueron principalmente sulfuros de cerio, mientras

que las inclusiones en el acero con 0.1% de cerio eran principalmente óxidos de Ce complejos, sulfuros y fosfuros. Además de esto fue notable la necesidad de eliminar del baño fundido la presencia de azufre y fósforo, para evitar que el cerio forme sulfuros y fosfuros en lugar de núcleos de óxidos eficaces respecto al refinamiento de grano. El Ce tiende a reaccionar con diferentes elementos, donde su mayor afinidad se encuentra al combinarse con el S, seguido del O y a menores temperaturas reacciona con el P.

La **Figura 3.11** muestra los resultados obtenidos del acero LD-Ti/B, el cual presentó una reducción en tamaño de grano respecto a los aceros LD-REM y LD-NM, debido a los microaleantes utilizados.

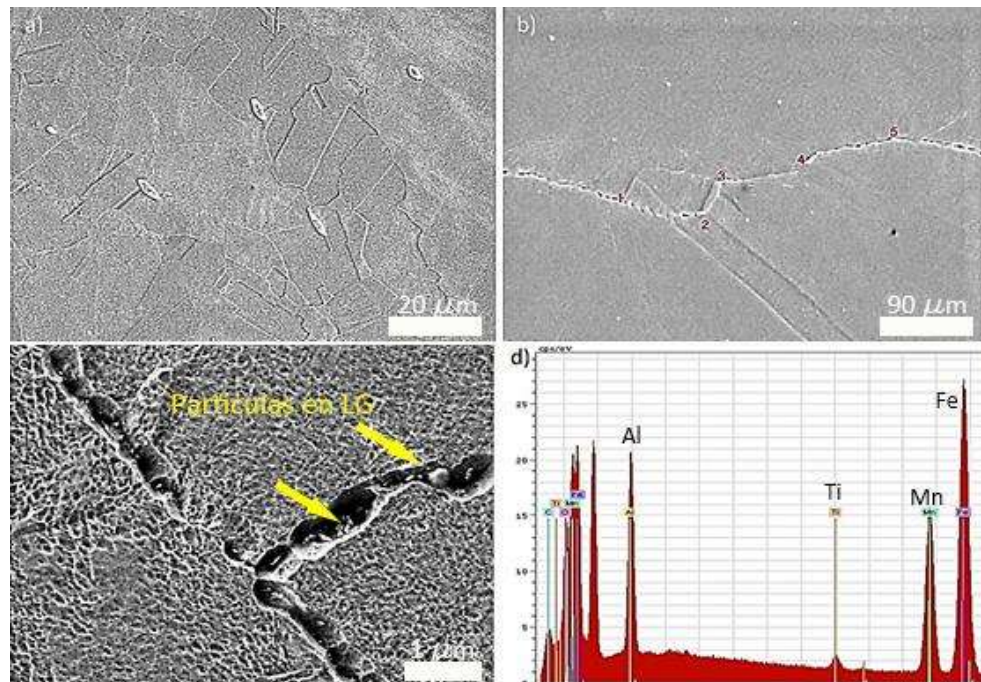


Figura 3.11 Micrografías de MEB de LD-Ti/B en condición de laminación 1. a) 1000x, b) 2500x, c) 1000x, d) EDS de punto 2, e) cuantitativo del punto 2.

Uno de los efectos más conocidos del titanio es el de refinador de grano y desoxidante. En este caso se obtuvo un tamaño de grano recrystalizado promedio de 26 micras, siendo este caso el más marcado de reducción de grano, en comparación con los otros dos aceros. Se encontraron partículas pequeñas nucleadas en límites de grano, como se muestran en la **Figura 3.11b**, lo que indica su efecto de inhibición del crecimiento de grano. La **Figura 3.11d** indica la presencia de Ti, así como

también aluminio, carbono y manganeso. Cabe destacar que en esta condición también se observó la presencia de maclas de recocido.

3.2.2.2 Condición 2: Laminación 3 + solubilizado.

La **Figura 3.14** muestra micrografías tomadas a 100 y 1000 aumentos del acero LD-NM, así como el espectro correspondiente.

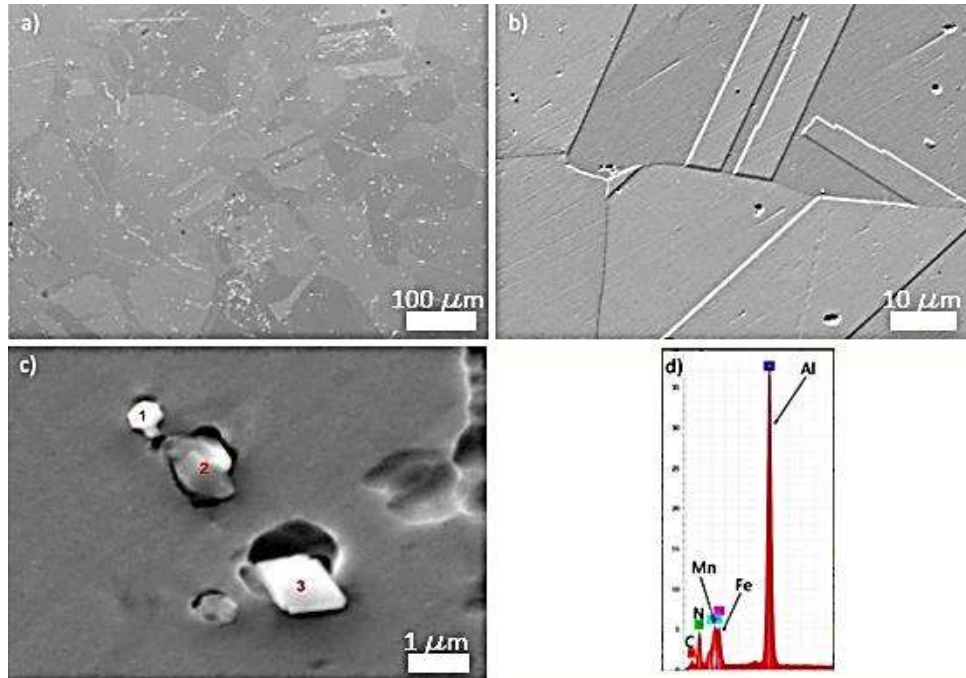


Figura 3.12 Micrografías de MEB de LD-NM en condición 2: laminación 3 más solubilizado 1. a) 100x, b) 1000x, c) partículas dentro del grano observadas a 10,000x, d) EDS de las partículas encontradas.

Es clara la presencia de maclas de recocido las cuales atraviesan todo el grano, así como un notable crecimiento del mismo. Se observa también como después del tratamiento de solubilizado las partículas, que, en condición de deformación, se encontraban segregadas a límites de grano, se encuentran dispersas por la matriz y en cantidades muy pequeñas, lo cual dificultó detectarlas durante el estudio en MEB, la mayoría de los granos que pudieron observarse tiene la forma característica equiaxial/poligonal de la fase austenítica en estas condiciones. Como se mencionó en el apartado 3.4.1, el crecimiento de grano más importante en todo el procesamiento termomecánico del acero se presenta durante el solubilizado, esto se atribuye al casi imperceptible

efecto de los microaleantes al momento de disolverse en la austenita a altas temperaturas y luego templarse, reteniendo la microestructura austenítica, pero a su vez, impidiendo que los elementos que en ese momento se encontraran en solución sólida, precipitaran en forma de segundas fases. Dentro del pequeño porcentaje de fase encontrado de algunas de las segundas fases, están los nitruros de aluminio, perjudiciales para las propiedades mecánicas del material, como lo muestra la **Figura 3.12c** y su correspondiente espectro en la **Figura 3.12d**, donde se pudo detectar que las partículas tienen contenidos de Al y N muy altos además de que su morfología es similar, aunque con ligeras variaciones de tonalidad. Este tipo de partículas son las que actúan inhibiendo el crecimiento de grano, que, en este caso, por su muy bajo porcentaje de fase entre 0.01 y 0.025%, no alcanzan a tener un efecto notable.

En la **Figura 3.13** se muestran las micrografías de MEB del acero LD-REM presentando de igual manera un crecimiento de grano bastante importante con respecto a sus condiciones anteriores de deformación.

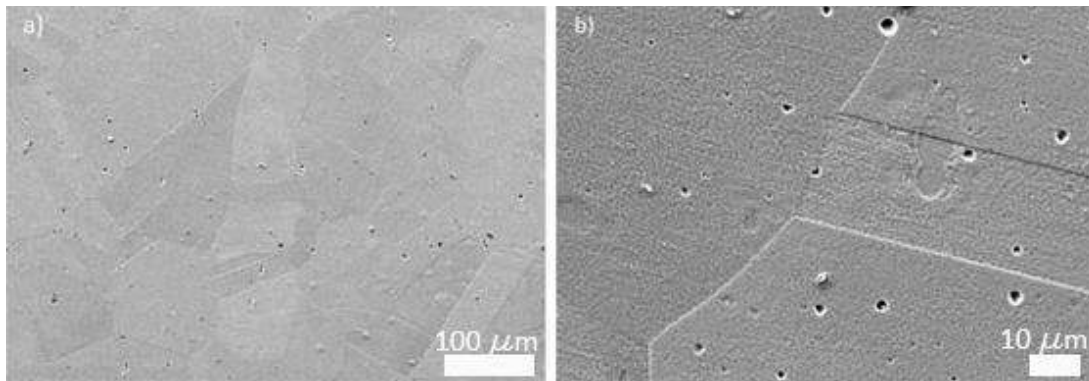


Figura 3.13 Micrografías de MEB del acero LD-REM en condición 2: Laminación 3 + solubilizado a) 200x, b) 1000x.

En estas micrografías se puede apreciar tamaño de grano de hasta 146 μm , donde de igual manera se presenta un material con maclas de recocido en la mayoría de los granos, la fase principal es austenita con presencia de pocas partículas (AlN , MnS) dentro de granos y en límites de grano. También cabe mencionar que como limitante del software JMatPro tampoco se puede incluir dentro de su análisis, elementos como Ce/La, por lo cual no se tienen las predicciones correspondientes a esta composición química. En la **Figura 3.14** se muestran las micrografías del acero LD-Ti/B en condición Laminación 3 + solubilizado.

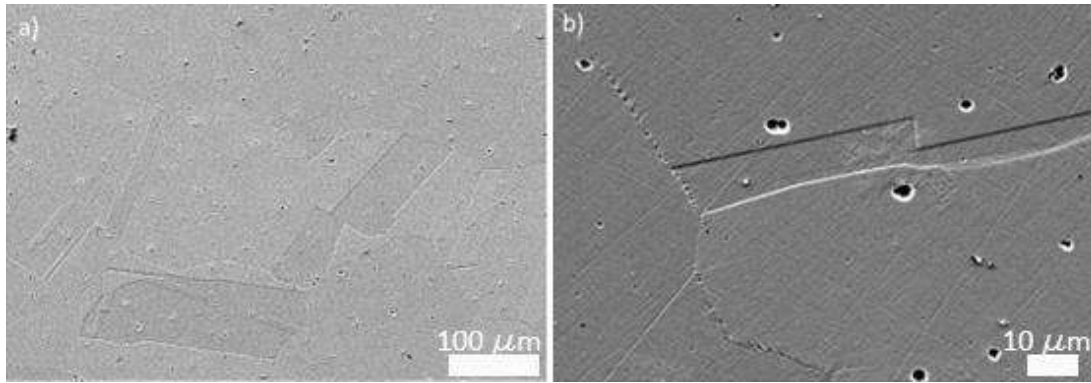


Figura 3.14 Micrografías de MEB del acero LD-Ti/B en condición 2: laminación 3 más solubilizado 1. a) 200x, b) 1000x.

Igual que para condiciones anteriores, el efecto del tratamiento térmico de solubilizado es similar, donde se promueve un crecimiento de grano. Dicho tratamiento térmico tiene como finalidad eliminar las alteraciones estructurales debidas a procesos de fabricación, mantenerlo a tal temperatura durante el tiempo necesario para solubilizar precipitados de segundas fases y enfriarlo con suficiente velocidad para evitar que vuelvan a precipitar. El acero en esta condición logra el estado máximo de ablandamiento y donde se tiene la aleación de la forma más homogénea posible.

3.2.2.1 Análisis EBSD en condición de solubilizado.

Dentro de los estudios hechos a aceros similares, se encuentran los realizados por Villanueva-Pérez [146], quien trabajó con un acero de igual composición química al acero LD-Ti/B, pero en condiciones de tratamiento térmico de envejecido. El evaluó la presencia de fase kappa, ferrita y austenita en dichas condiciones de tratamiento térmico. Concluyó que en condiciones de envejecimiento a 450 °C a 48 horas, 550 °C y 36 horas y 650 °C y 48 horas de envejecido con apoyo de gráficos IPF, mapa de Euler, mapa de fase, mapa de Kernel y gráficos de desorientación, el acero no presentó orientaciones cristalográficas importantes. También demostró que el material es casi completamente austenítico, con 97.4% de austenita, 2.52% de ferrita y solo 0.039% de fase kappa. A partir de las figuras de polos que muestra en sus estudios, la intensidad de difracción reportada es de 2 unidades arbitrarias, cuando normalmente una muestra que presenta una orientación cristalográfica, sería de valores arriba de 6.

3.2.2.1.1 Patrones de calidad IPFx.

La **Figura 3.15** muestra el comparativo de los patrones de calidad IPFx para los tres aceros estudiados.

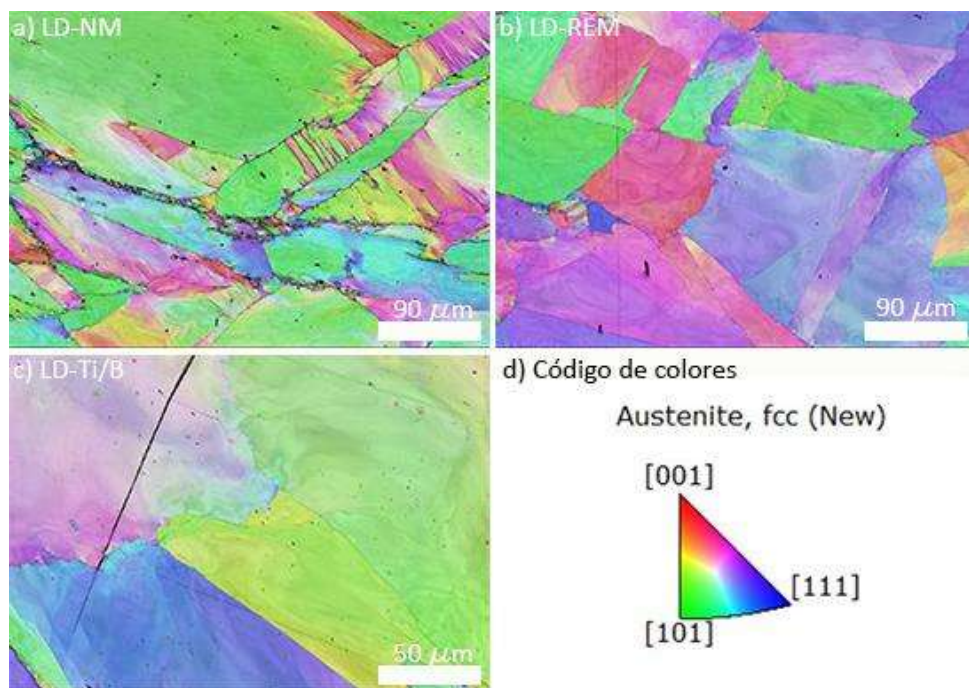


Figura 3.15 Patrones de calidad IPFx a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B.

En las figuras anteriores se muestran distintas coloraciones en la zona puntual donde se realizó el estudio generado desde el eje X. Los diferentes colores indican cristalográfica de cada grano, y al no existir uniformidad en el color, significa que en el grupo de granos analizados no presenta una orientación preferencial. Se muestra también el código de direcciones cristalográficas asociadas con los distintos colores en la **Figura 3.15d**, esto indica que los granos coloreados de azul tienen una orientación preferencial en la dirección [111], por otro lado, los granos coloreados de verde, están orientados preferencialmente en la dirección [101] y los granos coloreados en rojo están orientados preferencialmente en la dirección [001]. Se puede observar claramente en los tres casos, que el área estudiada muestra granos con distinto color, lo cual indica que el proceso de deformación en caliente no está produciendo una orientación cristalográfica preferencial, a pesar de que en esta condición el porcentaje de deformación acumulada es de 80%, sin embargo, la no-orientación de dicha microestructura es debido a que existen procesos de recrystalización y recuperación inherentes a procesos de deformación a altas temperaturas. Es evidente que, en el

caso de acero LD-NM, muestra una diversidad de color mayor que los otros dos aceros, tal como se discutirá más ampliamente con los resultados de ODFs. dicho acero es el que presenta una mayor heterogeneidad en cuanto a orientaciones, en dicho acero también existe mayormente la presencia de maclas de recocido, las cuales son zonas con un ángulo de desorientación alta.

Para el caso del acero LD-REM en la **Figura 3.15d**, los resultados son similares, siendo evidente la diversidad de colores en el mapa, indicando la falta de orientación cristalográfica de la muestra en las mismas condiciones de tratamiento térmico que en el anterior acero. Nuevamente los procesos de recuperación de alta temperatura juegan un papel importante. Sin embargo, es notorio que existe una mayor similitud entre las tonalidades, indicando que a pesar de que los granos no están orientados en la misma dirección, los ángulos de giro con respecto los ángulos de Euler φ , φ_1 , φ_2 son bajos.

Para el caso del acero LD-Ti/B en la **Figura 3.15c**, los resultados son similares, ya que los colores son distintos entre sí, demostrando que no existe una orientación entre los granos estudiados. Los tres aceros presentan maclas de recocido, lo cual es característico de ese tipo de aceros, dichas zonas se caracterizan por tener desorientaciones extremadamente altas, las maclas son un límite de ángulo alto. Hasse y col. [147] estudiaron la evolución de una textura cristalográfica en condiciones de deformación en frío de un acero Fe-29.8Mn-7.65Al- 1.11C y encontraron similitudes con la textura Brass, lo cual asociaron a una alta densidad de dislocaciones. Por otro lado, Ren y col. estudiaron un acero Fe-30Mn-11Al-1.2C también bajo condiciones de deformación en frío con la finalidad de observar el desarrollo de una orientación cristalográfica. Encontraron una transición de una textura tipo cooper a una textura tipo brass después de una reducción del espesor del acero del 50 %. De acuerdo a esto es claro que la deformación en caliente usa la elevada temperatura para eliminar una orientación preferencial de todos los granos, por lo que, en general, las texturas encontradas en los aceros LD son orientaciones al azar, tal como se corrobora en este trabajo.

3.2.2.1.2 Mapas de desorientación.

La **Figura 3.16** muestra los mapas e histogramas de desorientación. El grafico estadístico de desorientación representa el grado de desorientación de manera cuantitativa, entre un grano y otro de la zona analizada, es decir, el grado de diferencia entre la orientación de un grano y otro, en esencia esto es lo que define a un límite de grano de ángulo bajo, ángulo alto o subestructuras.

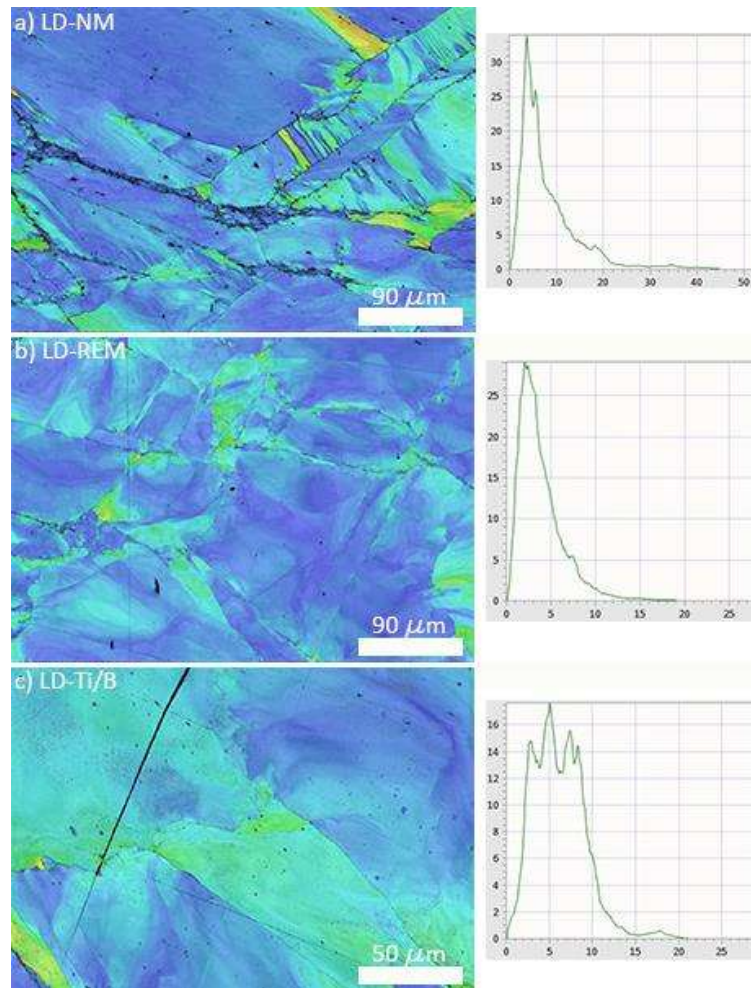


Figura 3.16 Mapas de desorientación y su correspondiente histograma, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B.

Para el caso del acero LD-NM, en la **Figura 3.16a**, es notorio que el mapa no es uniforme en los colores representados, es decir, para que exista una orientación cristalográfica bien desarrollada, el mapa tendría que tener una coloración idéntica en todos los granos, además, es notorio que la orientación preferencial se da en la dirección [100].

Para el caso del acero LD-REM en la **Figura 3.16b**, se puede observar que, la orientación preferencial se encuentra en la misma dirección [100] y que a su vez la mayor parte de los granos tienen una desorientación con ángulos bajos. Las zonas con ángulos de desorientación mayores están concentradas en límites de grano.

En el acero LD-Ti/B de la **Figura 3.24c** se observa una variación de colores, lo cual es característico de una zona sin textura. Sin embargo, también cabe destacar que, en comparación con los dos primeros aceros, la distribución de los diferentes ángulos de desorientación y su correspondiente magnitud, indica que la mayoría de granos está rotado con respecto a los ángulos de Euler φ , φ_1 , φ_2 entre 1 y 3°, lo cual es un valor muy pequeño y es indicio de una textura en desarrollo.

3.2.2.1.3 Figuras de polos

La **Figura 3.17** muestra las figuras de polos de los aceros LD estudiados. Dichos mapas son la representación en una sección pequeña de la red de Wulff (proyección estereográfica), donde se representa dentro de una esfera cualquier combinación plano-dirección perteneciente al material estudiado.

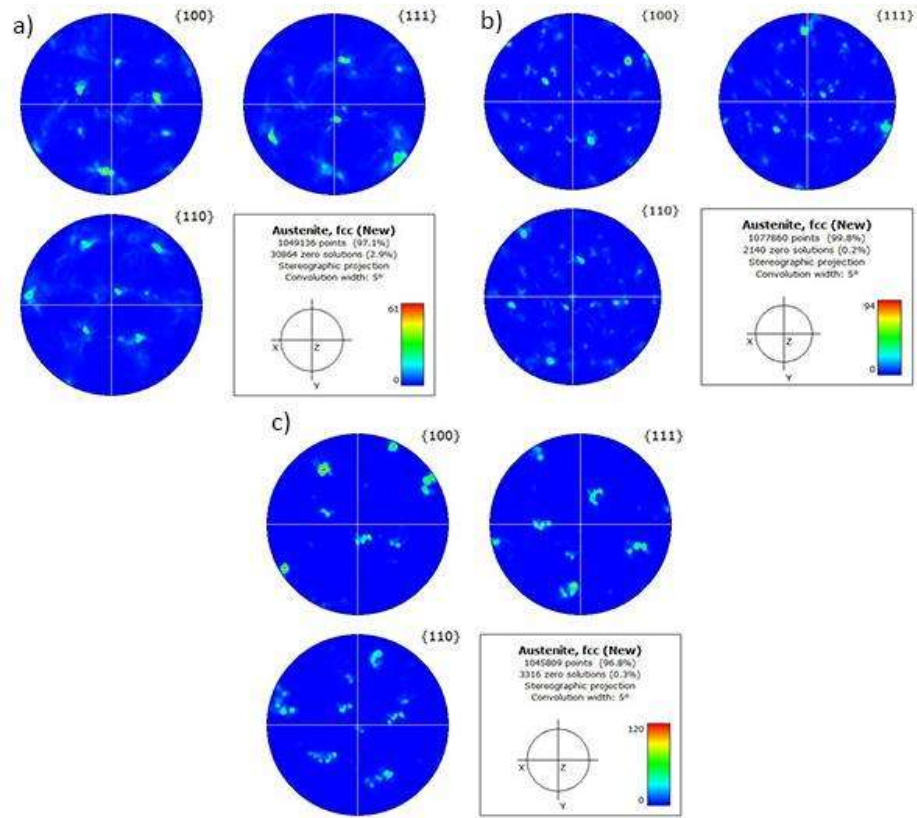


Figura 3.17 Figura de polos para la fase austenita, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B.

De acuerdo a lo anterior, en la **Figura 3.17a**, el acero LD-NM, muestra los puntos más intensos en la familia de planos (100) [32], donde se localiza el punto de máxima intensidad de difracción con 61 u.a. sin embargo, en comparación con los aceros LD-REM y LD-Ti/B presenta los menores valores. Para el acero LD-REM, los resultados obtenidos en la **Figura 3.17b** son muy similares, donde se muestra que la austenita también difracta con mayor intensidad en la familia de planos (100), dichos puntos alcanzan un máximo de 94 u.a. Para el acero LD-Ti/B es evidente que la austenita tiene una tendencia a orientarse en la misma familia de planos (100). Esto fue reportado por Villanueva-Pérez y col. [146], donde encontró la misma orientación preferencial de la austenita en condición de solubilizado.

3.2.2.1.4 Función de distribución de orientación (ODF)

En la **Figura 3.18** se presenta el espacio de Euler y ODFs correspondientes de los aceros LD bajo estudio. Las ODFs son calculadas a partir de figuras de polo y representadas gráficamente por secciones de φ_2 constantes.

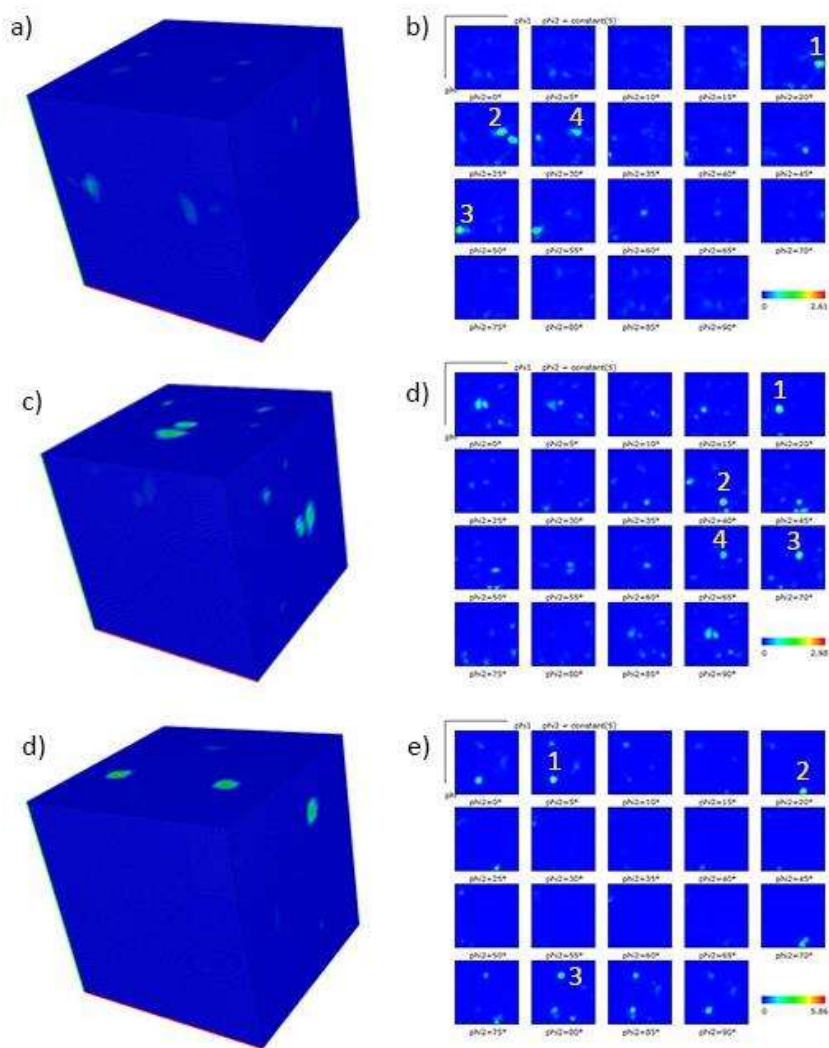


Figura 3.18 Espacio de Euler y ODFs, a-b) acero LD-NM, c-d) acero LD-REM, e-f) acero LD-Ti/B.

Cualquier punto en dicha ODF está correlacionado con un plano y una dirección cristalográfica, llamada componente de textura. Cuando dicha componente se desarrolla, un punto en particular de la ODF, se mostraría con un nivel elevado de intensidad de difracción concentrada en cierta región. La **Figura 3.18b** muestra las secciones del espacio de Euler en dirección φ_2 cada 5° . En ella se

puede apreciar que en los puntos 1 y 4 se presenta la mayor intensidad, esto significa que, en los planos y direcciones asociados a ese punto en particular, se forma una orientación preferencial, sin embargo, dicho índice es de tan solo 2.61 u.a. el cual indica que no existe una textura preferencial de los granos en cierto plano o dirección, y que las componentes existentes son muy débiles como para ser representativas. Una textura desarrollada, alcanzaría valores de intensidad de difracción mayores a 6. La **Tabla 6** muestra las componentes de textura asociadas a los puntos con mayor intensidad de difracción en las ODFs que se desarrollaron en el acero LD-NM. Para el acero LD-REM difractan puntos con baja intensidad, con un máximo de 2.98, lo cual es indicativo de que no se desarrolló la textura cristalográfica correspondiente. Para el caso del acero LD-Ti/B cabe destacar que los puntos localizados difractan con mayor intensidad, alcanzando un pico de 5.86 u.a, sin embargo, tampoco se alcanza la intensidad característica de una textura cristalográficas. Dichos resultados son similares a los reportados por Villanueva-Pérez y col. [146] para el acero LD-Ti/B. La intensidad de difracción máxima para la fase austenita se mantuvo entre valores bajos de entre 1 y 2.5 u.a. en condición de envejecido. En este caso debido a las condiciones de tratamiento térmico de solubilizado se puede concluir que la cantidad de deformación plástica influye de manera importante en la intensidad de difracción, sin embargo, las tres etapas de laminación en caliente no son suficientes para desarrollar una textura bien definida. Una textura podría definirse de mejor manera si el proceso de deformación se diera en condiciones de laminación en frío.

3.2.2.1.5 Componentes de textura.

Las **Tablas 3.1, 3.2 y 3.3** muestran las componentes de textura asociadas a los puntos de mayor intensidad en las ODFs, En este caso, no fue posible encontrar similitud con componentes de textura específicas reportadas en literatura.

Tabla 3.1. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-NM.

LD-NM: Austenita					
Ángulos de Euler				Componente de textura	
Número	φ	φ_1	φ_2	Plano (hkl)	Dirección [uvw]
1	52.61	83.07	20	(1,1/3,2/5)	$[0,\bar{4},3]$
2	41.53	65.07	25	(2/5, 1/3,1)	$[0,3,\bar{4}]$
3	42.92	63.69	30	(16/45,1, 8/27)	$[15,\bar{7},81]$
4	72	6.92	50	(10/21,1, 8/21)	$[0,\bar{3},4]$

Tabla 3.2. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-REM.

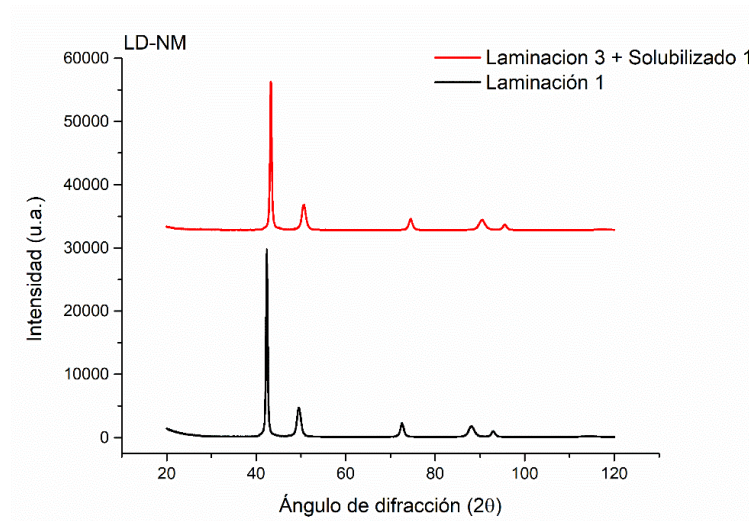
LD-REM: Austenita					
Ángulos de Euler				Componente de textura	
Número	φ	φ_1	φ_2	Plano (hkl)	Dirección [uvw]
1	51.23	24.92	20	(1, 1/3, 2/5)	$[20,\bar{27},45]$
2	74.76	54	40	(1, 1/3, 2/5)	$[21,\bar{14},9]$
3	41.53	54	65	(16/45,1, 8/27)	$[\bar{21},\bar{9},14]$
4	41.53	52.61	70	(10/21,1, 8/21)	$[\bar{12},\bar{5},8]$

Tabla 3.3. Ángulos de Euler y componentes de textura (hkl)[uvw] para la fase austenítica del acero LD-Ti/B.

LD-Ti/B: Austenita					
Ángulos de Euler				Componentes de textura	
Número	φ	φ_1	φ_2	Plano (hkl)	Dirección [uvw]
1	68.93	30.63	5	(0,1,3)	$[3, \bar{1}0, 5]$
2	86.17	59.36	20	(3,1,0)	$[12, \bar{2}7, 7]$
3	19.14	42.12	80	(3,0,1)	$[\bar{2}0, 12, 45]$

3.2.3 Caracterización estructural por difracción de rayos-X

La **Figura 3.19** muestra los patrones de difracción de los aceros LD-NM, LD-REM y LD-Ti/B en orden descendente de las siguientes condiciones: laminación 3 + solubilizado 1 (línea roja) y 1era laminación (línea negra), donde los picos presentes pertenecen a la fase predominante austenita- γ (FCC).



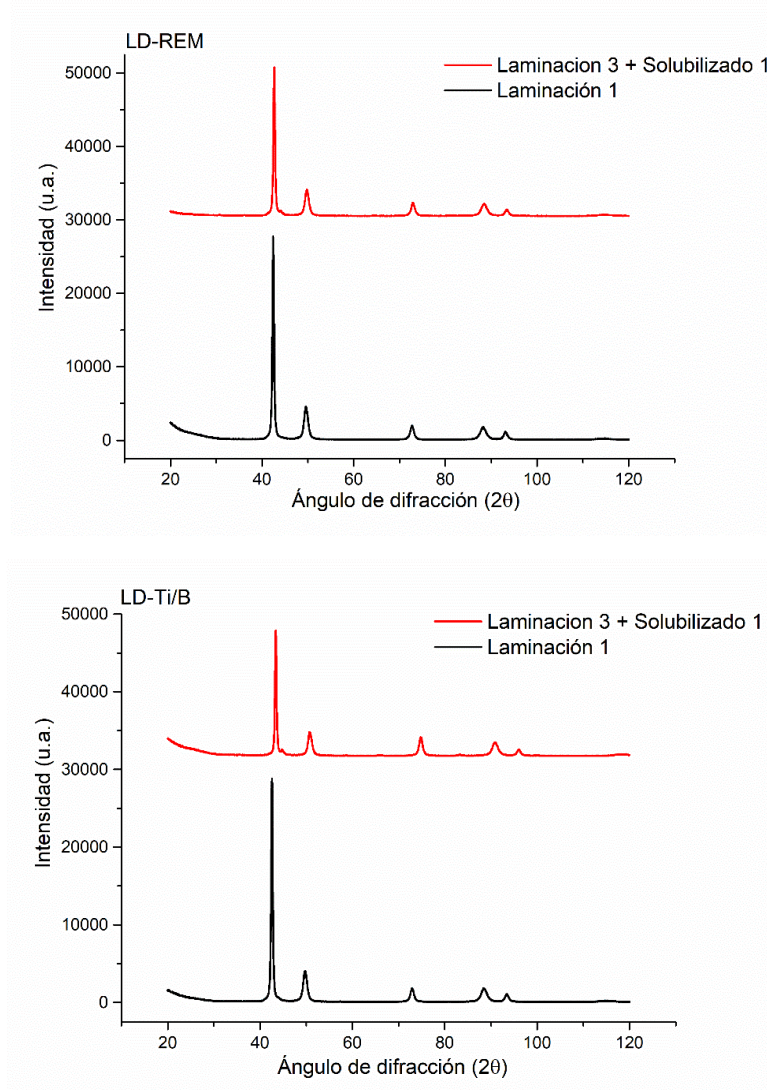


Figura 3.19 Difractogramas de los aceros, a) LD-NM, b) LD-REM y c) LD-Ti/B en las diferentes etapas de acondicionamiento microestructural

La presencia de fase kappa como fase ordenada (FCC) la cual proviene y coexiste con la austenita, se muestra con picos muy pequeños al lado izquierdo de los picos principales de austenita. Frommeyer y col. [5] estudiaron los aceros Fe-(18-28)Mn-(9-12)Al-(0.7-1.2)C y encontraron la presencia de ferrita con picos de poca intensidad que difractan a ángulos 2θ similares a los de austenita. La posición de dichos picos coincide con los obtenidos en los difractogramas de los aceros estudiados confirmando la presencia de pequeños restos de ferrita. Se nota principalmente que en la condición de laminación 3 + solubilizado 1 existe una tendencia de los picos principales a desviarse ligeramente a la derecha, y esto puede darse por diversas razones, entre ellas, el cambio

en el parámetro de red al modificarse la celda unitaria de la austenita al aceptar una mayor cantidad de átomos de carbono, cosa similar sucede con la celda unitaria de la fase kappa al aceptar átomos de aluminio y de manganeso. Al observar la evolución de los picos de austenita durante las diferentes condiciones del tratamiento termomecánico se puede notar que conforme el proceso avanza, dichos picos disminuyen. Esto se puede explicar al observar la altura de los picos de dos fases en particular ferrita y carburos kappa. Ambas fases tienen un ligero incremento a costa de la fase austenítica ya que son producto de su descomposición. En estudios previos realizados por Sohn y col. [129], cuantificaron la austenita por medio del método de comparación directa por difracción rayos-X, y observaron que conforme el porcentaje de fase austenítica disminuía, el porcentaje de fase ferrítica aumentaba. La ausencia de grandes picos de fase kappa se puede atribuir [148], a que esta fase normalmente se encuentra bien desarrollada hasta después de tratamientos de envejecimiento, sin embargo, se tienen evidencias [54, 149] donde, desde etapas de solubilizado a temperaturas por encima de 1100 °C y temple, ya existen pequeños núcleos nanométricos distribuidos en la matriz de la fase $L1_2$, fase rica en carbono producto de la descomposición de la austenita, previa a la fase kappa y esto se da debido a que el C difunde mucho más rápido en la matriz comparado con los demás elementos aleantes sustitucionales [73]. De acuerdo a Shin y col. [148] después de un proceso de laminación en caliente los picos de carburo κ son difícilmente detectables debido a la baja fracción volumétrica que se tiene en tal condición.

3.2.4 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers

La **Figura 3.22** muestra los resultados obtenidos del ensayo de microdureza al aplicarse a las diferentes condiciones de tratamiento.

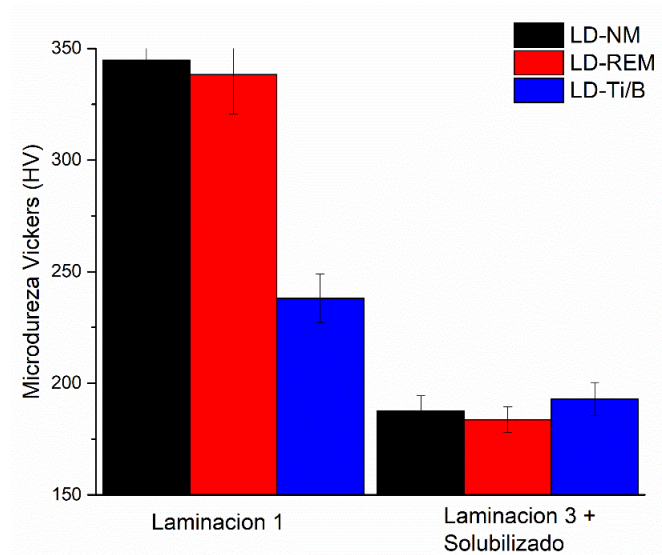


Figura 3.22 Microdureza promedio en las diferentes condiciones de tratamiento para los aceros LD estudiados.

Se observa una elevada dureza en la condición de primera laminación y una abrupta caída en condición de solubilizado. El material en condición de solubilizado se ve sometido a un proceso de redistribución de los elementos químicos, eliminando la segregación en límites de grano, disminuyendo la cantidad de segundas fases precipitadas presentes, por lo que la resistencia mecánica se ve reducida. Los mecanismos que aumentan la dureza por deformación pueden ser formación de subestructuras, refinamiento de grano y/o precipitación de segundas fases, al obstaculizar el movimiento de dislocaciones. Sin embargo, según Barlett y col. [138], los carburos κ , no ofrecen una buena barrera al movimiento de dichas dislocaciones a menos que estén presentes en tamaños nanométricos y en mayores fracciones volumétricas. De acuerdo a los estudios de dureza realizados por Han y col. [150] en aceros LD, encontraron valores de dureza similares, alrededor de 240 HV, además encontraron una relación lineal entre el contenido de carbono y el incremento de dureza en el acero. Estudios llevados a cabo por Howell y col. [151] encontraron que el pico máximo de 390 HV de dureza en un acero Fe-30Mn-9Al-1.4Si-0.9C-0.5Mo se dio después de un tratamiento de envejecido a 530 °C durante 30 horas. En comparación con los aceros LD estudiados, estos alcanzaron un valor máximo similar de 375 HV en condición de solubilizado. Está claro que, en la presente investigación, no se realizó un tratamiento térmico de envejecido, pero las condiciones térmicas dadas en la ZAC's puede generar efectos similares a los de un envejecido de manera localizada.

3.2.5 Ensayos de corrosión

3.2.5.1 Ensayo de polarización potenciodinámica

La técnica de polarización potenciodinámica es una de las tres técnicas más utilizadas para obtener información relevante sobre la cinética de corrosión de un material, y de la tendencia del electrodo de trabajo a pasivarse. Esta técnica permite el estudio de corrosión uniforme y de corrosión focalizada.

Los resultados dados por la prueba de polarización potenciodinámica se muestran en la **Figura 3.23**. Se comparó el comportamiento de cada uno de los aceros estudiados, respecto a una variación de potencial de -1500 a 1500 mV, obteniendo una respuesta en densidad de corriente en mA/cm^2 .

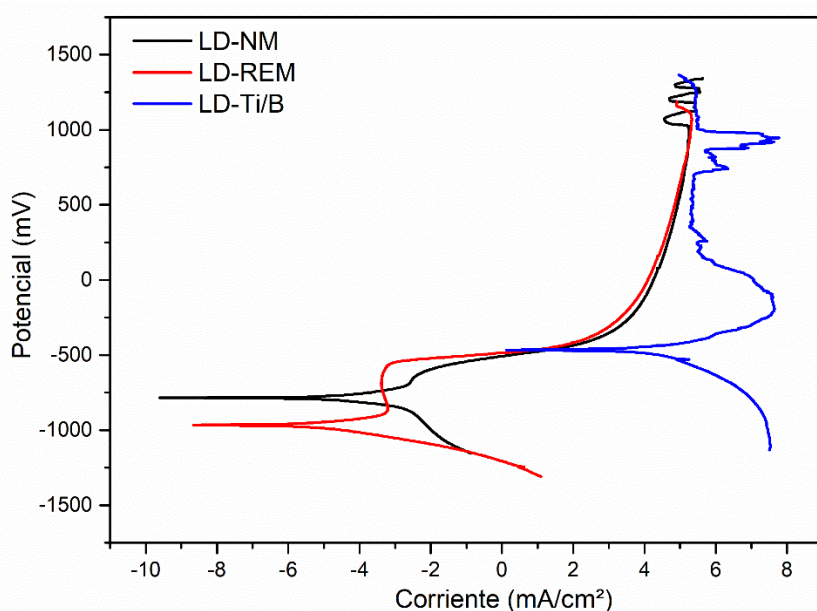


Figura 3.23 Curvas de polarización potenciodinámicas de los aceros LD bajo estudio.

Todo proceso de corrosión está conformado por dos reacciones características, reacción de reducción y reacción de oxidación. La curva obtenida a su vez consta de dos partes, zona catódica que indica el comportamiento de la reacción de reducción y que es la parte baja de la curva y la zona anódica que es la zona de mayor importancia ya que indica el comportamiento de oxidación del metal estudiado.

Cada uno de los aceros tiene un comportamiento distinto, influye la composición química, temperatura del ensayo, historial termomecánico, etc. En este caso, una curva que se mueve sobre

el eje de la densidad de corriente, I_{corr} , indica la velocidad con la que el proceso corrosivo se está dando, es decir es un parámetro cinético únicamente. Por otro lado, cuando la curva se desplaza sobre el eje del potencial, E_{corr} , esto indica una tendencia a que el proceso se dé más fácil o difícilmente. Los parámetros característicos de las curvas de polarización potenciodinámica se resumen en la **Tabla 3.4**. El acero que muestra una mayor tendencia a corroerse es el LD-NM, seguido del LD-REM y por último, el LD-Ti/B. De acuerdo con la cinética del proceso se presenta que el acero con una mayor velocidad de corrosión es el LD-Ti/B, después el LD-NM y por último, el LD-REM.

Tabla 3.4. Valores característicos del ensayo de polarización potenciodinámica.

Acero	E_{OCP} (mV)	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)	β_a	β_c
LD-NM	-809.53	-967.69	0.0146	-	-1.2365E5
LD-REM	-654.37	-758.68	0.039557	-	-3.8398E5
LD-Ti/B	-618.24	-456.59	100.22	-	-2.46E5

El acero LD-NM presenta una pequeña zona de pasivación entre -750 y -500 mV donde se puede presentar la formación de óxidos, zona que frena el proceso corrosivo, pero al momento de aumentar el potencial de corrosión esta capa desaparece continuando el proceso corrosivo. Para el acero LD-REM el comportamiento es muy similar al acero de referencia en cuanto a los brazos anódicos y catódicos, pero sin la zona pasiva. La reacción de oxidación se da en el hierro, es decir, el hierro es el elemento que se está disolviendo. Para el caso de la reacción de reducción, existen tres tipos de reacciones, de hidrogeno, de oxígeno y de agua [22]. En este caso se asume que el oxígeno es el que está participando como agente reductor. En el caso de los aceros que contienen aluminio en su composición química se tendría que observar la serie galvánica, en ellos se puede observar que el aluminio es un elemento más reactivo, es decir que su termodinámica, indica que es un elemento más tendiente a corroerse, sin embargo, la cinética indica que su velocidad de corrosión es muy lenta, ya que tiende a formar una capa de óxidos que frenan el proceso de disolución del acero. A pesar de eso, el elemento debería estar disponible en el acero para formar la capa de alúmina, pero en los aceros estudiados el elemento se encuentra únicamente formando precipitados como nitruros de aluminio o carburos κ [152]. En el caso del acero LD-Ti/B, el

comportamiento es distinto a los otros dos aceros. En la zona anódica, a mayores potenciales, se presenta una zona de pasivación que inicia a -250 mV y que al llegar a 1000 mV, tiende a romper una capa protectora formada principalmente de óxidos. Dicha capa es delgada, está compuesta por productos de corrosión y es responsable de proteger el acero de la reacción anódica de disolución [23].

3.2.5.2 Pendientes catódicas de Tafel

La **Figura 3.24** presenta las pendientes catódicas de Tafel donde es evidente que no se puede calcular la pendiente anódica, esto debido a la presencia de pequeñas zonas de pasivación que en las gráficas se muestran como zonas de la curva casi verticales, donde la densidad de corriente cae, por lo que valores como potencial de corrosión E_{corr} y densidad de corriente I_{corr} se obtienen graficando únicamente las pendientes de Tafel del brazo catódico.

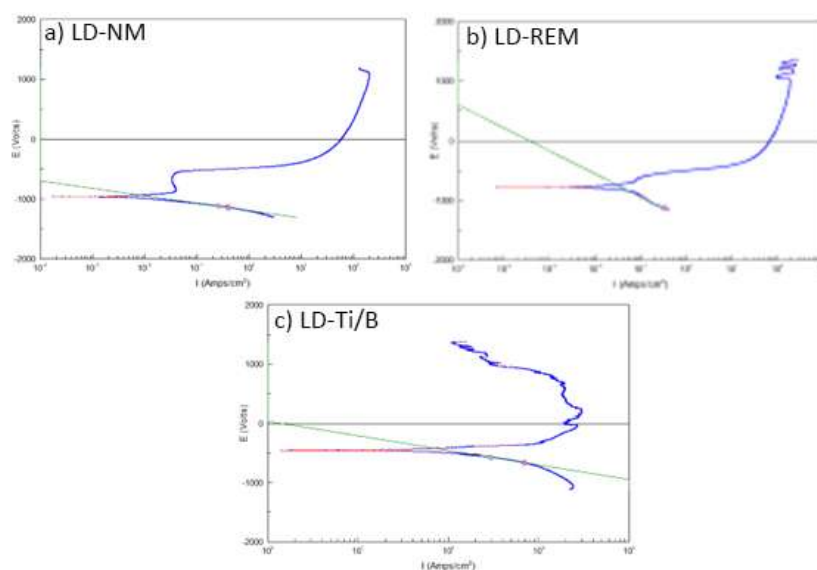


Figura 3.24 Pendientes catódicas de Tafel, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM, c) acero LD-Ti/B.

Los resultados obtenidos de potencial de corrosión (-456.59 a -967.69 mV) son menores en comparación con un acero inoxidable 304 que ronda los 250 mV [16], por lo que la tendencia a corroerse es mucho menor que la reportada por los aceros de baja densidad. Por otro lado, pruebas realizadas por Park y col. [153] en aceros Fe-Mn-C en el mismo medio acuoso (NaCl al 3.5%) indican una fuerte diferencia entre el valor de I_{corr} de 0.000023 A/cm², y el valor de 0.0146 A/cm² asociado al acero LD-NM. Esto puede ser asociado al mayor contenido de Mn, elemento

que se ha encontrado ser perjudicial a la resistencia a la corrosión y a la presencia de microaleantes, formadores de segundas fases. Jeon y col. [154] también coinciden en que el incremento de densidad de inclusiones, disminuye la resistencia a la picadura.

De acuerdo a los estudios realizados por Altstetter y col. [16] se concluye que los aceros del sistema Fe-Mn-Al-C presentan baja resistencia a la corrosión, lo cual los hace inaceptables como sustitutos a los aceros inoxidable tradicionales, lo cual coincide con lo encontrado en los aceros LD bajo estudio, al presentar valores muy altos de I_{corr} . Por otro lado, también reporta que en aleaciones con porcentajes de Al mayores al 10 %, se facilita la formación de alúmina, pero es conocido que también produce la formación de Fe_3Al o FeAl como fases ordenadas que disminuyen la ductilidad del material. Estas desventajas pueden ser contrarrestadas con cantidades suficientes de C o Mn al estabilizar la austenita, sin embargo, también existe la posibilidad de encontrar formación excesiva de carburo o de fase Mn- β que causan fragilización.

3.2.5.3 Ensayo de impedancia

Los ensayos de impedancia de los tres aceros se muestran en la **Figura 3.25a** y un acercamiento a la zona de origen se muestra en la **Figura 3.25b**.

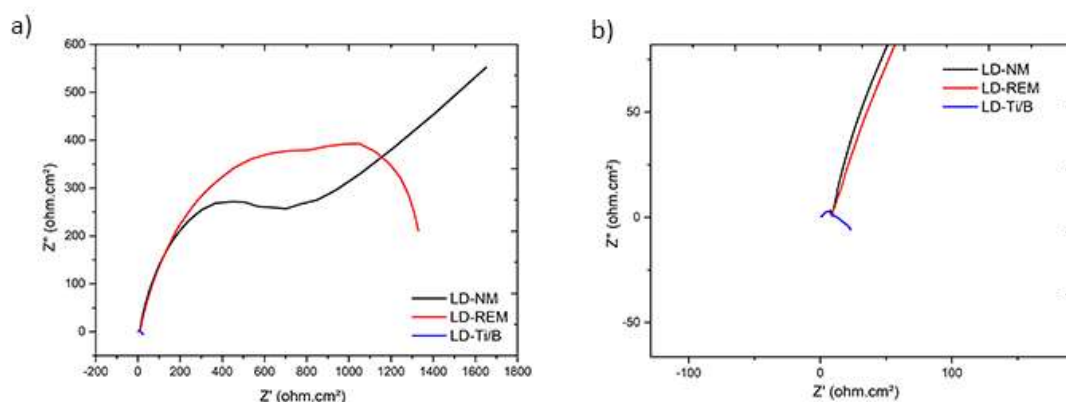


Figura 3.25 a) Curvas resultantes del ensayo de impedancia, b) Acercamiento al origen de las tres curvas.

Los ensayos de impedancia, muestran la resistencia que cada uno de los aceros opone a la disolución por sí mismo. En el caso del acero LD-Ti/B se puede concluir, que tiene una muy baja resistencia a la corrosión, en otras palabras, la velocidad de corrosión es bastante alta, lo cual,

concuenda con los resultados de las pruebas potenciodinámicas. Se observa, que en el eje de las “X”, se representa la resistencia a la corrosión, donde los aceros LD-NM y LD-REM tienen una mucho mayor resistencia respecto al acero microaleado con Ti/B.

3.2.5.4 Microscopia óptica de la zona corroída

En la **Figura 3.26** se muestran las micrografías a diferentes aumentos para comparar el tipo de picaduras producidas en cada acero debido a los procesos corrosivos.

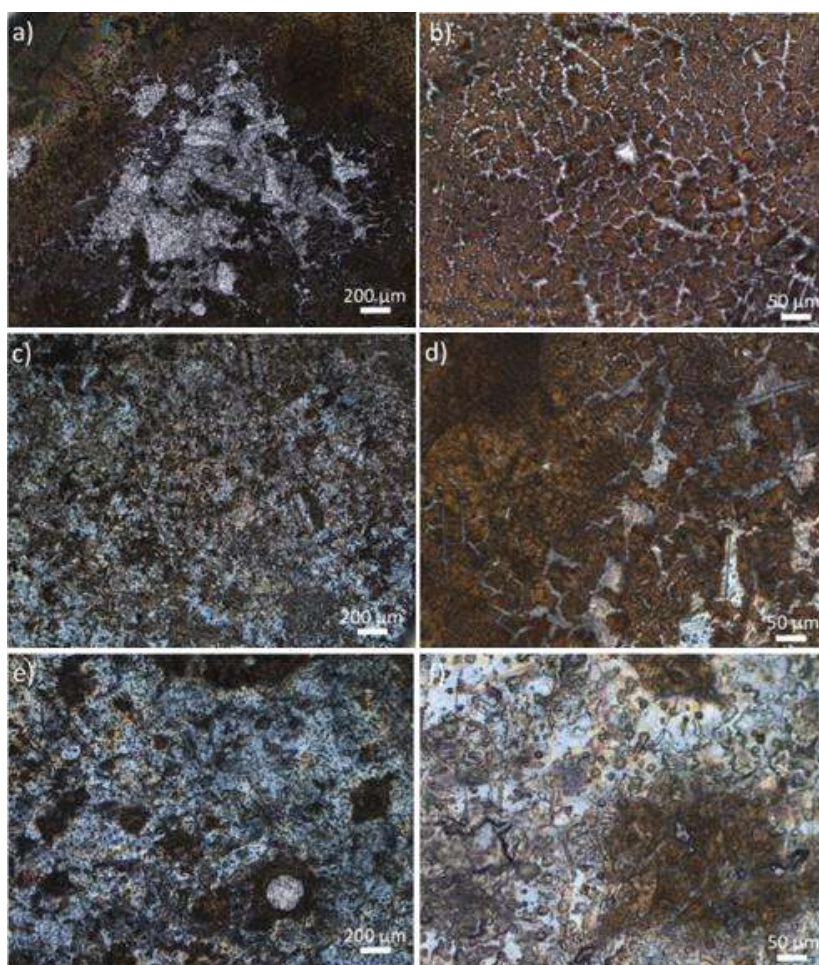


Figura 3.26 Micrografías LOM de las superficies corroídas, a) LD-NM (5x), b) LD-NM (20x), c) LD-REM (5x), d) LD-REM (20x), e) LD-Ti/B (5x) y f) LD-Ti/B (20x).

A partir de estas micrografías se puede observar cómo en cada una de las muestras existen zonas preferenciales de disolución del material, es decir, zonas que se corroen más que otras, las cuales

se muestran como zonas más oscuras, siendo este un efecto producido por el microscopio óptico invertido, sin embargo, no se puede hablar de corrosión localizada si no generalizada, ya que toda la zona que estuvo en contacto con la solución de cloruro de sodio en la celda electroquímica, presenta disolución en mayor o menor medida. En un principio, cuando la solución entra en contacto con el metal, se presentan zonas heterogéneas a nivel químico y microestructural, con lo cual siempre habrá una pequeña zona donde la reacción de disolución inicia, pero rápidamente se expande a todo el metal en contacto con la solución. La corrosión generalizada se da, debido a la formación de micro celdas galvánicas, que existen en sitios puntuales, donde se forma un ánodo y un cátodo en el mismo material y es a través de la solución conductora que estos dos entran en contacto. Cabe destacar que en la misma zona pueden existir muchísimas zonas anódicas y catódicas, lo cual incrementa la velocidad de disolución. Se puede apreciar que la forma de corrosión que se está presentando en los aceros LD bajo estudio es por medio de picaduras (pitting), zonas circulares de diámetro similar. De acuerdo a Altstetter y col. [16], cuando un acero se somete a un ambiente con altas concentraciones de NaCl es muy susceptible a corrosión por picaduras. Lo mostrado en la **Figura 3.26** en los diferentes aceros a diferentes aumentos, son los llamados productos de corrosión, formados principalmente de óxidos complejo. Según Park y col. [153] en aceros del sistema Fe-Mn-C (Fe-18Mn-0.6C), la mayor velocidad de corrosión (I_{corr}) se atribuye a la presencia de inclusiones provocadas por el alto contenido de manganeso. Dichas inclusiones son lugares preferenciales para la formación de picaduras en la superficie del material. La fracción volumétrica de fases como MnS, AlN o Al_2O_3 están relacionadas directamente con la disminución de la resistencia a la corrosión. En el caso de los aceros estudiados en este trabajo, además del alto porcentaje de Mn se tiene un elevado contenido de Al, lo que genera la formación de las fases mencionadas anteriormente, pero además se tiene la presencia de TiC, partículas complejas ricas en tierras raras, y fase kappa. La baja resistencia a la corrosión puede atribuirse a la presencia de todas estas fases.

3.2.5.5 Microscopia electrónica de barrido de la zona corroída

En la **Figura 3.27** se muestran micrografías tomadas con MEB a diferentes aumentos directamente sobre los productos de corrosión.

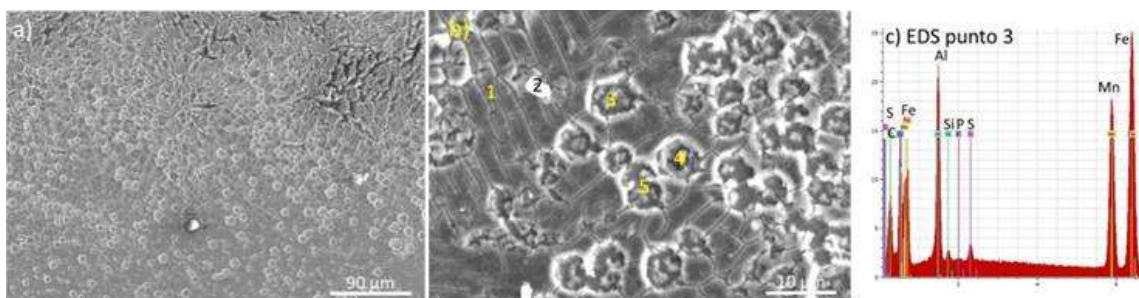


Figura 3.27 a) Micrografía del acero LD-NM a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2000x, c) EDS de punto 3.

En la **Figura 3.27a** muestra una vista general de la zona afectada. Es notorio que existen zonas con una mayor cantidad de picaduras que otras, así como zonas dentro del área de estudio donde la disolución de material se presentó mayormente. En la **Figura 3.27b** se muestra un acercamiento a las picaduras y en la **Figura 3.27c** se muestra el espectro generado. El análisis de los elementos presentes en los productos de corrosión indica que existe una combinación de distintos elementos, debido a ello, es complicado concluir cuales son los compuestos principales que se encuentran en la superficie. Entre los elementos que se encuentran en mayor proporción se encuentra el Mn 33%, Al 7.51%, S 0.34% y O 4.46%, siendo claro que los óxidos dominan los productos de corrosión. Para el caso del acero LD-REM, en la **Figura 3.28** se muestran los resultados correspondientes.

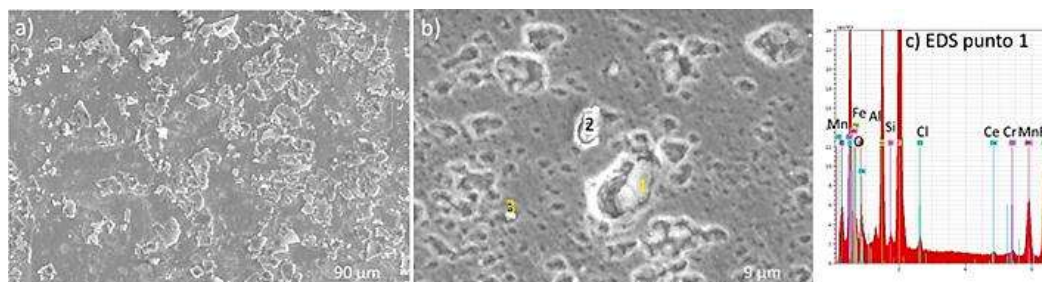


Figura 3.28 a) Micrografía del acero LD-REM a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2500x, c) EDS de punto 1, d) cuantitativo/EDS de punto 1.

En la **Figura 3.28a** se muestra una vista general de la zona afectada a 5x, en la **Figura 3.28b** se muestra un acercamiento a las picaduras y en la **Figura 3.28c**. Los microanálisis realizados muestran una gran similitud en la composición química de los productos de corrosión, siendo principalmente óxidos formados a partir de los elementos que componen la matriz, para este acero en particular, se observó que el Ce estaba presente en algunas partículas formadas en la superficie,

así como Na y Cl pertenecientes a la solución utilizada. Entre los elementos que se encuentran en mayor proporción están el Mn 12.51%, Al 7.67%, % y O 20.06%, Cl 0.43%, Ce 2.54%, P 22.99%. Es claro que los óxidos y partículas complejas dominan los productos de corrosión.

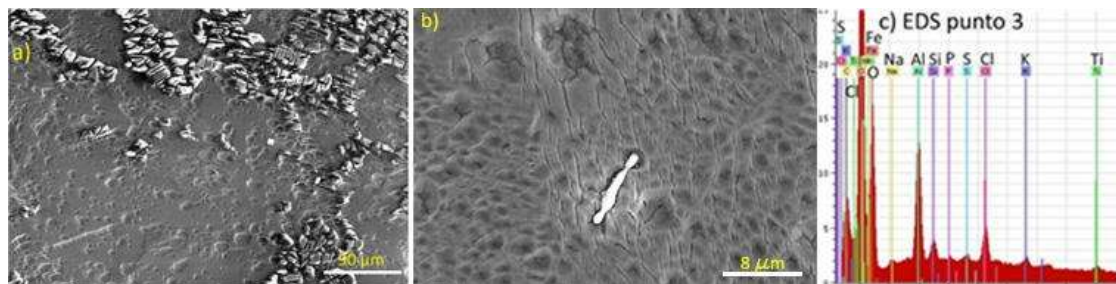


Figura 3.29 a) Micrografía del acero LD-Ti/B a 250x zona central, b) picaduras mostradas a 2000x, c) EDS de punto 3, d) cuantitativo/EDS de punto 3.

La **Figura 3.29** muestra la caracterización mediante MEB del acero LD-Ti/B, la cual resulta similar en composición a los aceros anteriores. Cabe destacar que la presencia de huecos o picaduras, en este acero fue mayor, lo cual fue corroborado en las curvas de polarización donde especialmente en este acero la velocidad de corrosión es muy alta. Dentro de los elementos encontrados en la figura 3.29c están: Mn 5.13%, Al 3.64%, A 0.07%, O 19.16%, Cl 0.98%, Ti 0.36%. Es importante señalar que la morfología de las partículas encontradas en la superficie corroída de este acero presenta ángulos más marcados y mayor profundidad aparente en la matriz.

3.3 Simulación de campo térmico de uniones soldadas mediante el método de elemento finito (FEM).

3.3.1 Acero LD-Ti/B con alto calor aportado (297 W, 90 A).

Las Figs. 3.30-3.32 presentan los resultados de la simulación de los aceros LD-NM y LD-Ti/B. El acero LD-REM no pudo ser simulado debido a la falta de propiedades termo-físicas calculadas por medio de JMatPro para la composición específica.

La **Figura 3.30** exhibe las distintas zonas de temperatura generadas en la placa del acero LD-Ti/B. Es obvio que el punto máximo de temperatura se presenta en el centro del cordón de soldadura, donde se alcanzan temperaturas de hasta 3182.7 °C.

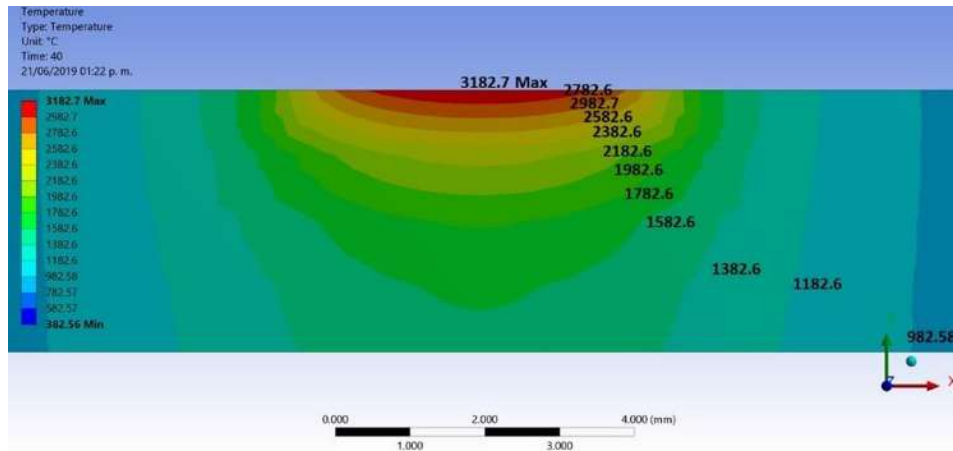


Figura 3.30 Distribución de temperatura en el cordón de soldadura del acero LD-Ti/B con alto aporte de calor (90 A).

De acuerdo con la distribución de temperaturas, existe una penetración completa en la unión, pero incluso el volumen afectado llega a superar por mucho el espesor de la placa, lo cual provocaría un exceso de penetración en la parte baja de la placa y un socavón en la parte superior. Es claro, que la adición de calor equivalente a 279 watts a cada pequeña placa es demasiado para el tipo de acero y espesor de placa. De acuerdo a la primera simulación, se logra distinguir un cordón de 11 mm de ancho que alcanza a penetrar completamente e incluso la distribución de calor muestra valores de temperatura mayores al punto de fusión del acero que atraviesan completamente el espesor de la placa, por lo que utilizar un calor aportado similar provocaría defectos importantes en la unión, además de cambios microestructurales en toda la placa, precipitación y crecimiento desmedido de carburos y fase kappa, produciendo fragilidad y baja ductilidad.

3.3.2 Acero LD-NM con bajo calor aportado (169 W, 60 A).

Los resultados obtenidos anteriormente fueron de gran utilidad ya que se observó que con 297 watts se tendrían serios problemas, por lo que fue necesario simular los casos con un calor aportado menor. Se utilizaron 169 watts durante la simulación, equivalente a utilizar una intensidad de corriente de 60 A, respetando la misma geometría y los mismos parámetros para pérdidas de calor por radiación y convección. Por otro lado, las propiedades termo-físicas son diferentes al modelar un nuevo material. La distribución de temperaturas se muestra en la **Figura 3.31a** y un acercamiento a la zona de fusión en la **Figura 3.31b**.

3.3.3 Acero LD-Ti/B con bajo calor aportado (169 W, 60 A).

La **Figura 3.32** muestra los resultados obtenidos de la simulación de soldadura con bajo calor aportado para el acero LD-Ti/B. Se utilizaron los mismos parámetros geométricos, malla, y condiciones de soldadura que, en el caso anterior, pero con distintas propiedades termo-físicas. En la **Figura 3.32a** se puede observar la distribución de temperaturas en la unión de las placas. La temperatura máxima alcanzada en la pileta es de 1247.2 °C, siendo este valor bajo, ya que el punto de fusión está calculado en 1350 °C por tener un menor porcentaje de aluminio en su composición química.

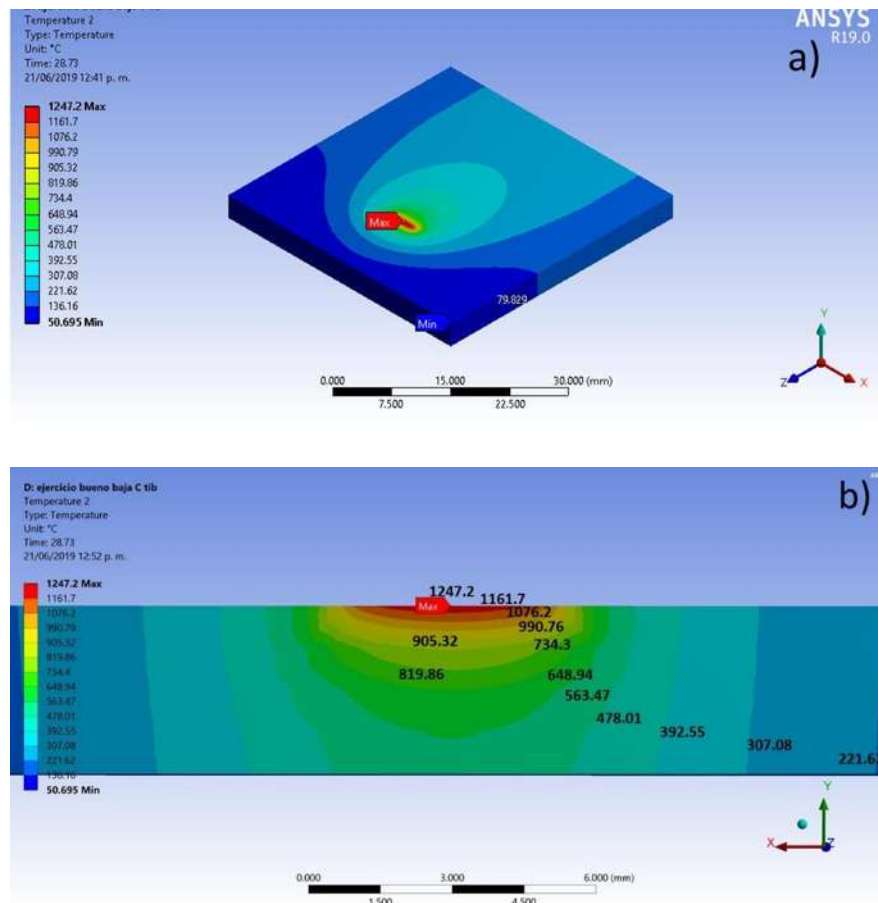


Figura 3.32 Distribución de temperatura en el acero LD-Ti/B con bajo calor aportado en, a) arreglo de placas en vista longitudinal y b) plano transversal realizado al cordón de soldadura.

En la **Figura 3.32b**, se muestra un corte transversal justo en la fuente de calor y se confirma que en el punto de máxima temperatura es de 1247.2 °C, la cual no es suficiente para alcanzar el punto de fusión. De acuerdo a los diagramas de fases en equilibrio calculados por JMatPro, se sabe que

la temperatura donde se inician las transformaciones de fase es a los 650 °C, a dicha temperatura la fase kappa se descompone para formar austenita. En zonas cercanas a la pileta de soldadura, se alcanzan a dar estos cambios, lo cual puede dar como resultado cambios microestructurales.

Analizando los resultados se puede observar, que la intensidad de corriente en condiciones ideales estará dentro del rango de 60 a 90 A, con lo cual se espera lograr, penetración completa, con la menor afectación microestructural posible. Al simular la aplicación de la misma cantidad de calor a ambos materiales, se nota una mayor afectación en el acero LD-NM donde la temperatura de fusión es menor respecto al acero LD-Ti/B. Esto se puede atribuir a los parámetros termo-físicos de conductividad térmica y calor específico calculados para dicho material. En un caso real de soldadura, el acero LD-NM sería capaz de expulsar con mayor facilidad el calor introducido por la soldadura. Esto se puede traducir en que el calor afecta en menor medida el material base. En consecuencia, el acero microaleado con Ti/B presentaría una ZAC más pequeña, un cordón más delgado y una menor penetración respecto al acero sin microaleantes.

3.4 Caracterización de botones de soldadura.

Para lograr una aproximación real al comportamiento de los aceros LD a un proceso de soldadura, se realizaron botones de soldadura para así determinar el nivel de afectación térmica generado en cada material. Esto con la finalidad de comprobar los datos arrojados por la simulación mediante ANSYS y con ello eliminar el posible margen de error entre las condiciones simuladas y condiciones reales.

3.4.1 Macrografías de los botones de soldadura.

Se realizó el estudio correspondiente a los botones de soldadura mediante MO para las tres composiciones químicas y dos condiciones de soldadura 20 y 25 A de intensidad de corriente. En las **Figuras 3.33 y 3.34** se muestran macrografías de los botones de soldadura generados. En dichas imágenes es posible observar a simple vista el tamaño de cada botón, así como la afectación térmica generada a los alrededores del punto donde se estableció el arco eléctrico.

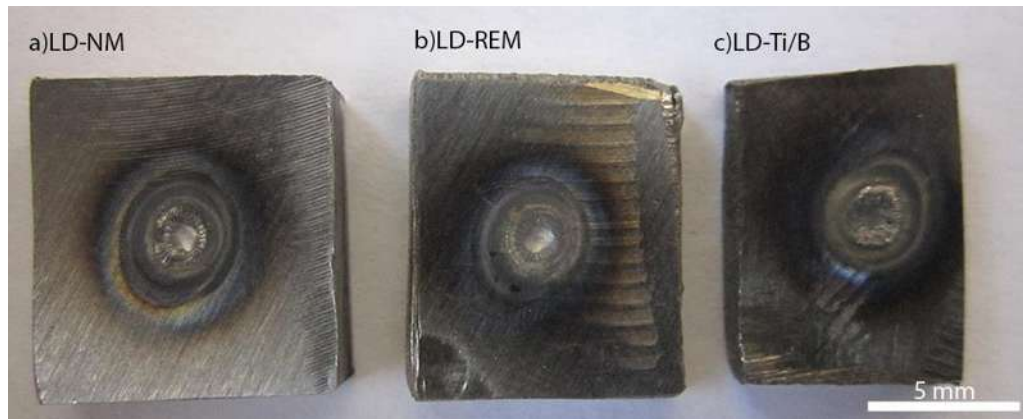


Figura 3.33 Macrografías de botones de soldadura en condición de 20 A de corriente y 3 segundos de permanencia.



Figura 3.34 Macrografías de botones de soldadura en condición de 25 A de corriente y 3 s. de permanencia.

Se distinguen claramente la ZF y ZAC, las cuales se pueden identificar por presentar diferentes colores de acuerdo a su afectación térmica, formando regiones concéntricas. En todos los casos se presentan socavación en menor o mayor medida en el centro del botón de soldadura, que se forman como resultado de la contracción volumétrica asociada con la transformación líquido-sólido.

3.4.2 Caracterización metalográfica mediante microscopia óptica (LOM)

3.4.2.1 Condición 1: 20 A y 3 s.

La **Figura 3.35** presenta la microestructura resultante en la ZF después del proceso de solidificación. Esta consiste en una estructura principalmente dendrítica, la cual surge de la inestabilidad del frente de solidificación como resultado del sobreenfriamiento constitucional en el metal fundido [83]. Para que se produzca, es preciso que el metal fundido se sobreenfríe por debajo del punto de solidificación del metal. A ritmos de enfriamientos más rápidos, la solidificación

puede realizarse en forma tan rápida que la concentración de la aleación en el frente de solidificación será distinta de la concentración promedio en el sistema. Este aumento de la concentración origina un punto de fusión más elevado que impide la solidificación en proximidades del frente. Si el metal se enfría lentamente, la nucleación de nuevos cristales es menor que a grandes subenfriamientos. Las dendritas producidas serán de mayores dimensiones. Por el contrario, un ciclo de enfriamiento rápido con un gran subenfriamiento aumentará la cantidad de núcleos y por lo tanto, reducir el tamaño de las dendritas que se produzcan [156].

En la **Figura 3.35** se muestran las micrografías tomadas mediante LOM de los botones de soldadura en la condición 1 (20 A). En la **Figura 3.35a** es posible observar un problema de agrietamiento en caliente en la zona más cercana a la zona fundida, a diferencia del acero microaleado con Ti/B (**Figura 3.35c**), y en menor medida en el microaleado con Ce/La (**Figura 3.35b**).



Figura 3.35 Micrografías de botones de soldadura mediante LOM (5x) en condición de 20 A y 3 s, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B.

El agrietamiento en caliente en una soldadura se debe principalmente a una solidificación diferencial, es decir, que el material soldado, una vez se ha fundido, solidifica primero una parte de su microestructura y luego otra, durante el enfriamiento. Esto se encuentra en materiales con un gran intervalo líquido - solidus, es decir, una zona en el diagrama de fases en la que coexisten a la vez, fases sólidas y una fase líquida. La estructura cristalina de la ferrita (δ) es BCC y la de la austenita (γ) es FCC, así que cuando el proceso de enfriamiento de un acero provoca una transformación de líquido a ferrita δ , después a austenita, se producen contracciones que son causantes de defectos. Este tipo de agrietamiento se caracteriza por darse a altas temperaturas aproximadamente a 0.8 de su temperatura de fusión.

3.4.2.2 Condición 2: 25 A y 3 s.

En la **Figura 3.36** se muestran los botones generados por la aplicación de 25 A de corriente. En dicha condición se genera un botón más grande con una ZF y ZAC más extensas, debido al mayor calor aportado a la muestra.



Figura 3.36 Micrografías de botones de soldadura mediante LOM (5x) en condición de 25 A y 3 s, a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B.

También es posible observar la presencia de agrietamiento en caliente en el acero LD-REM, donde dichos elementos (Ce/La y Ti/B) juegan un papel importante al disminuir dicho efecto a través de un refinamiento de grano en la ZF y en ZAC, que opone mayor resistencia a la propagación de grietas. Se sabe que el Mn forma un compuesto MnS estable antes de la solidificación, y, por lo tanto, la adición de Mn reduce el nivel “efectivo” del S en el baño de soldadura al aumento de la susceptibilidad al agrietamiento en caliente [8, 9]. Por otro lado, los tres aceros estudiados son austeníticos teniendo baja resistencia al agrietamiento en caliente en comparación con aceros ferríticos. Tanto en la condición de 20 A como en la de 25 A de corriente, se observa la concentración de partículas que generan una corona alrededor del botón. Por otra parte, los aceros austeníticos de alto Mn son sensibles al agrietamiento en caliente debido al amplio rango de temperatura de solidificación y a las transformaciones de fase que sufren en ese rango. Son tres los tipos de grietas en caliente más comunes: i) agrietamiento por solidificación, ii) agrietamiento por licuefacción y iii) agrietamiento por pérdida de ductilidad. De acuerdo a Lee y col. [108], la zona con mayor susceptibilidad al agrietamiento es en zonas cercanas al metal de soldadura, es decir la ZAC, puesto que es una zona donde no ocurre refinamiento de grano y consecuentemente, las

grietas tienen mayor facilidad de propagación. El agrietamiento por solidificación se genera a lo largo del límite del grano en la etapa final de solidificación durante la soldadura, por lo tanto, se sabe que depende de la segregación de elementos solutos a límites de grano o concentración de impurezas. Comparando los 3 aceros es notoria la mayor presencia de grietas en el acero LD-NM, también atribuible a su mayor contenido de C, lo cual aumenta el rango de temperatura de solidificación. La morfología de la grieta de solidificación está estrechamente relacionada con la fracción líquida a lo largo del límite del grano y su condición, en la etapa final de solidificación. En este caso, la presencia de Al promueve la presencia de ferrita- δ que contribuye al aumento del límite de grano por refinamiento de grano y la dispersión de la fracción líquida remanente. Estudios realizados por Lee y col. [100] comprueban que a mayores contenidos de Al en la aleación disminuye la cantidad y longitud total de grietas presentes después de un proceso de soldadura en aceros LD. Además, muchos efectos benéficos del modo de solidificación de ferrítico – austenítico (FA), como un rango más pequeño de temperatura de solidificación, pueden conducir a una disminución de la susceptibilidad al agrietamiento por solidificación en aceros con mayores contenidos de Al.

Los diámetros de la ZF y ZAC 1 de cada botón se presentan en la **Tabla 3.5**. A partir de estos valores se observa que a medida que la corriente suministrada aumenta, también aumenta la afectación térmica sobre la pieza de acero, generando una ZAC mayor.

Tabla 3.5 Dimensiones de ZF y ZAC de los diferentes botones de soldadura.

	20 A		25 A	
	ZACCG	ZACGF	ZACCG	ZACGF
LD-NM	2141 μm	3996 μm	2405 μm	4689 μm
LD-REM	1884 μm	3922 μm	2363 μm	4208 μm
LD-Ti/B	1791 μm	3896 μm	2304 μm	4436 μm
*ZACCG: Zona afectada por el calor de crecimiento de grano.				
*ZACGF: Zona afectada por el calor de grano fino.				

En la **Tabla 3.5** se indica la presencia de dos zonas de la unión soldada en función del comportamiento de su tamaño de grano. Dichas zonas son características de cualquier proceso de

soldadura y su extensión varía de acuerdo a dimensiones de las placas a soldar, espesor y conductividad térmica. Las dimensiones anteriormente mostradas indican un aumento de la afectación térmica a cada acero estudiado conforme el calor aportado por el proceso de soldadura aumenta y en ningún caso fue utilizada alguna condición de extracción de calor adicional. La mayor afectación térmica en cada uno de los aceros se debe al punto de fusión de cada acero en función de su composición química. En el caso de acero sin microaleantes, al contener un mayor contenido de Al, tiene un menor punto de fusión ($\approx 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$), en consecuencia, las temperaturas alcanzadas son capaces de afectar una mayor porción de material.

La **Figura 3.37** se muestran micrografías de las distintas zonas generadas por el botón de soldadura. Es importante mencionar que dichas zonas se forman por elevación de la temperatura del arco eléctrico establecido entre el electrodo y la placa de acero. Las zonas del botón descritas a continuación se definieron de la siguiente manera: ZF es la zona donde se alcanza la temperatura de liquidus, es decir, donde se logra fundir. Zona de precipitación, es la interfaz formada entre ZF y ZAC 1, donde se dio una precipitación de AlN alcanzando una elevada dureza. ZAC 1 o ZACGF, es la zona aledaña a la ZF, donde se presentó un refinamiento de grano. ZAC 2 o ZACCG, zona donde se presentó un crecimiento de grano, que iguala al metal base, pero con afectación térmica importante.

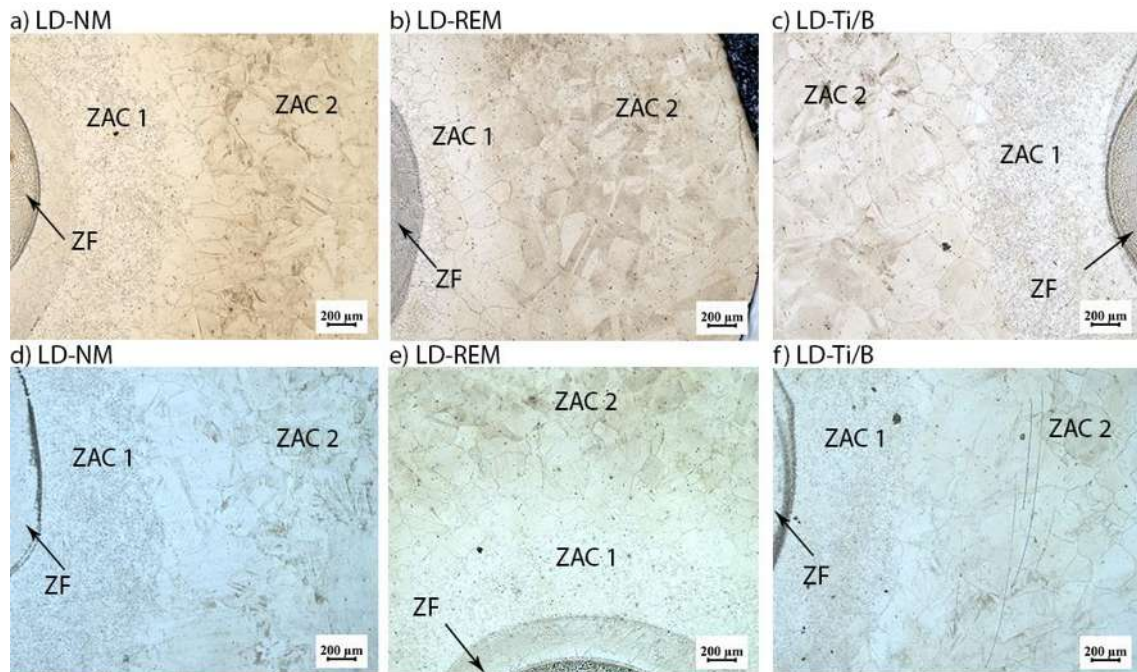


Figura 3.37 Micrografías de la ZAC mediante LOM de botones de soldadura. 20 A y 3 s; a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B, 25 A y 3 s; d) acero LD-NM, e) acero LD-REM y f) acero LD-Ti/B.

Posterior al proceso de soldadura, viene el proceso de enfriamiento, donde las velocidades de enfriamiento varían desde el centro del botón hasta los extremos, provocando distintas microestructuras en los alrededores del botón. La ZAC, como su nombre lo indica, es la zona que, debido las diferentes temperaturas alcanzadas, se modifica en menor o mayor medida. En esta zona, se pueden producir cambios a niveles metalúrgicos, e incluso químicos, como oxidación superficial, la cual produce cambios de color y de aspecto en los metales. También provoca que el contenido de elementos resistentes a la corrosión caiga, generando carburos en límites de grano, además de fragilización y problemas metalúrgicos como, el aumento de dureza y, por lo tanto, fragilidad.

En el caso de los botones de soldadura, se observa como en sus alrededores se generan diferentes zonas y tamaño de grano. La primera zona formada después de la circunferencia de precipitación de carburos (Zona de precipitación) en los tres aceros, es la zona afectada por el calor de grano fino (ZACGF) o ZAC 1 y se caracteriza por un refinamiento de grano. Esto se produce por una transformación de fase de austenita- γ a ferrita- δ durante el proceso de calentamiento, posterior a

esto, se produce el enfriamiento. Dicho enfriamiento se da a alta velocidad por lo que, ahora la transformación es de ferrita- δ a austenita- γ , donde se lleva a cabo una recrystalización de la austenita, pero no se tiene el suficiente tiempo para lograr que los granos austeníticos recrystalizados crezcan, por lo que se produce un grano fino. La siguiente zona es la de crecimiento de grano (ZACCG) o ZAC 2. Esta zona está caracterizada por una microestructura de grano grueso debido a las altas temperaturas que se alcanzan, sin salir del campo austenítico. En dicha zona no se produce ninguna transformación de fase porque lo que el único cambio posible es mantener el mismo tamaño de grano que en condición de partida (solubilizado) o algún ligero crecimiento como lo indica la sección 3.4.2.1

La **Figura 3.38** muestra las imágenes tomadas con MO de los cortes transversales realizados en los botones usando 20 y 25 A de intensidad de corriente. En el acero LD-NM se observa agrietamiento en caliente en la ZF, mientras que en los aceros LD-REM y LD-Ti/B la afectación es menor.

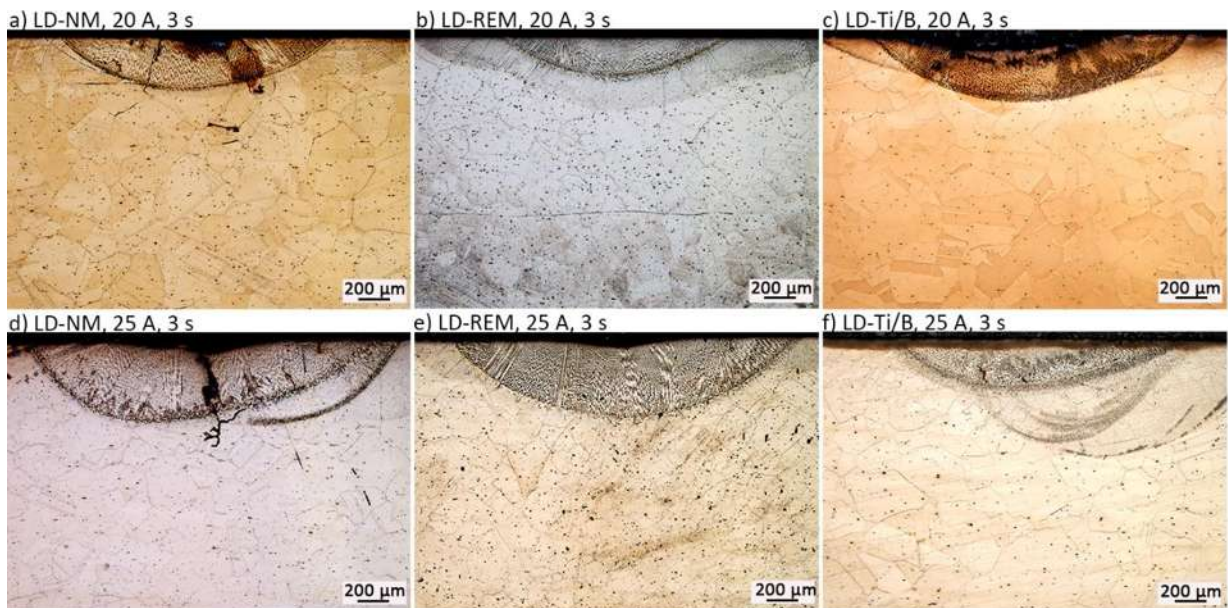


Figura 3.38 Imágenes de LOM en condiciones de 20 A y 3 s en vista transversal. a) Acero Fe-31Mn-8Al-1.9C, b) Acero LD-REM, c) acero LD- Ti/B y 25 A y 3 s; d) acero LD-NM, e) acero LD-REM y f) acero LD-Ti/B.

De acuerdo a Borland [157], el agrietamiento en caliente es causado debido a la incapacidad del metal de soldadura solidificado de soportar esfuerzos en un rango de temperatura crítico durante el

enfriamiento. Otra de las posibles razones es la solidificación diferencial, es decir, el metal de soldadura, una vez que se ha fundido e inicia el proceso de enfriamiento, primero solidifica una parte de su microestructura y luego otra. Esto sucede en aceros con un gran intervalo líquido-sólido, es decir, un área en el diagrama de fases en el que coexisten tanto la fase sólida como la líquida. La estructura cristalina de la ferrita- δ es BCC y la de la austenita- γ es FCC, por lo que, cuando el proceso de enfriamiento de un acero provoca una transformación de fase líquida a ferrita- δ y luego a austenita. Tales contracciones son las que causan defectos en distintas zonas de la muestra. Este tipo de grietas se caracteriza por ocurrir a altas temperaturas entre 800 y 900 °C. Por otro lado, las **Figs. 3.38e-f** presentan una ZAC más grande debido al mayor calor aportado a la muestra, lo cual es un indicativo de la mayor afectación térmica, producto además de la menor capacidad de extracción de calor de los aceros LD-REM y LD Ti/B con respecto al acero LD-NM. Por otro lado, las impurezas como el P y el S también pueden provocar grietas en caliente. Suutala y col. [158] han reportado que los materiales que sufren solidificación austenítica son propensos al agrietamiento en caliente cuando la suma del contenido de P y S está por encima de aproximadamente 0.02 % en peso. Trabajos más recientes [159] han reportado que el S es más dañino que el P al agrietamiento en caliente, siendo relacionado con una segregación química más fuerte. A partir de la **Figura 3.38** se puede observar, un menor agrietamiento en los aceros LD-REM y LD-Ti/B. Es bien sabido que, elementos formadores de impurezas como S y P promueven el agrietamiento en caliente, particularmente en los aceros austeníticos [160]. Según Shankar y col. [161] la disminución de la susceptibilidad al agrietamiento provocado por la adición de Ti/B se asocia con la estabilización del campo ferrítico a altas temperaturas, la cual es una fase más resistente que la austenita, siendo esto comprobado con la menor cantidad de grietas presentes en el acero LD-Ti/B

En este caso los tres aceros estudiados son austeníticos, con baja resistencia al agrietamiento en comparación con los aceros ferríticos. Los aceros austeníticos de alto Mn son sensibles al agrietamiento en caliente debido al amplio rango de temperatura de solidificación y las transformaciones de fase que experimentan en ese rango. También debe tenerse en cuenta que la austenita, en comparación con la ferrita, se caracteriza por una conductividad térmica más baja y un coeficiente de expansión térmico más alto. La combinación de un gran rango de temperatura de solidificación, mala conducción de calor y altos coeficientes de expansión térmica juegan un papel importante en la sensibilidad al agrietamiento [162]. El agrietamiento por solidificación se genera

a lo largo del límite del grano en la etapa final de solidificación durante la soldadura, por lo tanto, se sabe que depende de la segregación de elementos solutos en los límites del grano o la concentración de impurezas. En el caso del acero LD-NM, la presencia de grietas es más notoria por su mayor contenido de C, lo que amplía el rango de temperaturas de solidificación. Por otro lado, al tener una mayor solubilidad de elementos formadores de inclusiones como P y S, se evita su segregación interdendrítica y disminuye la posibilidad de agrietamiento [161]. Los efectos nocivos de S y P han llevado a la adición de otros elementos que contrarrestan sus efectos, por ejemplo, las adiciones de Mn son bien conocidas por disminuir el agrietamiento en aceros con alto contenido de S al formar eutécticos MnS de mayor punto de fusión y menos dañinos que el FeS. Por otro lado, la adición de Ce y La u otras tierras raras se ha encontrado altamente efectiva para formar compuestos estables de P y S [163]. Para el caso del N se ha encontrado que tiene efectos negativos respecto al agrietamiento en metales de soldadura por ingresar al sistema desde la atmósfera durante la soldadura GTAW por una deficiente protección del gas, esto aunado al contenido proveniente de la fundición del acero. El N tiene un efecto reductor de la ferrita- δ por lo que provoca una mayor sensibilidad al agrietamiento, así como también promueve la segregación de impurezas como P y S a límites de grano [161]. De igual forma, los AlN dañinos formados a muy alta temperatura provenientes de la fusión, se mantienen presentes durante y posterior al procedimiento de soldadura. Esto provoca que, al momento de restringir el libre movimiento de la placa durante el calentamiento brusco, los clusters o aglomeraciones de dichas partículas pueden actuar como concentradores de esfuerzos provocando el inicio de grietas.

Estudios realizados por Lee y col. [100] demuestran que cuanto mayor es el contenido de Al en la aleación, menor es la cantidad y la longitud total de las grietas presentes después de un proceso de soldadura en aceros de baja densidad aunque esto puede ser debatible. Kim y col. [164] demostraron que en aceros con un mayor contenido de Al, al estar estrechamente relacionado con la formación de carburos κ intragranulares, se produce un endurecimiento relativo del grano, dejando los límites de grano débiles. Además, se forma una cantidad importante de carburos kappa intergranulares, lo cual produce fragilización de dicha zona. Además, muchos efectos benéficos del modo de solidificación ferrítico-austenítico (FA), como un rango de temperatura de solidificación más pequeño, pueden conducir a una menor susceptibilidad al agrietamiento por solidificación en aceros con mayores contenidos de Al.

3.4.2.3 Tamaño de grano promedio de botones de soldadura.

La **Figura 3.39** muestra el tamaño de grano promedio obtenido para la ZAC 1 y ZAC 2 de cada composición y en cada condición de soldadura.

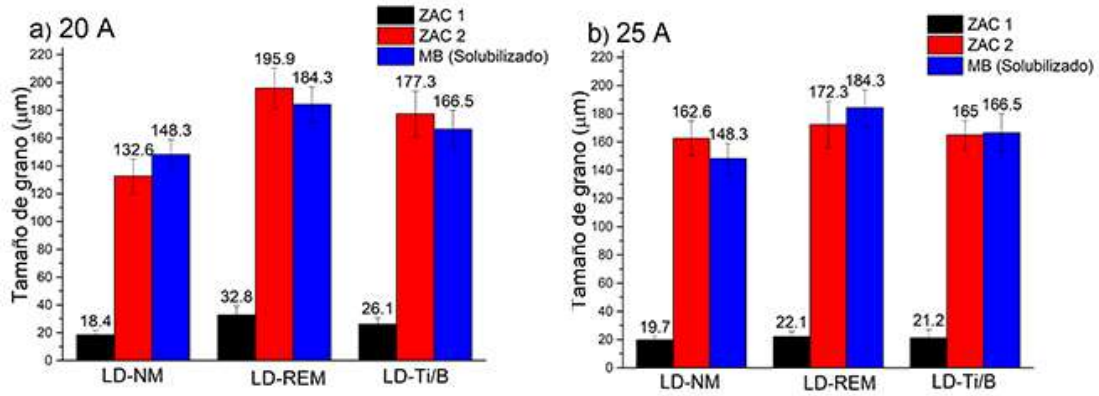


Figura 3.39 Tamaño de grano promedio de botones de soldadura, a) 20 A y 3 s. b) 25 A y 3s.

De acuerdo con los valores de tamaño de grano en las diferentes condiciones es difícil notar el efecto de refinación de Ti, a través de la formación de partículas [Ti (C, N)] [165]. A medida que ocurre el proceso de solidificación, está claro que existe un rechazo de soluto hacia áreas más alejadas del centro del botón, formando un círculo concéntrico que delimita la ZF, rica en carburos, nitruros y sulfuros. Es importante tener en cuenta que tanto el acero LD-Ti/B como el acero LD-REM contienen elementos refinadores de grano, mientras que el acero LD-NM al contar con una mayor cantidad de C, promueve la formación de carburos κ , por lo que las condiciones en tamaño de grano se dan con mucha similitud. Es importante mencionar, que solo la ZAC 1 alcanza a sufrir una transformación de fase que permitió un refinamiento de grano por recrystalización. La ZAC 2 al permanecer a temperaturas menores, no sufrió transformación, si no un ligero crecimiento con respecto al tamaño de grano del acero base en condición de solubilizado. Jeong [109] encontró similitudes al realizar estudios en ZAC en tres aceros de baja densidad con diferentes cantidades de Al, descubriendo que, a porcentajes más altos, el tamaño promedio de grano disminuye en el material base y en el ZAC. Reportó que a altas temperaturas el grano tiende a aumentar en un acero convencional, pero el Al tiene un efecto refinador, lo que permite tener en general un tamaño de grano más fino que las condiciones donde el contenido es menor o nulo.

3.4.3 Caracterización metalográfica mediante MEB-EDS

3.4.3.1 Condición 1: 20 A y 3 s.

3.4.3.1.1 Acero LD-NM

La **Figura 3.40** muestra las micrografías de la ZF y ZAC 1 del acero LD-NM mediante la técnica de MEB a dos diferentes aumentos.

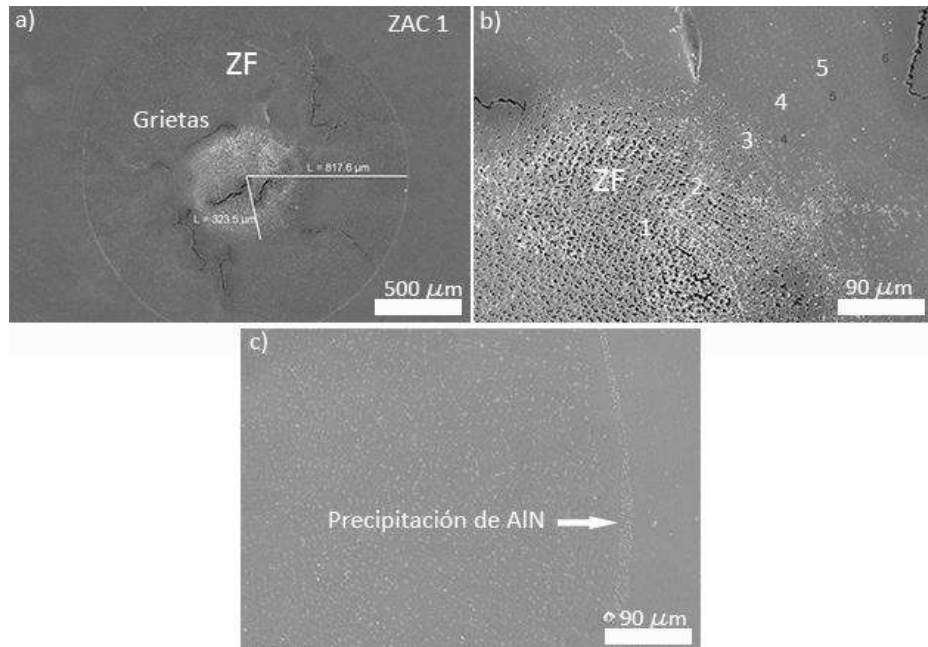


Figura 3.40 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-NM en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

La **Tabla 3.6** muestra la composición química obtenida en 5 puntos a lo largo de la ZF, ZAC 1 y ZAC 2. Se distingue una elevación de C, Al y Mn en la ZF respecto a la composición química nominal. Los contenidos de C y Mn también se elevan en las zonas exteriores de la ZAC. Esto es debido al rechazo de soluto en procesos de solidificación durante soldadura. Las diferencias en la composición química en el metal solidificado, es denominado, segregación y particularmente en soldadura es un fenómeno importante que resulta de la redistribución del soluto, produciendo diferencias importantes en las propiedades mecánicas y físicas de los aceros como: dureza, ductilidad y punto de fusión [166].

Tabla 3.6. Composición química puntual (% en peso) en condición de 20 A y 3 s.

	1 (ZF)	2 (ZF)	3 (interfaz)	4 (ZAC 1)	5 (ZAC 1)
Carbono	4.3	2.9	2.3	2.2	3
Aluminio	6.5	14.1	7.8	7	8.3
Manganeso	36.9	35	35.7	35.2	32.2

El elevado contenido de C en la ZF fue encontrado principalmente embebido en las porosidades formadas en el centro del botón en forma de partículas. En la **Figura 3.40a** se muestra claramente el agrietamiento producido en distintas zonas del botón (ZF y ZAC). Dichos defectos afectan de manera muy importante las propiedades mecánicas de la zona, afectando principalmente la tenacidad del material. Un efecto perjudicial para la soldabilidad de estos aceros, se origina a partir del fenómeno de segregación elemental que produce zonas pobres de Mn donde el punto de fusión será mayor, y por lo tanto, un incremento del rango de temperaturas de solidificación y un aumento en la diferencia de temperaturas de solidus y liquidus [100], lo que resulta en una mayor inestabilidad de la interfase solido-líquido [83].

3.4.3.1.2 Acero LD-REM

La **Figura 3.41** muestra micrografías del acero LD-REM con la aplicación de 20 A de corriente y 3 segundos de permanencia. La **Figura 3.41a** muestra la presencia de porosidades en la zona donde el arco fue establecido. Dichos poros disminuyen de tamaño conforme se aleja del centro del botón. La **Figura 3.41b** presenta distintos puntos donde se realizó un análisis químico puntual. Siendo los puntos 1, 2 y 3 partículas ricas en C con un diámetro de 1.4 μm y el punto 4 con la composición química nominal de la aleación. Está claro que existe una mayor resistencia al agrietamiento en caliente en la condición microaleada con Ce y La, lo cual se atribuye a una mayor ductilidad en caliente del material.

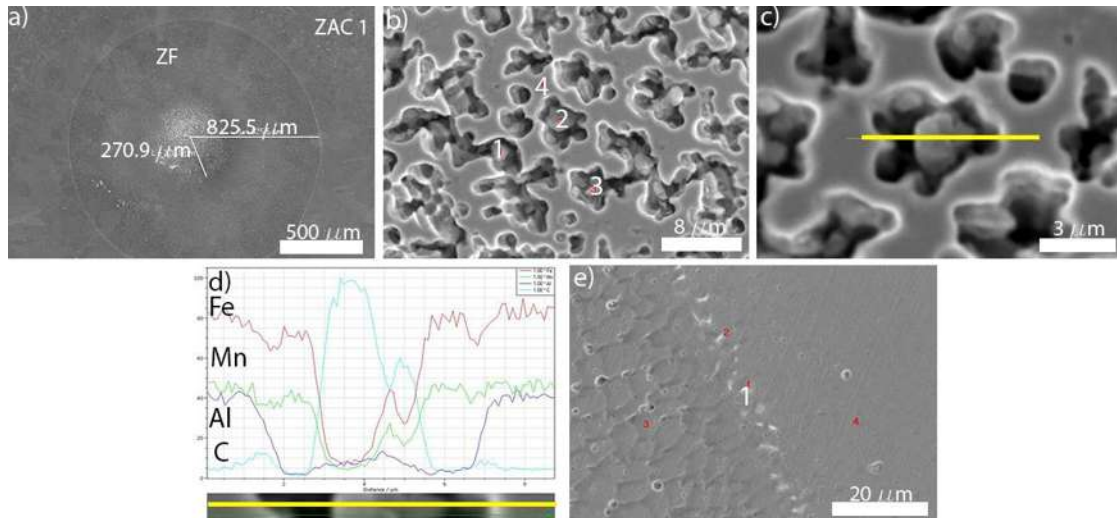


Figura 3.41 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-REM en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

La **Figura 3.41c** muestra las partículas embebidas en la zona que presenta porosidades, y la **Figura 3.41d** muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de una partícula en la ZF del botón, mostrando una elevación de la concentración de C en dichas partículas. Elementos como Al o Mn no muestran variación alguna a la composición química nominal. La **Figura 3.41e** muestra de forma cualitativa el fenómeno de segregación existente en dicha zona. El conjunto de partículas forma un círculo concéntrico y es precisamente esta zona la que divide la ZF de la ZAC. Esta región está formada por partículas con un contenido elevado de Al y C.

3.4.3.1.3 Acero LD-Ti/B

Se realizaron botones de soldadura bajo las mismas condiciones al acero microaleado con Ti/B, produciendo un efecto similar a los aceros anteriores. En la **Figura 3.42a** se puede observar la presencia de dos zonas (interfaz entre ZF y ZAC 1), cada una de ellas delimitadas por un halo de partículas formadas por una serie de partículas precipitadas. Aunado a esto, la fuerte presencia de segregación del Al que quedó evidenciado por los microanálisis químicos realizados a dicha zona, provoca una alta concentración de partículas ricas en Al con alta dureza.

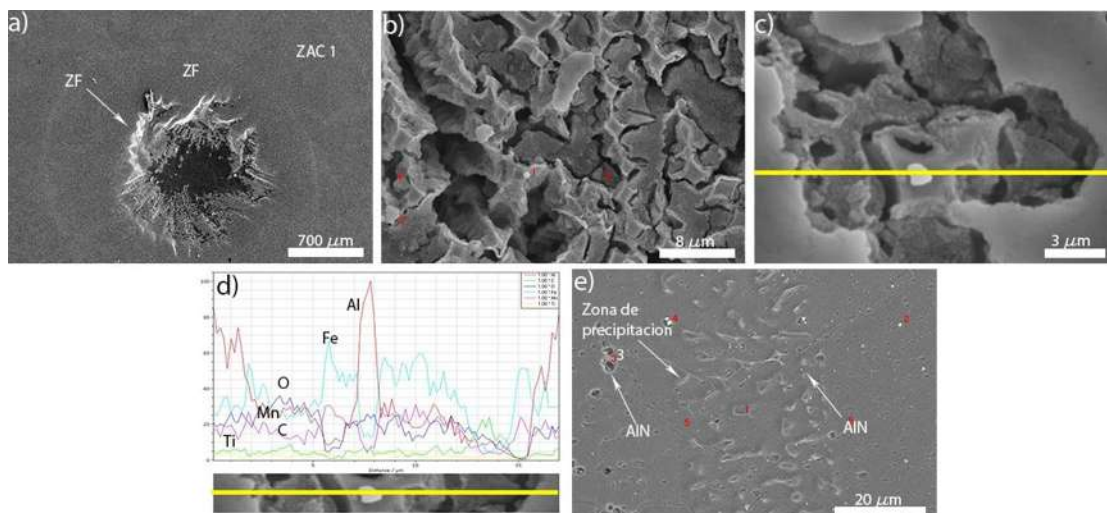


Figura 3.42 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-Ti/B en condición de 20 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

También es posible observar en la **Figura 3.42b** la aparición de una zona muy porosa en el centro de la ZF por lo que, las propiedades mecánicas de esa zona en particular disminuyen. La presencia de Mn y S también se encontró en inclusiones color café oscuro como lo muestra el punto 3. De acuerdo a la **Figura 3.42c** se aprecia la presencia de partículas embebidas y algunas partículas superficiales en la ZF, las cuales tienen 1 μm de diámetro y que de acuerdo a la **Figura 3.42d** son ricas en C, Mn y Fe se mantienen constantes en las zonas cercanas a la partícula. La **Figura 3.42e** se muestra la interfaz formada que delimita la ZAC 1 de la ZAC 2. De manera adicional, se llevaron a cabo microanálisis en las partículas de esta interfaz, indicando una fuerte concentración de Al y N como se muestra en el punto 2. Cabe destacar que en los tres aceros estudiados se nota el mismo efecto, es decir, se forman las mismas zonas afectadas por las altas temperaturas, sin embargo, en el acero LD-REM fue imposible localizar partículas ricas en Ce o La y en el acero con Ti/B si fue posible localizarlas, esto se puede asociar a la mayor afinidad del Ti con el C, a diferencia del Ce o La, los cuales actúan como endurecedores en solución sólida, antes de formar compuestos.

3.4.3.2 Condición 2: 25 A y 3 s.

3.4.3.2.1 Acero LD-NM

Se analizaron los botones de soldadura con mayor aporte térmico y la misma condición de permanencia de 3 s. En la **Figura 3.43**, se muestran los resultados producidos.

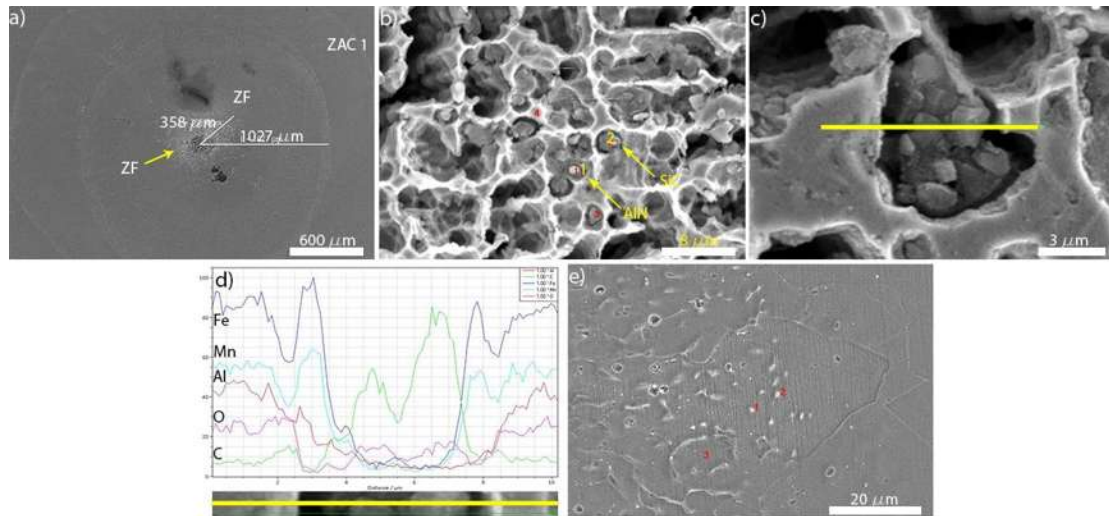


Figura 3.43 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-NM en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

La **Figura 3.43a** muestra a bajos aumentos, las distintas zonas formadas y sus dimensiones. Está claro que, la ZF y ZAC 1 presentan mayor dimensión debido a la mayor intensidad de corriente. La **Figura 3.43b** muestra la morfología de la ZF justamente en el punto donde se estableció el arco eléctrico. Dicha zona se caracteriza por la presencia de porosidad, y tener una estructura dendrítica donde se distinguen los ejes mayores y algunas ramificaciones formando ejes secundarios. En la misma zona, se distingue también la presencia de algunas partículas, por ejemplo, la partícula 1 es rica en Al y N, demostrando la presencia de nitruros de aluminio (AlN), la partícula 2 es rica en Si, demostrando la presencia de carburos de silicio (SiC), de alta dureza la cual podría ser restos de papel lija, que quedan atrapadas en la microestructura durante el proceso de preparación de la muestra. La ZF es una zona con propiedades mecánicas muy pobres. En dicha zona, se realizó un escaneo lineal a una partícula, mostrado en la **Figs. 3.43c-d**, mostrando una alta concentración de C y en menor medida, O. Esto podría indicar la presencia de carburo κ en la ZF que creció de

manera desmedida provocando la pérdida de su principal objetivo, endurecer la aleación. De igual manera en los aceros anteriores, es posible identificar la presencia de un halo (interfaz) que separa la ZAC 1 de la ZAC 2. Dicha zona es mostrada en la **Figura 3.43d**, y se caracteriza por la presencia de partículas formadas debido al proceso de solidificación. En esta región se presenta un rechazo de soluto desde el centro de la ZF hasta donde se presenta una interfaz rica en AlN. Esta zona presenta una elevada dureza característica de los precipitados de AlN. Otra parte importante a destacar, es la presencia de grietas de tamaño significativo que se originan en la ZF y se extienden de manera intergranular. A diferencia de los aceros microaleados con Ce/La y Ti/B, en el acero LD-NM se nota una menor resistencia al agrietamiento en caliente. El fenómeno de agrietamiento en caliente se puede producir por diferentes razones entre las cuales se encuentran: microestructuras inhomogéneas producidas por segregación del C y Mn a altas temperaturas, anisotropía como resultado de la formación de dendritas por el proceso de soldadura o por la formación de óxidos o nitruros por la exposición a altas temperaturas [148].

3.4.3.2.2 Acero LD-REM

La **Figura 3.44** muestra el análisis mediante MEB del acero LD-REM en condición de 25 A de corriente y el mismo tiempo de permanencia utilizado para los demás aceros.

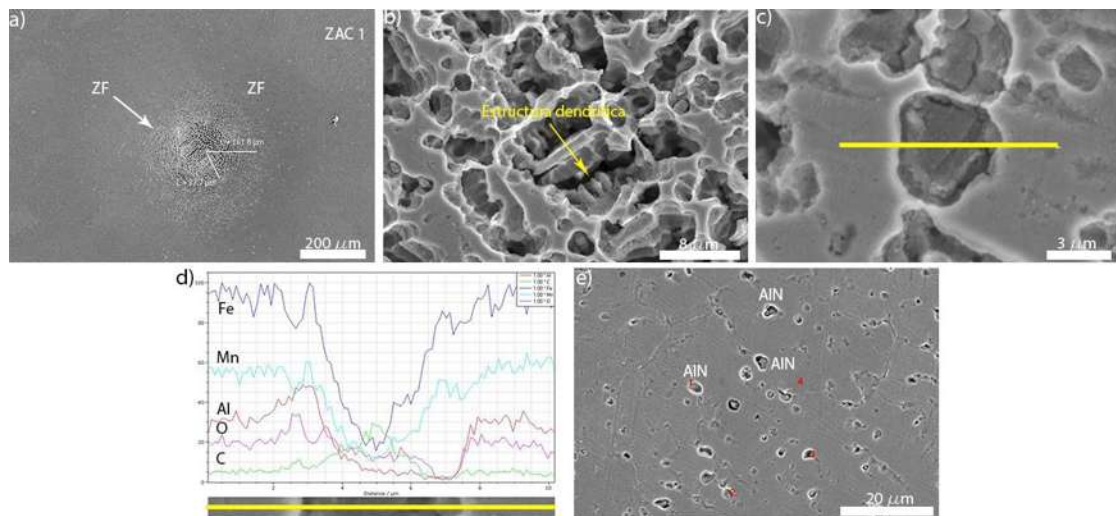


Figura 3.44 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-REM en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

La **Figura 3.44a** muestra la ZF producida por el efecto del aporte térmico con una permanencia de 3 s. Cabe destacar que se nota una ZF más pequeña pero una ZAC 1 más grande, posiblemente debido a un arco eléctrico más inestable que en los aceros anteriores. La **Figura 3.44b** muestra a mayores ampliaciones la ZF que como es común presenta una microestructura dendrítica donde se pueden observar los ejes principales y secundarios, además de zonas porosas con la presencia de partículas embebidas en la matriz. Durante el proceso de soldadura del botón, las temperaturas alcanzadas son muy elevadas produciendo un metal fundido que al momento de solidificar provoca la formación de dicha estructura. Las **Figs. 3.44c-d** muestran el análisis químico lineal aplicado a una partícula presente en la ZF la cual indica nuevamente un alto contenido de C y una caída de los elementos principales como Al, Mn. La **Figura 3.44e** muestra el halo de partículas formado entre la ZAC 1 y ZAC 2. Este cinturón de partículas es rico en Al y N por lo que se trata de un AlN, y provoca una alta dureza.

3.4.3.2.3 Acero LD-Ti/B

La **Figura 3.45** muestra los resultados obtenidos del análisis mediante MEB del acero LD-Ti/B en condición de 25 A de corriente y el mismo tiempo de permanencia utilizado para los demás aceros.

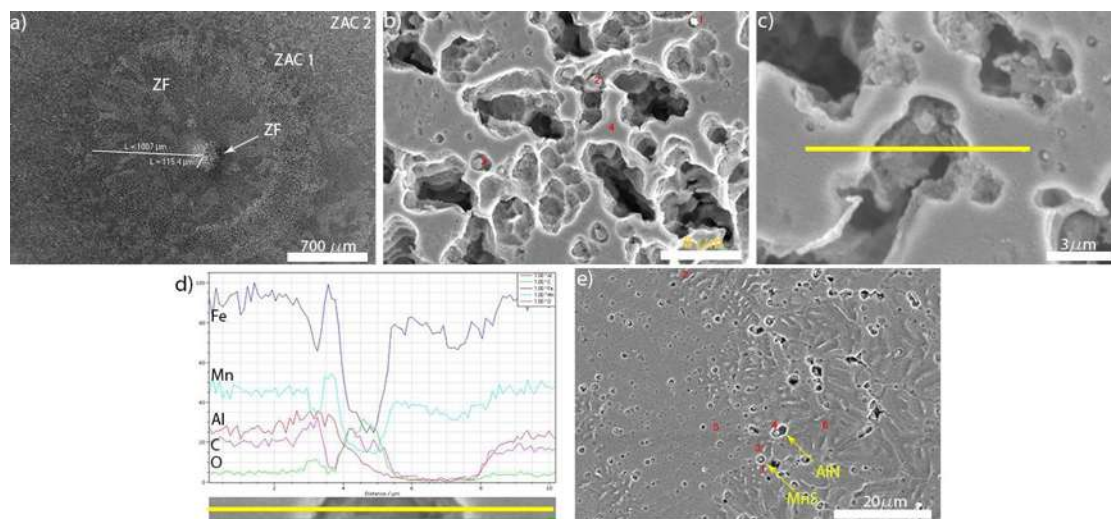


Figura 3.45 Micrografías de MEB del botón de soldadura del acero LD-Ti/B en condición de 25 A y 3 s, a) ZF, b) estructura dendrítica en ZF, c) escaneo lineal a partícula embebida interdendríticamente, d) variación de la composición química y e) interfaz formada entre ZF y ZAC 1.

Nuevamente se presenta en la **Figura 3.45a**, las distintas zonas formadas en el botón de soldadura con sus dimensiones correspondientes. De esta forma, se puede apreciar una ZF más pequeña debido a la menor estabilidad del arco eléctrico, lo que provoca una menor concentración del aporte térmico. En la **Figura 3.45b** se logra identificar la estructura de la ZF con mayores aumentos mostrando una estructura dendrítica donde se aprecian los ejes principales y ejes secundarios. Las **Figs. 3.45c-d** muestran una partícula embebida en la matriz a la cual se realizó un escaneo lineal resultando que la partícula es rica en C y O. Elementos como Al y Mn permanecen sin mayores cambios en la zona. La **Figura 3.45d** muestra los microanálisis realizados en el halo formado por partículas precipitadas y que a su vez divide la ZAC 1 y ZAC 2. Dichas partículas son ricas en Al y N, los cuales le confieren al acero alta dureza, así como algunas otras partículas ricas en Mn y S.

Aunque estos materiales poseen excelentes características mecánicas y metalúrgicas, el procedimiento de soldadura puede inducir la formación de microestructuras no deseadas en regiones locales como las ZAC y la ZF, lo que posteriormente provoca la falla estructural por la degradación local de sus propiedades. Especialmente los aceros Fe-Mn-Al-C austeníticos que contienen un alto contenido de C son más susceptibles a la aparición de grietas en caliente durante la soldadura.

La microestructura encontrada en la ZF es muy similar a la reportada por Ku y col. [104] y Tjong y col. [105] quienes estudiaron las aleaciones Fe-28Mn-5Al-1C y Fe-28Mn-6Al-1C las cuales soldaron mediante una técnica de haz de electrones y de láser de CO_2 de corriente continua [104]. La microestructura de la ZF consistió principalmente en dendritas columnares con orientación preferencial y algunas estructuras austeníticas equiaxiales. El crecimiento y la convergencia de estas dendritas columnares condujeron a la formación de una línea central divisoria en la ZF. Dicha línea que parece dividir la muestra, mostró un valor de dureza más bajo y se observó una dureza máxima en la ZAC de la soldadura.

Chou y col. [106, 107] evaluaron la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de aleaciones Fe-29Mn-8Al-(0.53, 0.81, 1.17)C. La aleación con 0.53% C es un acero dúplex que contiene aproximadamente 4% de ferrita- δ , mientras que las otras dos aleaciones tienen una estructura totalmente austenítica. Después de soldarse, se encontró que el contenido de ferrita en la ZF era más alto que en el MB. La susceptibilidad a grietas en caliente se ve afectada por las morfologías

características de las soldaduras. De acuerdo a sus resultados, la austenita mostró una mayor susceptibilidad a grietas en caliente. Se observaron grietas intergranulares y transgranulares.

3.4.3.3 Precipitación de inclusiones no-metálicas

La **Figura 3.46** muestra el mapeo químico elemental del acero LD-REM en condición de 25 A de una partícula con alta concentración de Ce y La localizada junto a otras partículas, catalogadas como impurezas (inclusiones no-metálicas), las cuales facilitan la nucleación de precipitados de elementos microaleantes. Muchas de estas partículas fueron encontradas en la ZF, entre dendritas columnares.

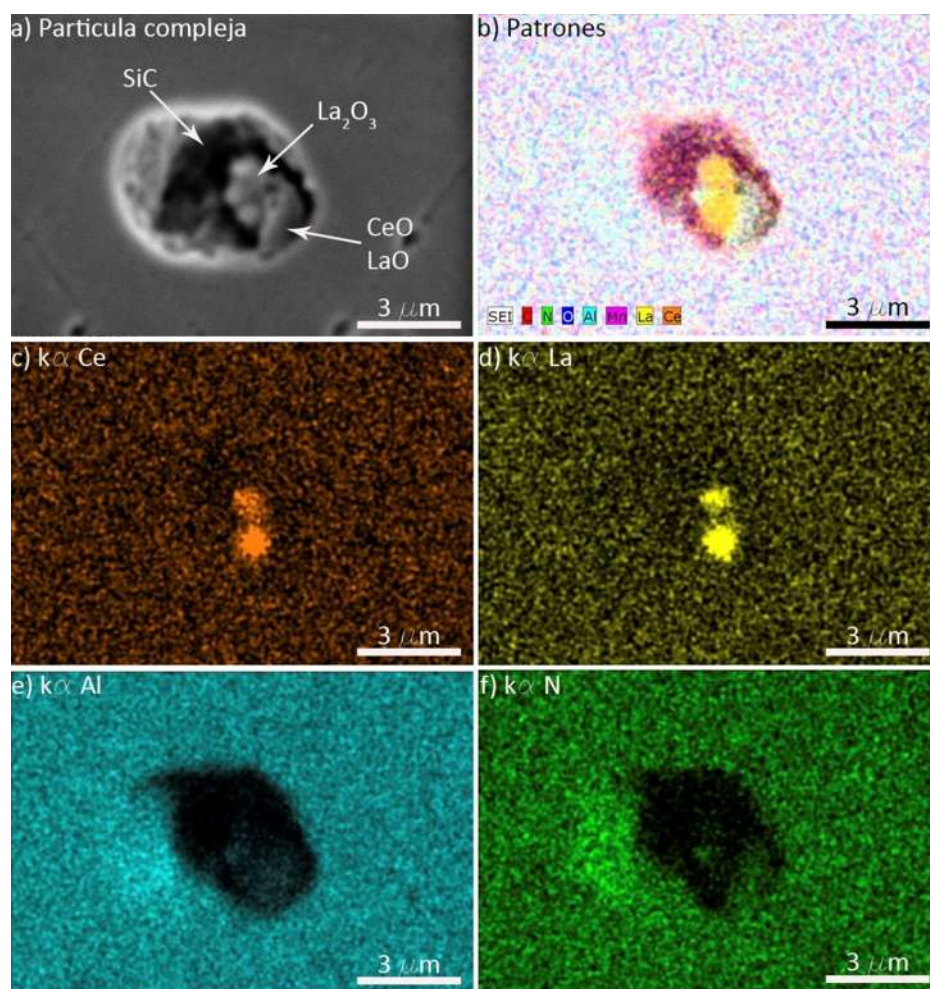


Figura 3.46 Mapeo químico de una partícula compleja del acero LD-REM en condición de 25 A.

Se encontraron restos de SiC que favorecen la formación de partículas complejas ricas en tierras raras. Es posible observar partículas de tierras raras dentro del grano, donde generan un efecto endurecedor benéfico.

La **Figura 3.47** muestra un mapeo químico elemental del acero LD-REM en condición de 20 A realizado a una partícula compleja encontrada en la matriz. Se observa cómo la partícula nuclea sobre otras impurezas como MnS o AlN, necesitando así menos energía del sistema por una nucleación heterogénea.

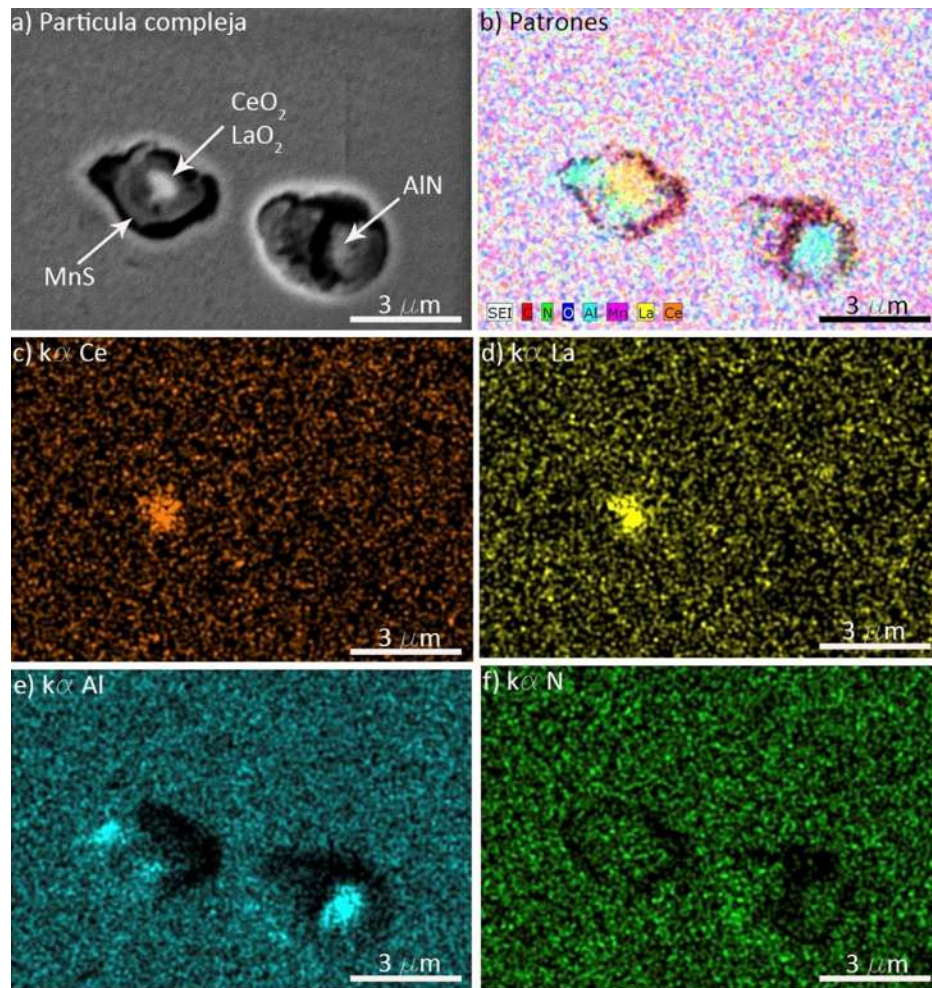


Figura 3.47 Mapeo químico de una partícula compleja del acero LD-REM en condición de 20 A.

La partícula resultante es óxido de Ce y La cuya alta concentración provoca la disminución de su contenido en solución sólida, disminuyendo el propósito con el que fue adicionado a la aleación.

En la **Figura 3.48a** se muestra una micrografía a 40,000 aumentos del acero LD-Ti/B 25 A de un pequeño grupo de partículas compuestas entre otros elementos de Mn, Al y Fe.

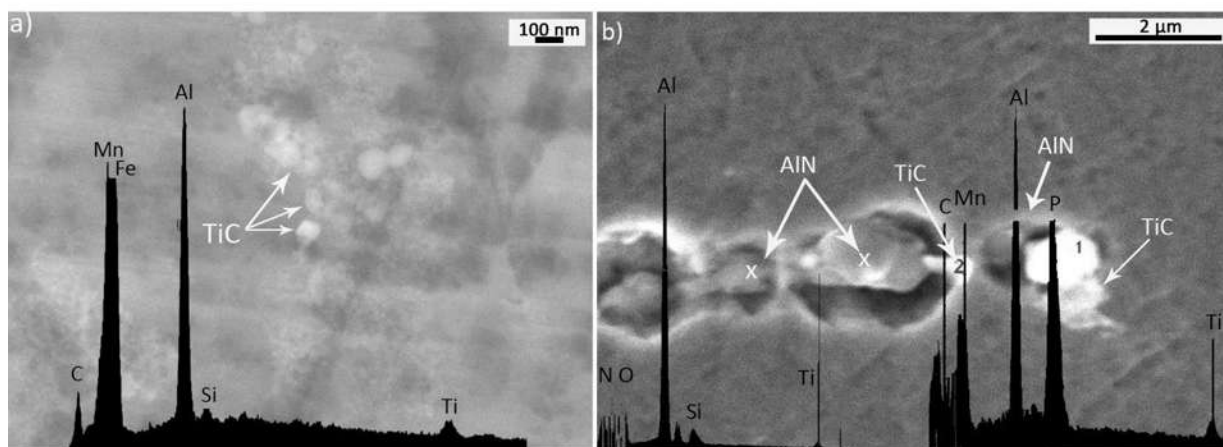


Figura 3.48 Partículas de TiC en acero LD-Ti/B, a) ZF, b) ZAC.

Sin embargo, resalta la presencia de Ti y C, cuyos análisis semicuantitativos y estequiometría indican la formación de TiC. El diámetro encontrado de dichas partículas fue de aproximadamente 100 nm. Dichas partículas participan en el comportamiento mecánico de la aleación, aumentando su resistencia. Sin embargo, son partículas que también pueden promover la concentración de esfuerzos en la zona de metal solidificado, aumentando la posibilidad de agrietamiento en caliente cuando se encuentra en cantidades excesivas. Matsuda y col. [163] encontraron que contenidos menores a 0.05% de Ti en el acero reduce las posibilidades de formación de grietas y porcentajes mayores aumentan la posibilidad de formación de eutécticos de bajo punto de fusión que incrementan el agrietamiento. Por otro lado, la **Figura 3.48b** hace referencia a la presencia de partículas con un diámetro más grande, con porcentajes similares de Ti, las cuales están nucleando en partículas de impurezas como AlN.

A partir de las **Figuras 3.49a-b**, se puede observar un agrietamiento severo en la ZF del acero LD-NM, dichos defectos no traspasan a la ZAC y se observa cómo se presentan a lo largo de la zona dendrítica columnar.

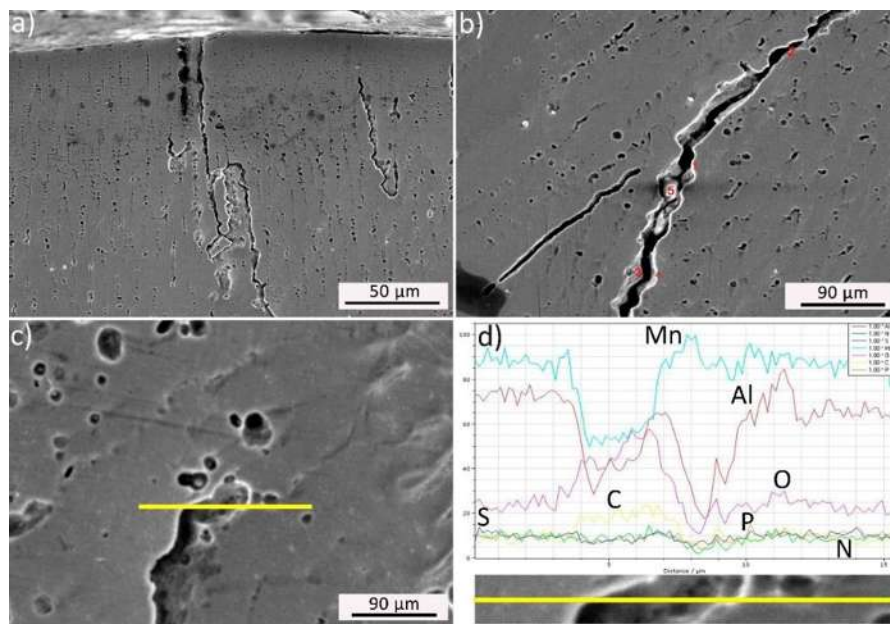


Figura 3.49 Agrietamiento localizado en zona de fusión en botones de soldadura de acero LD-NM condición 20 A, a) agrietamiento localizado en ZF, b) partículas nucleadas dentro de las grietas, c) escaneo químico lineal de una partícula de AlN y d) variación de los elementos químicos de la partícula de AlN.

Es importante mencionar que el acero donde se presenta el agrietamiento de manera más crítica es en el acero LD-NM, en menor medida en el acero LD-REM y donde prácticamente no se observaron defectos de este tipo fue el acero LD-Ti/B. Esto se asocia al mayor contenido de N en los dos primeros aceros, donde dicho elemento forma nitruros capaces de concentrar esfuerzos y formar defectos.

Se realizó un escaneo químico lineal el cual se muestra en las **Figuras 3.49c-d** para detectar las variaciones de elementos químicos en distintas zonas de la grieta. Se puede observar en la **Figura 3.49d**, como el P, S y N, permanecen sin cambios a través de la línea de estudio, sin embargo, elementos como el O y C se presentan fuertemente dentro de la grieta. Se ha encontrado también una concentración de Al en los bordes de la grieta, lo cual confirma la presencia de AlN como uno de los principales causantes del agrietamiento en estos aceros. Por otro lado, el Mn, por su elevado contenido en la matriz cae abruptamente en la zona, lo cual indica que el elemento no participa en el fenómeno formando alguna partícula que afecte directamente, sino que, posiblemente al estar ausente, puede promover la formación de FeS, tal como se mencionó anteriormente. La **Figura**

3.50 muestra las diferentes microestructuras del acero LD-NM 25 A que producen las variaciones de la dureza promedio en la muestra.

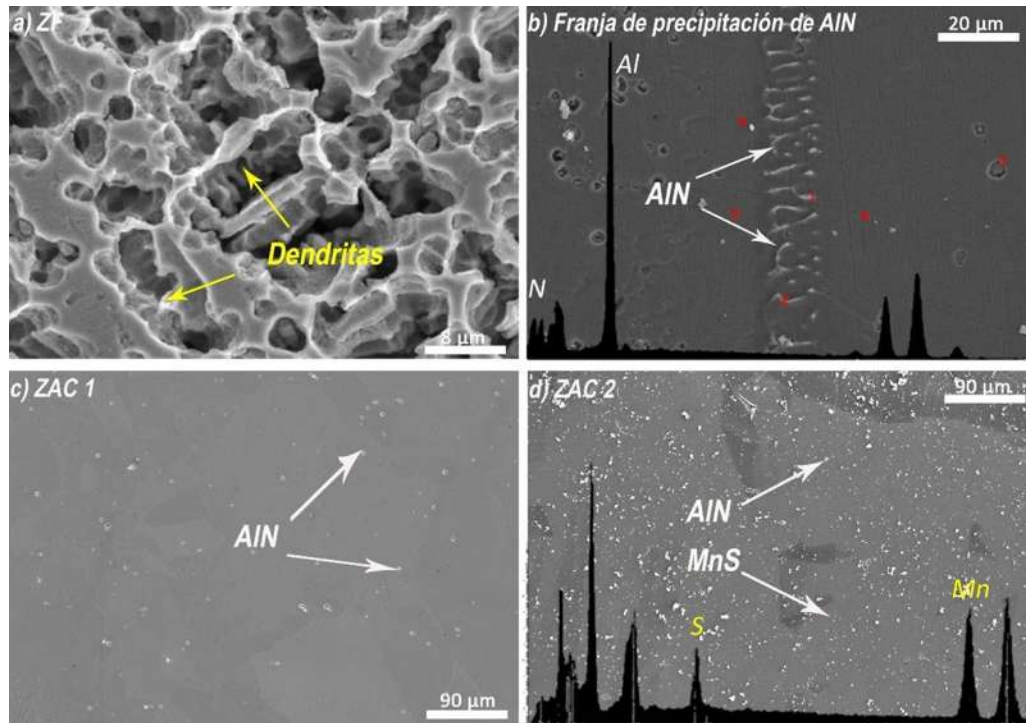


Figura 3.50 Microestructuras asociadas a la variación de dureza, a) estructura dendrítica en ZF, b) franja de precipitación de AlN, c) AlN en ZAC 1 y d) AlN y MnS en ZAC 2.

En la **Figura 3.50a** se muestra una microestructura llena de dendritas de la ZF con algunos carburos incrustados, como resultado de la preparación de la muestra. La **Figura 3.50b** muestra la zona de precipitación, formando un cinturón de partículas ricas en Al, como AlN y algunas otras impurezas como MnS. La **Figura 3.50c** muestra la ZAC 1 donde la precipitación de fases ricas en Al se percibe de manera dispersa. La **Figura 3.50d** muestra la ZAC 2 donde se observa el gran número de segundas fases, nitruros y carburos. Cada una de estas zonas son las responsables de producir variaciones importantes en dureza como se describirá en la sección 3.6.4.

3.4.3.4 Precipitación de fase κ

La **Figura 3.51** muestra la precipitación del carburo κ de los tres aceros estudiados en condición de 25 A. Este tipo de precipitación se encontró en la región donde se presentó el mayor endurecimiento, es decir, en la ZAC 1 y ZAC 2.

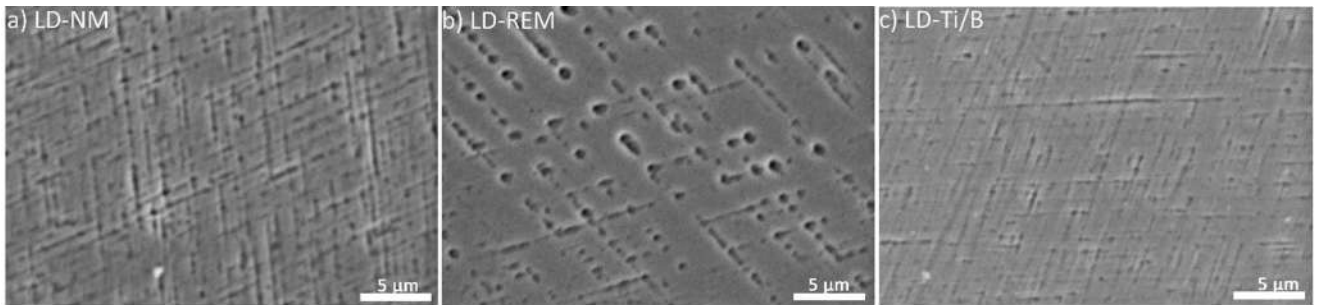


Figura 3.51 Carburos κ localizados en la ZAC del botón de soldadura (corte transversal), a) acero LD-NM, b) acero LD-REM y c) acero LD-Ti/B.

De acuerdo con Sato y col. [167] las estructuras moduladas en las aleaciones de Fe-Mn-Al-C se consideran formadas por la fluctuación de la composición química en la matriz austenítica a lo largo de las direcciones cristalográficas ortogonales [100] actuando como una etapa temprana intermedia de la fase de descomposición austenita (γ) $\rightarrow$ austenita (γ) + carburo kappa en un rango de temperatura particular y creando una disposición periódica en la matriz austenítica. La **Figura 3.51b-c** muestran al acero LD-REM con una menor presencia de fase kappa en comparación con el acero LD-Ti/B. Esto es contrario a lo que se observa en los diagramas de fases en equilibrio mostrados en la **Figura 3.1**, donde de acuerdo a JMatPro en condiciones de equilibrio y a temperatura ambiente, el porcentaje en peso de fase kappa es mayor al acero LD-NM (acero con el que comparte composición química, sin microaleantes) que en LD-Ti/B.

Si el proceso de enfriamiento fuera lo más lento posible, se podrían observar una combinación de ferrita y austenita a temperatura ambiente. Sin embargo, en condiciones de enfriamiento rápido, la transformación no tiene tiempo suficiente para ocurrir. En otras palabras, bajo condición metaestable, la austenita aparece como fase única. Inclusiones como AlN, MnS son partículas utilizadas por elementos como Ce y La para nuclear heterogéneamente.

La **Figura 3.52** muestra de manera particular la zona de formación de fase κ en el acero LD-Ti/B. En las **Figuras 3.52a-b**, se observan las líneas que forman una red, de pequeños huecos orientados y periódicos, donde posiblemente las partículas de fase κ cuboidales se han desprendido por la preparación metalográfica, así como por el ataque utilizado al no tener una fuerte cohesión con la matriz.

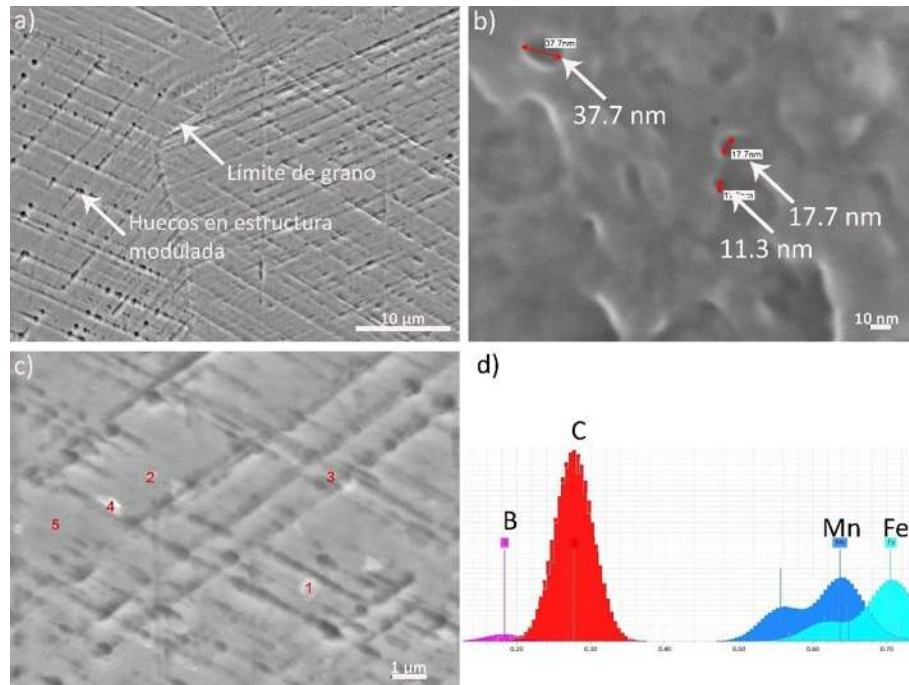


Figura 3.52 Microestructura producida por carburos κ , a) carburos κ en estructura modulada en ZAC 1, b) huecos producidos por la presencia de carburos κ , c) análisis de partículas en ZAC 2 y d) deconvolución de B.

También se puede apreciar en la **Figura 3.52b** como se presentan el mismo tipo de huecos en límites de grano, lo cual puede ser perjudicial y disminuir de manera importante la resistencia a la tensión y ductilidad del acero debido a la nucleación de carburos kappa intergranulares y AlN. La **Figura 3.52c** es una imagen a altas magnificaciones de la misma zona y se observa como a su vez dichos huecos están formados por huecos aún más pequeños, de rangos nanométricos, los cuales pueden ser espacios donde nuclearon carburos κ intergranulares. Por otro lado, en la **Figura 3.52c** se realizó una deconvolución del espectro obtenido por EDS para investigar la presencia de B en el acero la cual se presenta en la **Figura 3.52d**. La deconvolución es una herramienta que permite distinguir las energías características de cada elemento presente en los microanálisis. Dicho elemento al estar adicionado en PPM, se encuentra en solución sólida y formando algunas partículas precipitadas. Esto también ayuda al endurecimiento encontrado en algunas zonas de la muestra.

3.4.4 Caracterización estructural por difracción de rayos-X

En la **Figura 3.53** se muestra los difractogramas obtenidos de cada acero en ambas condiciones de botones de soldadura.

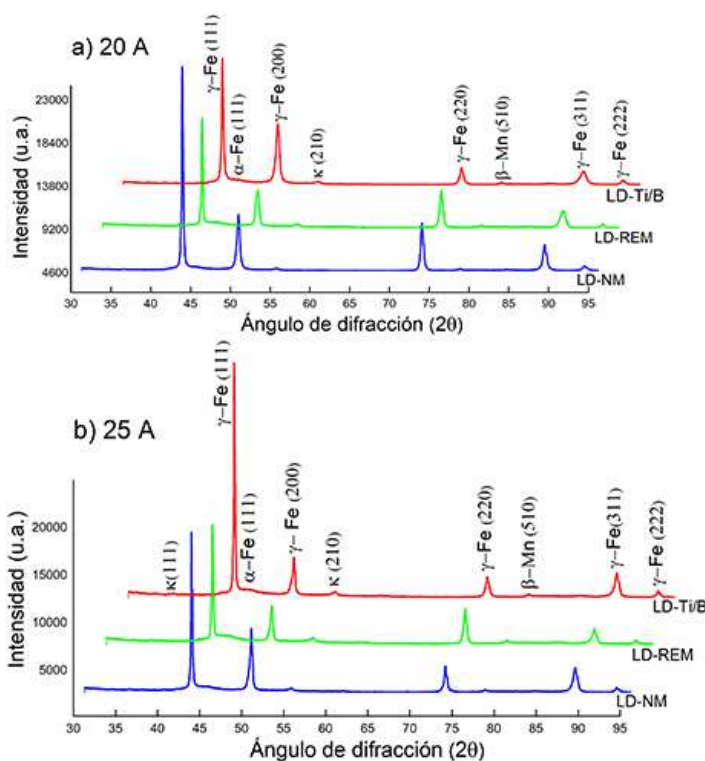


Figura 3.53 Difractogramas de los botones de soldadura en condición de a) 20 A de corriente y b) 25 A de corriente.

Los picos generados de mayor intensidad en los 3 aceros corresponden a la fase austenítica, además de estos, se indexaron otros correspondientes a la fase ferrita- δ , así como fase κ y fase Mn- β .

De las fases encontradas, cada una afecta de distintas maneras el comportamiento mecánico del acero. La fase austenítica actúa como fase matriz del material, estabilizada por elementos gammágenos como el Mn o C. Después, los carburos kappa precipitan dentro de la matriz austenítica en la etapa temprana del envejecimiento y la formación de Mn- β se produce por un sobre-envejecimiento [60] dada por la permanencia del acero a altas temperaturas. Se sabe que la fase Mn- β deteriora significativamente las propiedades mecánicas de las aleaciones alto Mn, causando fracturas frágiles y la disminución de la energía de impacto [7]. La presencia de ferrita- δ en el difractogramas indica un modo de solidificación F-A (modo ferrítico-austenítico) es decir, se

parte de la zona alta del diagrama de fases donde se encuentra ferrita- δ para transformar en austenita fina, esto por medio de una reacción de difusión limitada. La morfología obtenida de la ferrita nucleada bajo dichas condiciones es vermicular o en listones. De acuerdo a estudios realizados por Lee y col. [100] dicho modo puede ser modificado de acuerdo al contenido de Al en la aleación, dando como resultado un modo totalmente austenítico (modo A) a bajos o nulos contenidos de Al. El alto contenido de Al también promueve la aparición de ferrita, y considerando su segregación a zonas alejadas de la ZF, se facilita su aparición en zonas dendríticas.

3.4.5 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers

En la **Figura 3.54** se muestran los perfiles de microdureza Vickers de los botones de soldadura en las distintas zonas producidas por el proceso de soldadura.

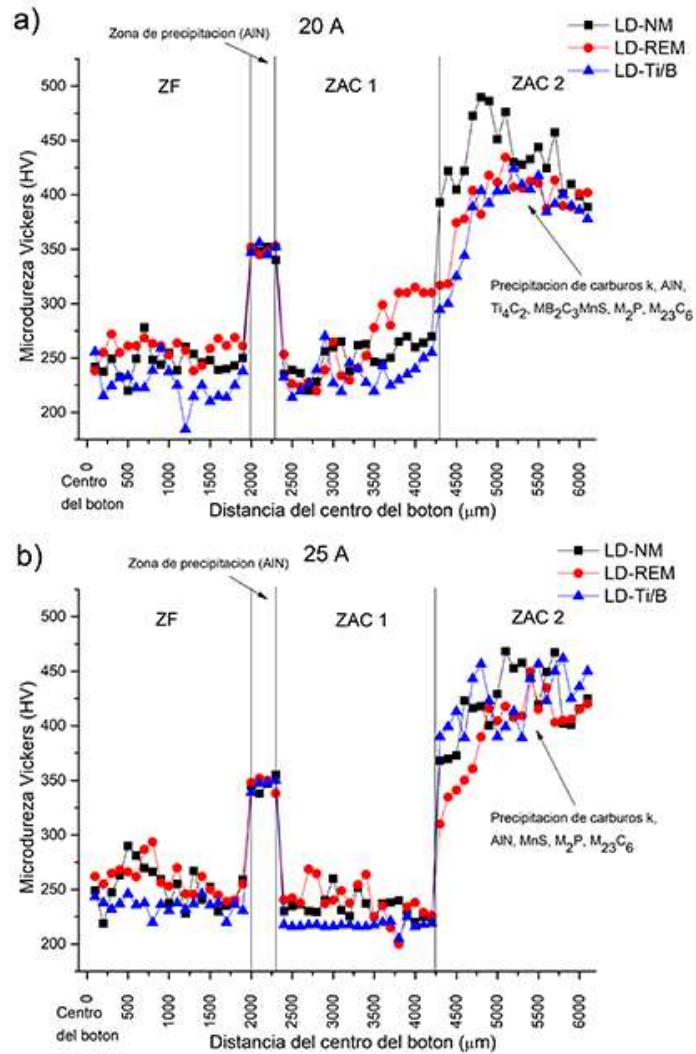


Figura 3.54 Perfiles de microdureza realizados a partir de la ZF del botón de soldadura en condición de a) 20 A de corriente y b) 25 A de corriente.

Se observa un comportamiento muy similar entre ambas condiciones de soldadura y aceros, obteniendo una dureza de aproximadamente 240 HV en la ZF. Posteriormente, la ZAC 1 se observa una ligera caída en dureza a pesar del afino de grano observado en dicha zona, esto debido al refinamiento de grano producido por la transformación de fase de ferrita- δ a austenita, la cual se da con alta velocidad de enfriamiento, y el proceso no proporciona las condiciones para un crecimiento y, por último, en la ZAC 2, se observa el mayor cambio en propiedades mecánicas y el más interesante. Esta última zona no se puede catalogar como material base ya que también fue fuertemente afectada por el ciclo térmico, resultando con una dureza muy elevada respecto a la ZF y ZAC 1. Esto es atribuido a las temperaturas elevadas alcanzadas en el pequeño volumen de

material que se utilizó para los botones de soldadura. La elevación de la dureza está dada por la precipitación de carburos kappa, así como por la presencia de AlN en cantidades importantes en zonas alejadas del punto donde se estableció el arco eléctrico, dándose las condiciones ideales para que sucediera un proceso similar al de un tratamiento térmico de envejecido. Cabe destacar que en la ZAC 1 a pesar de que se tenía un grano fino heredado de la transformación de austenita a ferrita δ y un posterior enfriamiento rápido, presentó menor dureza respecto a la ZAC 2. La **Figura 3.55** muestra el diagrama TTT del acero Fe-28Mn-8.5Al-1C-1.25Si siendo una composición química muy similar a la del presente estudio.

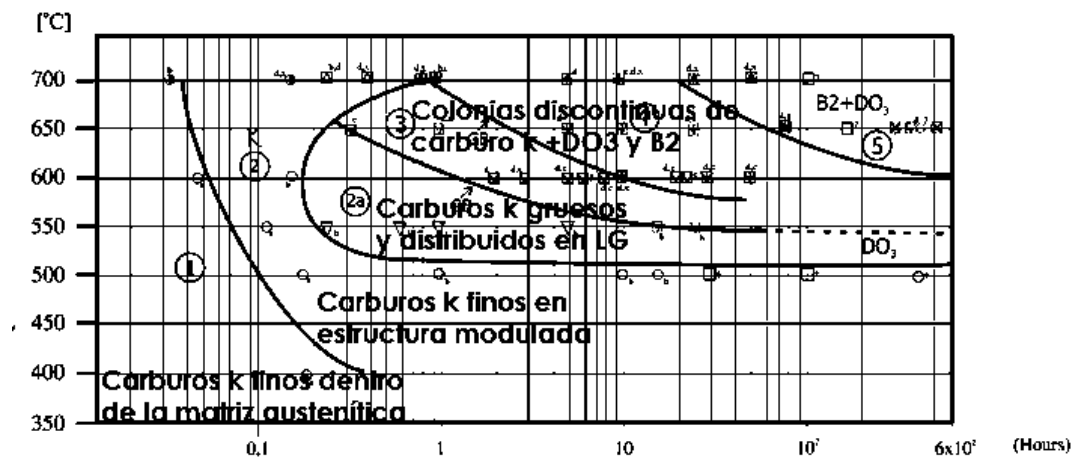


Figura 3.55 Diagrama TTT del acero Fe-28Mn-8.5Al-1C-1.25Si [168].

En el se muestra el rango de temperatura en el que precipitan los carburos κ en conjunto con otras fases. Aunque un proceso de soldadura es distinto a un envejecimiento isotérmico, las temperaturas focalizadas que se alcanzan en cualquier soldadura son elevadas y considerando el enfriamiento al aire tranquilo experimentado, se atraviesa el rango de formación de carburos κ , teniendo un máximo de precipitación entre 500 y 600 C. Existen diferentes zonas de precipitación, acuerdo al autor, sin embargo, lo importante es señalar que aunque no se presente un tratamiento de envejecido, la elevación de temperaturas es suficiente para promover la precipitación de carburos κ en toda la muestra, sin embargo, en la ZAC 1 siendo una zona donde las velocidades de enfriamiento se dan más rápidas no se alcanza a precipitar la misma cantidad de carburos que en ZAC 2, donde además existe la presencia de AlN con lo cual dicha zona alcanza un elevado endurecimiento.

De acuerdo a Lee y col. [100] en aceros alto Mn el aumento del porcentaje de Al promueve un descenso de la conductividad térmica, lo que disminuye la velocidad de enfriamiento del acero durante la soldadura favoreciendo su permanencia en un rango de temperatura que favorece la precipitación de carburos κ . Bentley y col. [50] demostraron mediante MET, que la precipitación de carburo es resultado de una descomposición de la fase madre austenítica que comienza a través de la fluctuación de composición de soluto y se extiende por todos los granos. Encontró que el mecanismo es una descomposición espinodal y ordenamiento rápido durante el enfriamiento. El rol que juegan los carburos κ en la interacción con dislocaciones y maclas en aceros con alto contenido de Al está aún bajo estudio [9].

3.5 Caracterización de uniones soldadas

3.5.1 Generación de ciclos térmicos

La **Figura 3.56** muestra los distintos ciclos térmicos generados en las placas durante el proceso de soldadura GTAW. Es importante mencionar que el proceso de soldadura se realizó de manera manual, sin ningún aditamento automático, por lo que se tuvo cuidado de mantener una velocidad de avance sin variaciones importantes. Así mismo se mantuvo una longitud de arco eléctrico constante.

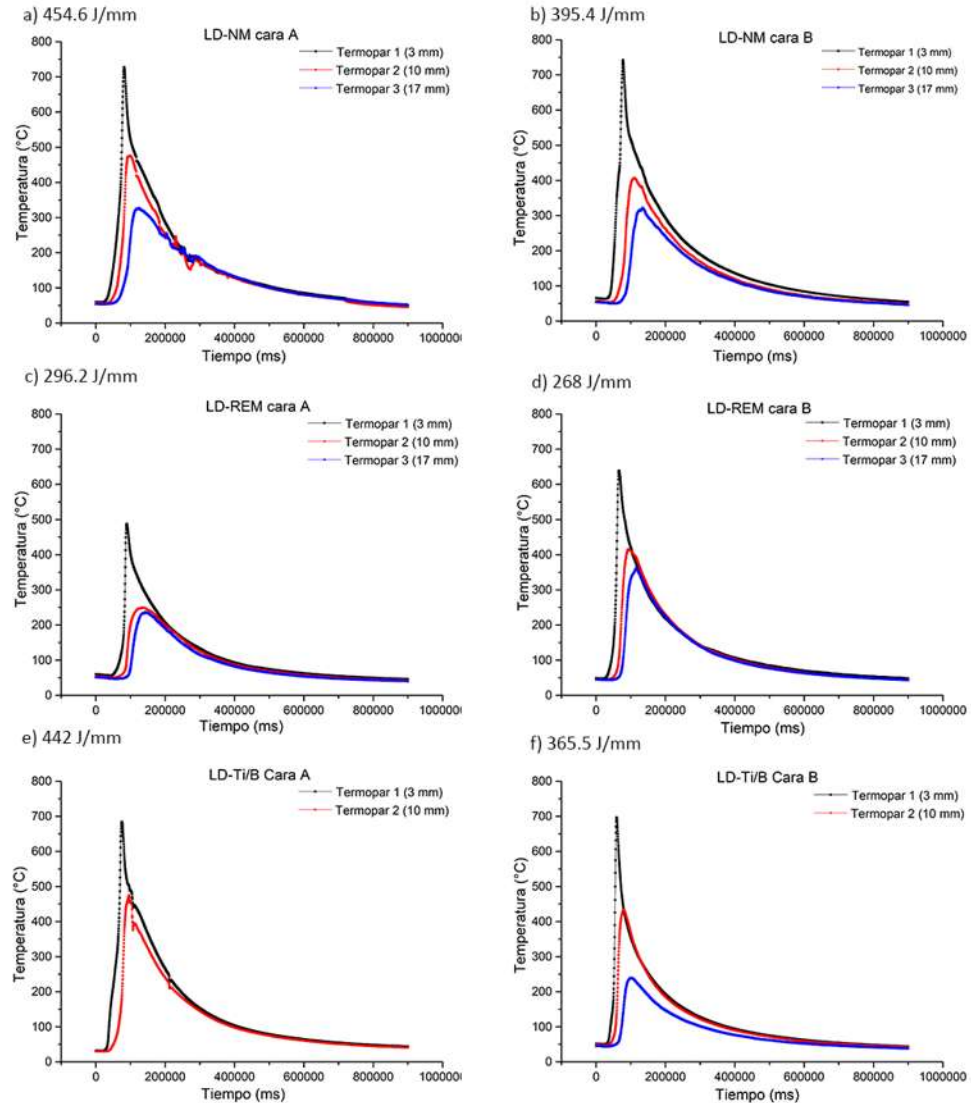


Figura 3.56 Ciclos térmicos producidos durante el proceso de soldadura en ambas caras, a-b) acero LD-NM, c-d) acero LD-REM y e-f) acero LD-Ti/B.

Se colocaron 3 termopares por cada par de placas a soldar en cada una de las caras estudiadas, con lo que se pudo monitorear el ciclo térmico desarrollado con la aplicación de cada pasada de soldadura. También se muestra la distancia entre el termopar y la línea central del cordón de soldadura. Se sabe que la preparación de una junta a soldar con bisel se utilizan preferencialmente en procesos de soldadura con aporte para favorecer la penetración y mejorar la resistencia de la unión [169]. Por lo que las uniones donde se hace uso de doble pasada permiten reducir la intensidad de corriente de cada cordón y por ende la afectación térmica. Aunque los procesos de soldadura suelen darse a velocidades muy elevadas, por lo que los procesos difusivos en estado de

equilibrio se complican. Sun y col. [170] informó que el enfriamiento rápido no suprime la formación por descomposición espinodal de la fase kappa en la zona del metal fundido. Las **Figuras 3.56a-b** muestran las temperaturas pico alcanzadas en el acero LD-NM en la cara A y B en cada uno de los 3 termopares colocados en distintas zonas de la placa. En el termopar 1 se alcanzan 750 °C de temperatura pico en ambas caras, debido a que es el más cercano a la ZF, para el termopar 2 cara A se nota una diferencia de 60 °C con respecto a cara B y para el termopar 3 se observa una temperatura pico muy similar de 300 °C en la zona más alejada del cordón para ambas caras. Para el acero LD-REM el comportamiento es similar al anterior, para el termopar 1 hay una clara diferencia en la cara B donde alcanzó 650 °C contra 500 °C de la cara A, esto se puede deber a que la velocidad de avance en cara B fue menor a la cara A, lo que provoca que el arco eléctrico se mantenga por mayor tiempo aportando más calor al sistema. Dicho comportamiento se mantiene igual para los termopares 2 y 3 con una diferencia de 150 °C. Para el acero LD-Ti/B se alcanzó una temperatura máxima de 700 °C en el termopar 1 para ambas caras, logrando un aporte térmico al sistema de 442 y 365.5 J/mm, respectivamente. Para el termopar 2 existe una diferencia de 50 °C entre cara A y cara B, por lo cual se espera una microestructura similar en ZAC para ambas caras. El termopar 3 presentó una falla de lectura por lo que no es posible hacer una comparación directa, pero en base al comportamiento de los 2 termopares anteriores se puede concluir que las temperaturas alcanzadas fueron similares a la cara B alrededor de 250 °C.

3.5.2 Distribución de temperaturas en uniones soldadas

Investigadores como Yoo y col. [171] utilizaron el proceso GTAW con un aporte térmico de 225 J/mm en placas de acero (Fe-18Mn-0.6C) de 3 mm de espesor, obteniendo penetración intermedia y agrietamiento en caliente, sin embargo, a diferencia del presente estudio, la principal diferencia se encuentra en la intensidad de corriente utilizada (100 A) los cuales se aplicaron a una velocidad de avance de 4 mm/s, esto indica un calentamiento a temperaturas mayores de manera muy brusca, produciendo grietas importantes.

Por otro lado, Mujica y col. [152] usaron un proceso GTAW con un aporte térmico de 126 J/mm en placas de acero Fe-21Mn-0.24C-11Cr-0.03Ni de 3 mm de espesor con una velocidad de avance de 6.66 mm/s. Consiguieron penetración completa sin grietas. Las muestras no presentaron una ZAC bien definida (sin interfaces o cambios notables de TG) debido al tamaño de grano homogéneo en toda la muestra a excepción de la ZF. La **Tabla 3.7** muestra las condiciones de corriente, voltaje y calor aportado en cada placa de acuerdo a cada acero y cada cara estudiada.

Tabla 3.7 Calor aportado por el proceso de soldadura.

	Corriente (A)	Voltaje (V)	Avance (mm/s)	Calor aportado (J/mm)
Unión REF cara A	40	9.5	0.56	454.6
Unión REF cara B	40	9	0.61	395.4
Unión REM cara A	40	10.5	0.95	296.2
Unión REM cara B	40	9	0.9	268
Unión Ti/B cara A	50	9.5	0.72	442
Unión Ti/B cara B	40	9	0.66	365.5

3.5.3 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM)

La **Figura 3.57** muestra las imágenes tomadas mediante MO de los cortes transversales realizados en los cordones. Es importante mencionar que las muestras analizadas no presentaron agrietamiento en los cordones producidos (ZF) ni en las zonas aledañas (ZAC 1 y ZAC 2).

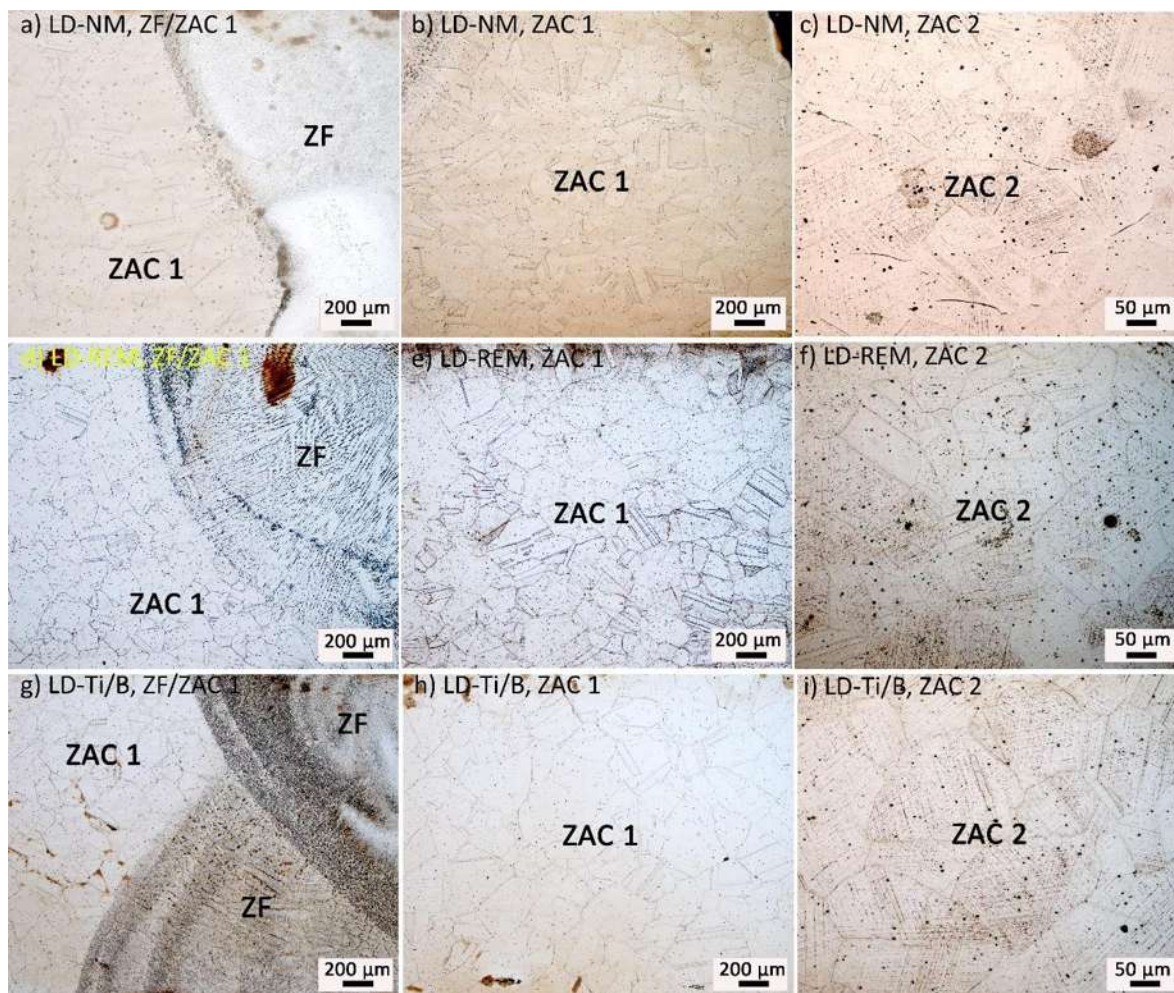


Figura 3.57 Imágenes de LOM de las uniones soldadas. a-c) Acero LD-REF, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B.

A diferencia de los resultados encontrados en la caracterización de los botones de soldadura donde la presencia de agrietamiento en ZF es muy clara, las juntas soldadas muestran uniformidad de la microestructura presente en los tres aceros LD, además de que no se observaron zonas con cambios importantes en tamaño de grano. Es importante mencionar que en todas las uniones se logró penetración completa con la condición de intensidad de corriente elegida (40 A). Tampoco se detectaron porosidades. A medida que ocurre el proceso de solidificación, está claro que existe un rechazo de soluto hacia áreas más alejadas del centro del botón, formando un círculo que delimita la ZF, de la ZAC 1, rica en carburos, nitruros y sulfuros la cual conforma la interfaz ZF/ZAC 1. Para la ZF es bien sabido que la solidificación de las aleaciones metálicas implica la formación de cristales con un crecimiento preferencial, hacia el punto de mayor extracción de calor, lo que

implica una inestabilidad del frente de solidificación resultado del sobreenfriamiento constitucional en el metal de soldadura, dando como resultado la formación de estructura dendrítica [83, 172]. A medida que aumenta el sobreenfriamiento constitucional, se favorece más el modo de solidificación dendrítico [86]. Para el acero LD-NM (**Figuras 3.57a-c**), se observa en la ZF, una microestructura dendrítica equiaxial, que no muestra una clara orientación en dirección de la extracción de calor, además, se observa bien definida la intersección de ambos cordones. También se observa la presencia de distintas fases que se presentan como puntos oscuros (zonas sobre atacadas). Por otro lado, la ZAC es una zona que no está bien definida ya que no se observan cambios abruptos en tamaño de grano importantes ni tampoco está definida por alguna interfaz. Las zonas más alejadas del cordón de soldadura son importantes por la fuerte variación de dureza. En la **Figura 3.57c** se percibe la presencia de una estructura modulada (líneas que se interceptan a distintos ángulos) formando una red.

Para el acero LD-REM (**Figura 3.57d-f**), se muestra una ZF más definida, con una clara estructura dendrítica columnar orientada hacia el punto de mayor extracción de calor, con una interfaz ZF/ZAC 1 menos definida. La ZAC 1 tampoco presenta un cambio importante en tamaño de grano por lo que no se define la interfaz ZAC 1/ZAC 2. Para las partes alejadas del cordón de igual manera se presenta la "red" de partículas precipitadas formando líneas que se cruzan entre ellas, dándole a esta zona una mayor resistencia mecánica al acero, como será discutido más adelante. Para el acero LD-Ti/B (**Figura 3.57h-j**), se observa una ZF amplia, es decir, la afectación térmica fue la mayor de los 3 aceros. La ZF presenta una combinación de estructura dendrítica columnar y dendritas equiaxiales con una interfaz ZF/ZAC 1 de mayor grosor y más definida. De nueva cuenta la ZAC 1 no presenta cambios importantes en tamaño de grano. Las zonas alejadas de igual manera presentan una estructura modulada representada por líneas que se cruzan entre ellas y que otorgan una mayor dureza. También es importante mencionar la abundante presencia de maclas de recocido, algunas de las cuales ya estaban presentes desde la condición de solubilizado, pero aumentaron posterior al proceso de soldadura. Las altas temperaturas alcanzadas, fueron los detonantes para su formación. Las maclas de recocido son comunes en metales con la estructura cristalina FCC.

De acuerdo a Borland [157], el agrietamiento en caliente es causado debido a la incapacidad del metal de soldadura solidificado de soportar esfuerzos en un rango de temperatura crítico durante el enfriamiento, por lo que, en el caso de las placas soldadas el factor diferenciador radica en un

mayor control de la temperatura y las diferentes condiciones de enfriamiento. Por otro lado, es sabido que, en espesores de placa reducidos se produce disipación bidimensional del calor, es decir, la extracción de calor se da por ambos lados de la placa. Esto implica que la mayor parte del calor introducido en la FZ no se pierde por radiación o convección, sino por conducción de calor hacia el material base, la cual es elevada en aceros LD. Esto influye directamente en la homogeneidad de la microestructura permitiendo menores esfuerzos internos que provocan el inicio de grietas.

Los tres aceros estudiados son austeníticos, con baja resistencia al agrietamiento en comparación con los aceros ferríticos, sin embargo, factores como el calor aportado y las condiciones de enfriamiento tienen un peso importante frente al agrietamiento.

Adicional a lo antes mencionado se observa una importante cantidad de maclas de recocido en ZAC 1 y ZAC 2. Dichas maclas tienen la característica de formarse debido principalmente a tratamientos térmicos de recocido, bajo condiciones de difusión (temperatura y tiempo). Por lo que su formación se debe al acondicionamiento microestructural aplicado inicialmente y el aumento de temperatura durante la soldadura.

3.5.3.1 Medición de tamaño de grano promedio en ZAC 1 y ZAC 2

La **Figura 3.58** muestra el tamaño de grano promedio obtenido de la ZAC 1 y ZAC 2 para cada uno de los aceros LD estudiados.

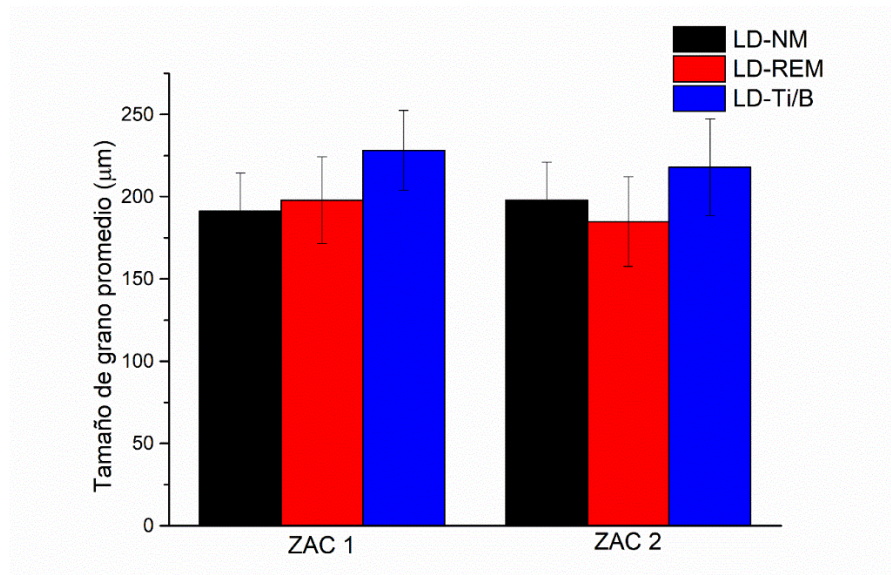


Figura 3.58 Tamaño de grano promedio de placas soldadas en ZAC 1 y ZAC 2.

El tamaño de grano en la ZAC 1 (zona inmediata a la ZF) es similar para el acero LD-NM y LD-Ti/B, sin embargo, se observa una diferencia con respecto al acero LD-REM, donde se incrementa 20 μm , esto puede deberse a ligeras variaciones de temperatura durante la soldadura, adicional a esto, dicha diferencia al ser muy pequeña también cae dentro del error de medición. Por otro lado, la ZAC 2 sufre un ligero aumento de tamaño con respecto a la ZAC 1. En los procesos de soldadura es normal encontrar tanto refinamiento, como crecimiento de grano, debido a los altos gradientes de temperaturas. Sin embargo, a diferencia del estudio realizado en botones de soldadura, en este caso, no se encontraron zonas de refinamiento inmediatamente después de la ZF, lo cual se explica porque que la temperatura máxima alcanzada y el tiempo de permanencia no fueron lo suficientes para provocar un cambio de fase y una posterior recrystalización. Por lo que se observa que tanto la ZAC 1 como la ZAC 2 tienen variaciones de tamaño de grano mínimas. La cantidad de calor aportado al sistema está relacionada con el aumento en tamaño de grano, por lo que se desea mantener un aporte térmico bajo para evitar un crecimiento de grano excesivo que afecte sus propiedades mecánicas.

Joeng [109] observó una variación de propiedades mecánicas al realizar estudios en la ZAC en aceros LD con diferentes cantidades de Al, observando una refinación del grano a mayores contenidos de Al. A altas temperaturas el grano tiende a aumentar en un acero convencional, pero en aceros con Al adicionado, se consigue un tamaño de grano más fino que en las condiciones donde su contenido es menor o nulo.

3.5.4 Caracterización metalográfica SEM-EDS

3.5.4.1 Precipitación de fase kappa

La **Figura 3.59** muestra micrografías mediante MEB de las uniones soldadas en las tres zonas definidas de la muestra ZF, interfaz ZF/ZAC 1 y ZAC 2.

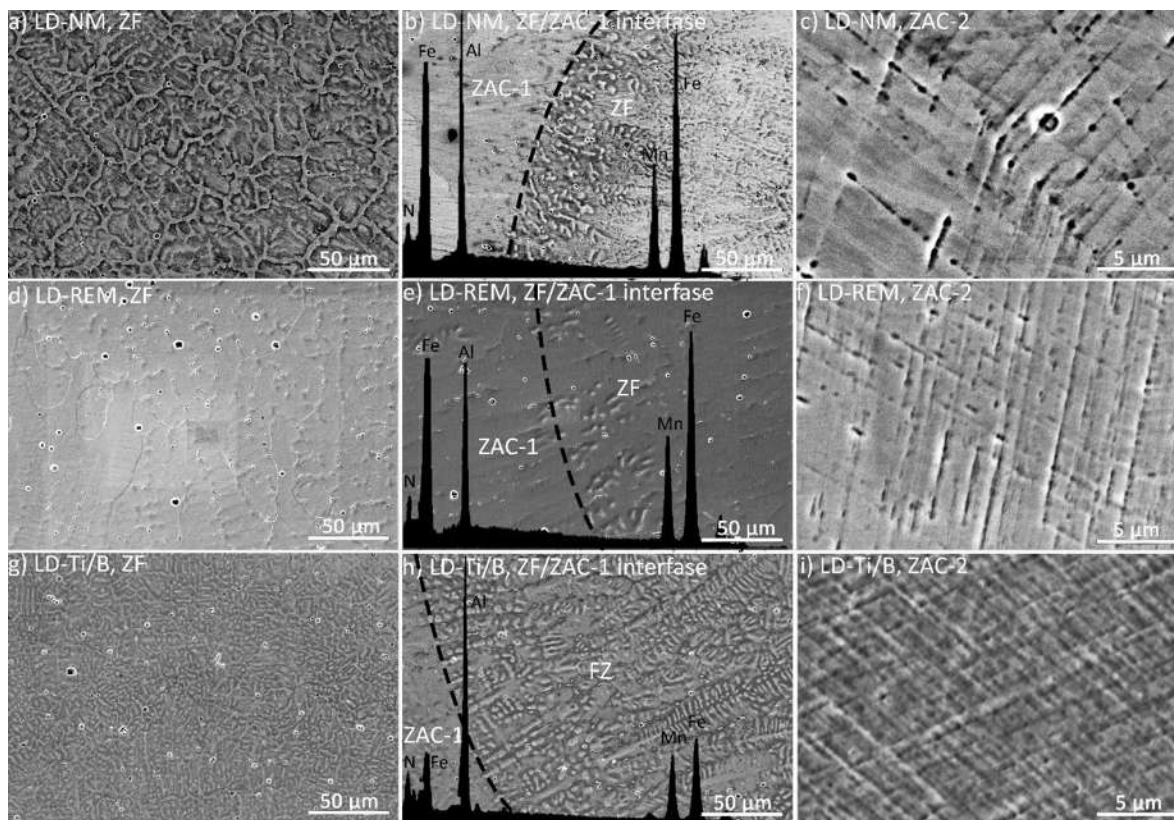


Figura 3.59 Micrografías de la ZF, ZAC 1 y ZAC 2 mediante de MEB a-c) Acero LD-NM, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B.

En la **Figura 3.59d** se muestra la estructura dendrítica de la ZF del acero LD-REM, normal en un proceso donde se alcanzó la fase líquida y un posterior enfriamiento rápido. Se observa la presencia de partículas ricas en N (AlN) que crecen desmedidamente debido a los ciclos térmicos provocados, o bien inclusiones no metálicas generadas durante la fusión. Por otro lado, la **Figura 3.59e** indica la composición de la interfaz ZF/ZAC 1. De acuerdo a los EDS realizados resalta el alto contenido de Al y Fe, y de acuerdo a sus similitudes en cuanto a contenido de ambos elementos se puede tratar de algún intermetálico Fe Al que tienen como característica tener elevados valores de dureza. La **Figura 3.59f** muestra a mayores aumentos la estructura causante del endurecimiento en la ZAC 2. Se trata de una estructura modulada, una red formada por una serie de partículas las cuales son características de aceros LD. La fase kappa forma una red de carburos que impiden el libre movimiento de dislocaciones lo cual aumenta la resistencia del acero. La **Figura 3.59g** muestra de nueva cuenta la ZF del acero LD-Ti/B, caracterizada por la estructura dendrítica que se definió de mejor manera respecto al acero LD-REM, zona donde se presentan las temperaturas picos y sus

consecuentes cambios. Se observa también la presencia de algunas partículas que de acuerdo al EDS indican un alto contenido de Mn y Al. Por otro lado, la **Figura 3.59h** muestra la interfaz ZF/ZAC 1 donde se encontraron altos contenidos de Fe y Al, y una mayor dureza con respecto a la ZF. Por último, la **Figura 3.59i** muestra la estructura modulada, responsable de la elevación de dureza en la ZAC 2, formada por una serie de carburos alineados que precipitan bajo ciertas condiciones de temperatura y tiempo. Debido a las temperaturas y a los tiempos de permanencia, en las zonas alejadas de la ZF es donde se dieron las mejores condiciones para su formación.

Es conocido que las condiciones térmicas generadas por el proceso GTAW en las diferentes soldaduras, son fundamentales para describir los cambios a nivel metalúrgico en las diferentes zonas de las uniones. A mayor aporte térmico, mayores serán las temperaturas alcanzadas y los tiempos de permanencia, principalmente en el rango de temperaturas altas. Además, los aceros LD tienen alta conductividad térmica y, por lo tanto, el calor es extraído más rápidamente del sistema, por lo que el acero no tiene el tiempo necesario para originar un crecimiento de grano importante. De acuerdo a estudios de MEB, no se presentaron transformaciones de fase en ZAC 1 o ZAC 2, por lo cual, permanece la fase austenítica como fase principal. Estudios realizados [173] en juntas soldadas de diferentes composiciones de acero, hacen referencia a la formación de grietas de licuación debido a la presencia de un constituyente eutéctico de bajo punto de fusión, localizado en los límites de grano de la ZAC. Es considerado que el agrietamiento por licuación ocurre preferencialmente en lo que se conoce como zona parcialmente fundida (ZPF) [84], sin embargo, dicho constituyente no ha sido encontrado en la ZF, ZAC 1 o ZAC 2, por lo que el agrietamiento por licuación ha sido descartado. Defectos como la micro segregación son inevitables en las uniones soldadas, y está relacionado con la solidificación del acero fundido. Ku y col. [104] estudiaron un acero austenítico Fe-28Mn-5Al-1C y no encontraron efectos de micro segregación debido a la soldadura por haz de electrones utilizado y al bajo aporte de calor asociado. Lee y col. [108] realizaron uniones de placas de 24.5 mm de ancho y 3 mm de espesor en un acero Fe-17.93Mn-3Al-0.6C, usaron 100 A de corriente 12 V y 4 mm/s de avance con lo cual aportaron al sistema 201 J/mm. Encontraron grietas de solidificación generadas a lo largo de límites de grano en etapas finales de solidificación. Se sabe que dichas grietas dependen de diferentes factores entre los cuales se encuentra la formación de una fase eutéctica de bajo punto de fusión, un amplio rango de temperatura de solidificación debido al alto contenido de C, segregación de solutos en el límite del grano y concentración de impurezas.

Es importante señalar que las condiciones de aporte de calor siguen siendo fundamentales en las condiciones finales de solidificación, por lo que, en casos donde la intensidad de corriente inducida por cordón es elevada, se ha observado la presencia de grietas de solidificación.

3.5.5 Caracterización estructural por difracción de rayos-X

La **Figura 3.60** muestra los patrones de difracción de los aceros LD-NM, LD-REM y LD-Ti/B en los cuales se muestran las fases presentes en la aleación. En los aceros estudiados la fase austenítica es predominante. Cada fase presente influye de manera distinta sobre el comportamiento mecánico del acero. La fase austenítica actúa como fase matriz del material, estabilizada por elementos gammágenos como el Mn o C.

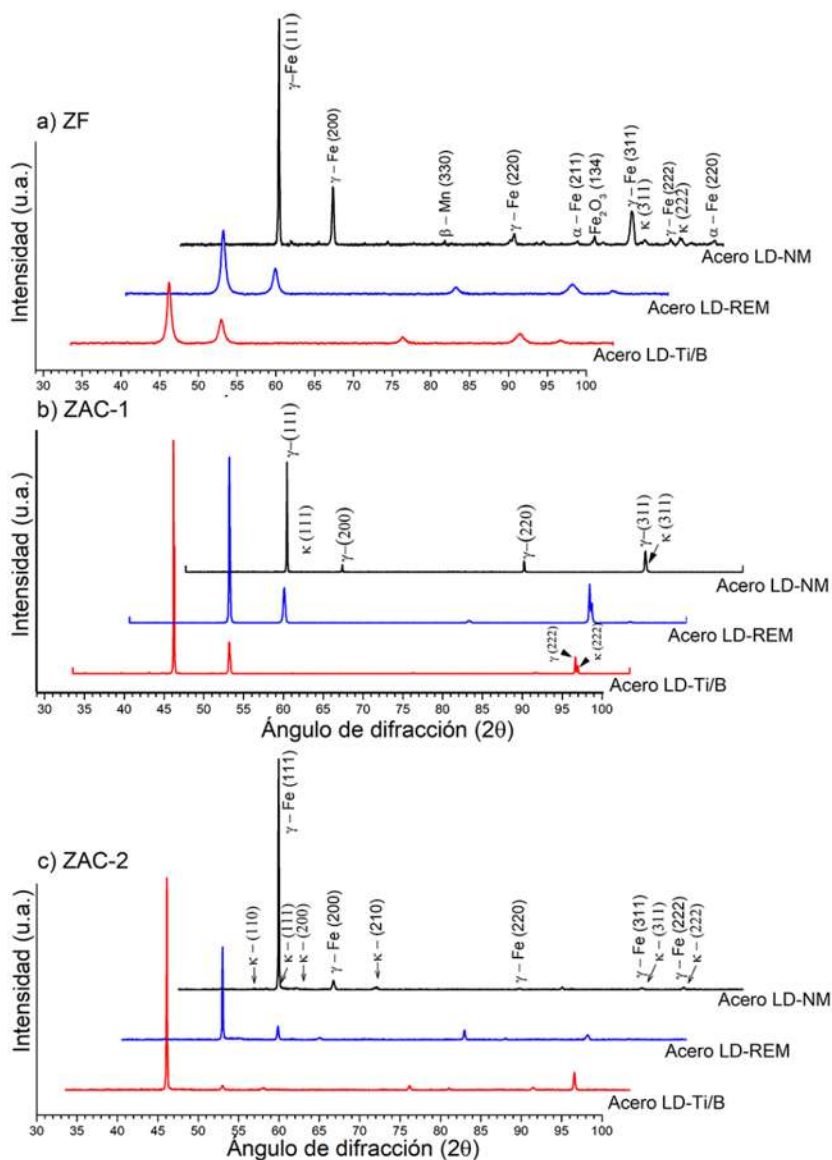


Figura 3.60 Difractogramas de las diferentes zonas de los cordones de soldadura, a) ZF, b) ZAC 1 y c) ZAC 2.

Los resultados exhiben a la fase austenítica como fase madre, donde sus picos principales se sitúan en los ángulos 2θ : 42.5° (111), 53° (200) 75° (220) y 92.5° (311). Es de esperarse que los picos de carburos κ no sean muy intensos, ya que, solo representan un pequeño porcentaje del total de fases presentes. Adicional a esto, la identificación de carburos κ se complica debido a que comparten la misma estructura cristalina FCC y parámetros de red muy similares, lo que ocasiona que los picos de carburo κ compartan el ángulo 2θ dentro del difractograma con la austenita [3]. La presencia de ferrita en los difractogramas de la ZF indica un modo de solidificación FA (modo ferrítico-

austenítico), ya que el proceso de solidificación comienza desde la parte superior del diagrama de fases (fase líquida), y posteriormente entra al campo de ferrita- δ para finalmente transformarse en austenita. Particularmente la ferrita se localiza en la ZF debido a la fusión alcanzada, zona donde las transformaciones de fase se llevaron a cabo. Por las altas velocidades de enfriamiento, se espera que parte de dicha ferrita- δ no tenga el tiempo necesario para transformarse a austenita. De acuerdo con los estudios realizados por Lee y col. [100] el modo de solidificación FA ($L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$) se puede modificar de acuerdo con el contenido de Al en la aleación, lo que resulta en un modo totalmente austenítico (modo A) en la ausencia de Al. El alto contenido de Al también promueve la aparición de ferrita. Joeng y col. [109] detectaron pequeñas cantidades de ferrita en estudios de difracción de rayos-X y MET en aceros que contenían 10 y 11% de Al en peso. La presencia de ferrita- δ en la ZF es coincidente por lo estudiado por Chou y col. [106] quienes observaron su presencia en aceros Fe-30Mn-10Al-xC, concluyendo que las aleaciones con menores cantidades de C son más propensas a tener ferrita- δ a temperatura ambiente, por lo que son más resistentes al agrietamiento.

Es importante comentar que la altura de los picos austeníticos está directamente relacionada con el porcentaje de fase encontrado en la aleación, lo cual se observa en las **Figuras 3.60a-b**, picos más intensos (fase principal) para los aceros LD-NM y LD-REM, y menos intensos en el acero LD-Ti/B esto por contener menor cantidad de elementos estabilizadores de la austenita como C y Mn. La ferrita- α aparece con picos muy pequeños, lo cual concuerda con los estudios de MEB, donde no se observó su presencia de manera clara. Dicha ferrita aumenta la resistencia al agrietamiento en estos aceros, sin embargo, las condiciones de calentamiento y enfriamiento, fueron aún más significativos para reducir de manera importante su aparición. Se detectó un pequeño rastro de la fase indeseable Mn- β en el acero LD-NM en ZF, esto debido a la precipitación de carburos κ , fase rica en C, lo cual a su vez, provoca el empobrecimiento de C en la austenita, favoreciendo la transformación de γ a Mn- β , tal como lo reporta Gutiérrez-Urrutia y col. [3], siendo el elevado contenido de C, clave para evitar la aparición de Mn- β . En la **Figura 3.60c** correspondiente a la ZAC 2 es posible observar una reducción importante en la altura de los picos austeníticos y simultáneamente, existe un mayor número de picos de carburo kappa, fase que proviene directamente de la descomposición de la austenita, por lo que estaría completamente justificado su aparición. Esto coincide completamente con lo observado en MO y MEB, donde en las partes más alejadas del cordón, se dan las mejores condiciones para su precipitación. Los rastros de ferrita

fueron difíciles de encontrar, esto por la precipitación de carburos κ , que, al requerir gran parte del contenido de C y Mn, deja zonas empobrecidas a su alrededor, lo que genera zonas ferríticas, sin embargo, se presenta en tan pequeñas cantidades que no es detectable por esta técnica. Los picos de carburo κ siguen siendo poco intensos, lo cual es entendible debido a su bajo contenido en la muestra y a la baja resolución del difractómetro.

3.5.6 Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers de uniones soldadas.

La **Figura 3.61** muestra los perfiles de dureza transversales realizados en ambas caras de los tres aceros estudiados, todos en condiciones de 40 amperes de corriente. Se compararon los dos perfiles (superior e inferior) para observar sus semejanzas y diferencias.

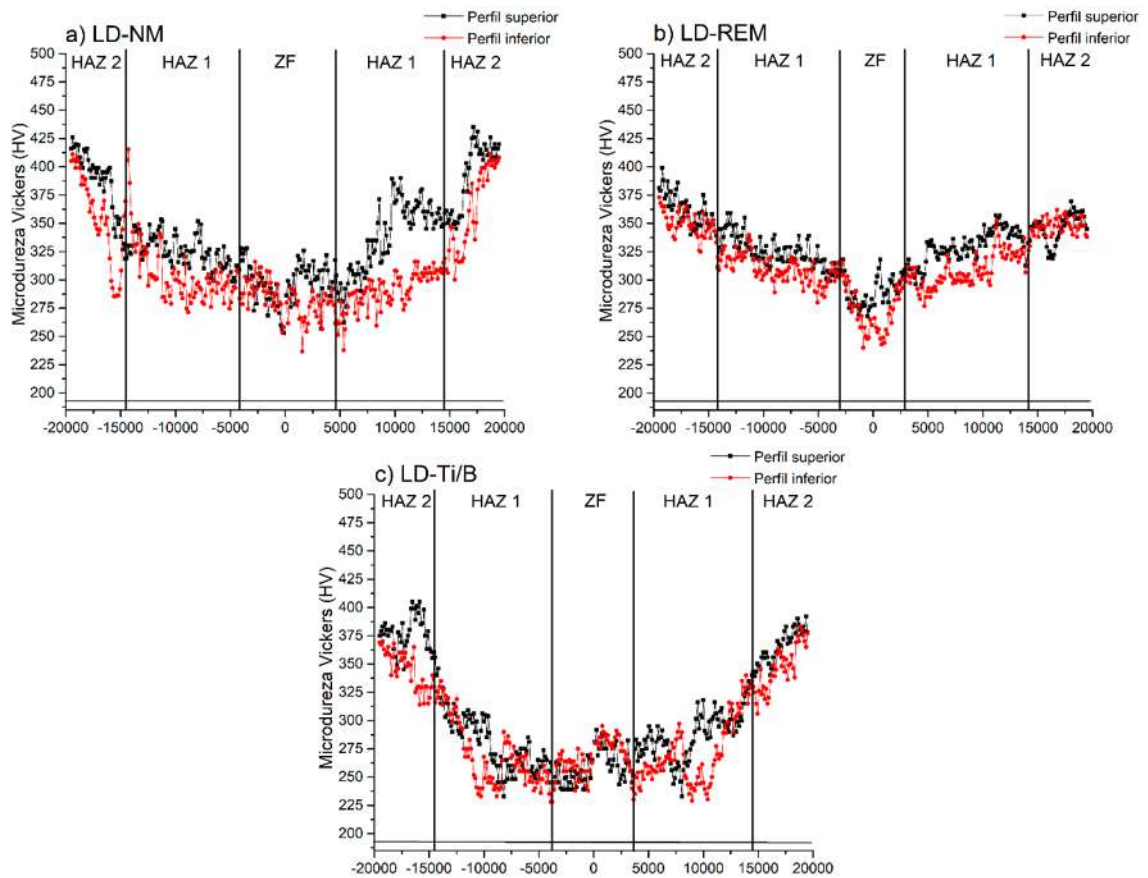


Figura 3.61 Perfiles de dureza transversales superior e inferior de los cordones de soldadura.

La **Figura 3.61a** muestra los perfiles de dureza del acero LD-NM, en ellos se observa un comportamiento similar entre ambos perfiles, siguiendo la misma tendencia, es decir, una dureza estable, pero baja, de 270 - 280 HV en la ZF, seguido de un ligero aumento a 330 en ZAC 1, y un

alto grado de endurecimiento en los extremos de la muestra (ZAC 2), lo cual fue atribuido a la presencia de fase kappa modulada encontrada en dicha zona. La dureza en ZAC 1 está afectada en parte por el tamaño de grano y en la gran cantidad de maclas de recocido que se desarrollaron en la zona. La elevación importante de la dureza viene dada por la precipitación de carburos kappa, como muestran los resultados de MEB. Autores como Saha y col. [98] han observado a la ZF como el punto menos resistente a indentaciones. Reportaron efectos de decarburización en ZF, por lo que, se tendría que analizar mediante EDS la composición química de la ZF y estudiar los contenidos elementales para definir si existe decarburización en los aceros LD estudiados. Los perfiles de dureza transversales se realizaron a la mitad de cada cordón, a partir de la superficie de la muestra y una longitud total estudiada de 39,000 μm , para observar el comportamiento de la unión de ambas placas. La fase κ se encontró de manera dispersa en toda el área de la ZAC 2. Es importante señalar que, la dureza del perfil superior es ligeramente más elevada que el perfil inferior. Esta diferencia que es común en los tres aceros, podría radicar en que, cuando se realiza el primer cordón (cara A), debido a los ciclos térmicos, existe formación de carburos κ o crecimiento de los mismos, producto del acondicionamiento microestructural, y durante el segundo cordón (cara B) existe un recalentamiento de la primera zona de precipitación. Por lo que el nuevo calentamiento, puede producir el crecimiento de carburos kappa o la formación de nuevos. La **Figura 3.61b** muestra la misma comparación entre perfiles para el acero LD-REM, en ella se observa la misma tendencia en los dos perfiles, un valor dureza en un rango intermedio dada en la ZF y ZAC 1, y un endurecimiento para la ZAC 2 debido principalmente a la precipitación de carburos. Kim y col. [164] estudiaron el agrietamiento localizado en aceros LD austeníticos con alto contenido de Al. De acuerdo a los perfiles de dureza realizados en la ZF y ZAC se encontró un endurecimiento en la ZAC superior al resto de la muestra. Esto debido a los rangos de temperatura donde precipitan los carburos kappa (400-600°C) y al pico máximo de temperatura alcanzado por las condiciones dadas de soldadura GTAW, dichas zonas alejadas del punto de fusión fueron favorecidas para la precipitación alcanzando picos de dureza de 330 HV.

Rosenthal y col. [174] concluyeron que el tiempo de permanencia en el rango de temperaturas de formación de carburos kappa es crucial para su generación. Por otro lado, Joeng y col. [109] llevaron a cabo pruebas de dureza en la ZAC de tres aceros LD (Fe-31.5Mn-8.73Al-0.8C, Fe-30Mn-10.43Al-0.93C, Fe-31.4Mn-11.93Al-0.89C) y encontraron una evolución de la dureza conforme aumenta el contenido de Al, esto directamente relacionado con la formación de carburos

kappa. Joeng y col. [110] observaron la importancia del tiempo de permanencia a altas temperaturas de la fase kappa. Encontraron que, si ya existe fase kappa formada en un acero y se somete a un calentamiento repentino como resultado de un proceso de soldadura, la ZAC podría sufrir el mayor endurecimiento ya que permanece a altas temperaturas (en el rango de formación de carburos kappa adicionales). Esto influye más que en la ZF, donde se alcanzan temperaturas máximas mucho más altas, pero donde su enfriamiento es muy rápido, lo cual dificulta la correcta formación de carburos. Los aceros LD-NM y LD-REM exhiben una mayor dureza respecto al acero LD-Ti/B en todo el perfil de dureza, debido al mayor contenido de Al (8 vs 7 % en peso). Ding y col. [111] estudiaron los aceros Fe-26Mn-xAl-1C, con una variación de 4 contenidos de Al y encontraron distintos mecanismos de endurecimiento de acuerdo a la EFA de cada uno. Por otro lado, Wu y col. [112], encontraron una diferencia marcada en tamaño y densidad volumétrica de carburos κ precipitados en la matriz con una variación de tan solo 1 o 2 % en peso de Al, por lo que, el efecto producido por esto se refleja en su resistencia mecánica.

3.5.7 Ensayos de micro tracción uniaxial

3.5.7.1. Curvas esfuerzo-deformación.

La **Figura 3.62** muestra las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdaderas para los tres aceros estudiados (LD-NM, LD-REM y LD-Ti/B), así como para las tres zonas estudiadas (ZF, ZAC 1 y ZAC 2). Se pueden observar diferentes comportamientos dependiendo de cada zona de análisis, esto por las condiciones de calor aportado en cada acero. En general, los resultados indican que la ZF en los tres aceros presentó el menor esfuerzo de cedencia, así como también el menor esfuerzo máximo, debido a la estructura dendrítica presentada, y que en ausencia de un tratamiento post-soldadura para eliminar la estructura de solidificación, es la zona con menor resistencia mecánica. Por otro lado, la comparación entre ZAC 1 y ZAC 2 de los 3 aceros evidencia una mayor resistencia máxima por la mayor precipitación de carburo κ en la ZAC 2. La principal diferencia entre el comportamiento bajo tensión de los tres aceros radica en las propiedades mecánicas que presentó cada zona. El esfuerzo de cedencia es similar para LD-NM y LD-REM y se observa una diferencia de hasta 200 MPa entre la ZAC 1 y ZAC 2 del acero LD-Ti/B. Sin embargo, se muestra claramente una mayor resistencia máxima en ZAC 2 en comparación con ZAC 1 de los tres aceros. Es sabido que, a mayor % de alargamiento, el material es capaz de soportar una mayor cantidad de deformación plástica antes de llegar al punto de rotura, y a diferencia de la ZF, zona que presenta importantes cambios metalúrgicos como segregación y precipitación, la ZAC 2 alcanza un mayor

alargamiento a mayores esfuerzos, siendo un claro ejemplo el acero LD-Ti/B donde la ZF alcanza una deformación de 0.35 mm/mm mientras la ZAC 2 alcanza 0.45 mm/mm en la curva σ - ϵ ingenieril.

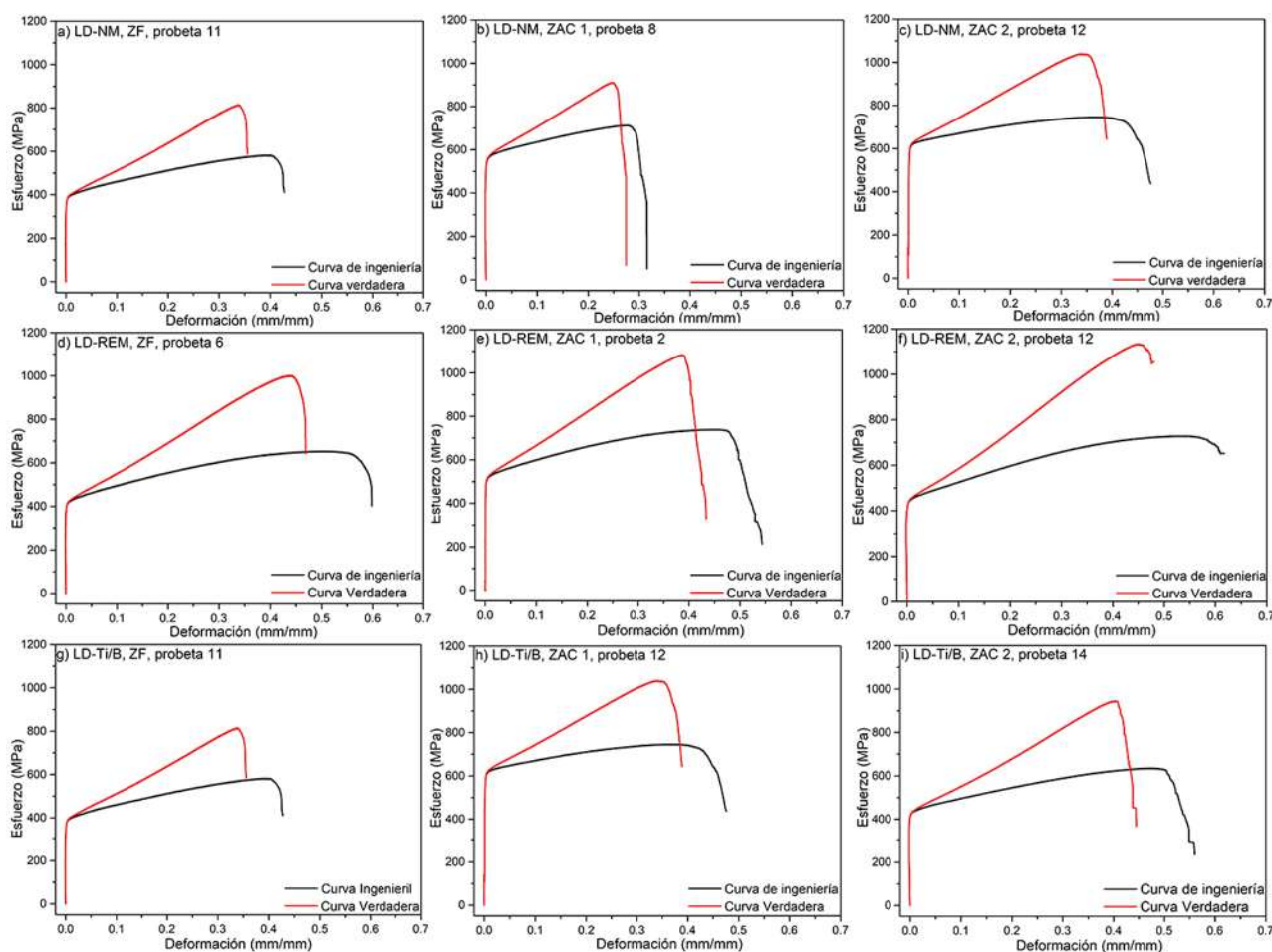


Figura 3.62 Curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) LD-NM, d-f) LD-REM, g-i) LD-Ti/B.

El aumento en la resistencia mecánica de los aceros normalmente está asociado a una disminución de la capacidad de deformación, esto debido a que un endurecimiento provoca un comportamiento más frágil, sin embargo, los aceros estudiados muestran una excelente combinación de σ - ϵ , lo cual es asociado a la presencia de carburos κ , siendo estos responsables del aumento del límite elástico y de la resistencia máxima [112]. Yoo y col. han reportado la formación de redes de Taylor, bandas de deformación y microbandas tras la deformación por tensión en un acero Fe-28Mn-10Al-1.0C

en solución sólida. Con base en sus observaciones de MET, estos autores atribuyeron el endurecimiento por deformación a la formación de bandas de deformación y microbandas [175].

3.5.7.2. Propiedades mecánicas.

La **Tabla 3.8** muestra los valores promedio de esfuerzo de cedencia, resistencia máxima y % de alargamiento, obtenidos a partir de las curvas σ - ϵ ingenieril de los aceros estudiados.

Tabla 3.8 Propiedades mecánicas de los aceros LD-NM, LD-REM, LD-Ti/B en las diferentes zonas estudiadas.

Acero	Zona	Esfuerzo de cedencia σ_y (MPa)	Resistencia máxima σ_{max} (MPa)	Alargamiento (%)
LD-NM	ZF	436.9 ± 28.4	648.6 ± 37.2	50.4 ± 6.4
	ZAC 1	559.9 ± 11.5	695.1 ± 29.3	34.9 ± 8.3
	ZAC 2	600 ± 62.9	701.3 ± 43.8	38.4 ± 11.3
LD-REM	ZF	443.1 ± 36.2	693.8 ± 39.4	57.2 ± 5.91
	ZAC 1	640.2 ± 133	783.4 ± 60.2	36.9 ± 13.5
	ZAC 2	416.6 ± 18.5	725.3 ± 5.5	58.4 ± 4.4
LD-Ti/B	ZF	359.8 ± 100.6	615.7 ± 156.4	40.8 ± 15.7
	ZAC 1	491.5 ± 46.3	730.4 ± 48.8	47 ± 19.8
	ZAC 2	515.7 ± 95	688.6 ± 41	42 ± 13.1

De acuerdo a los resultados anteriores, se observa que en general, la ZF presenta la menor resistencia máxima, siendo esta la zona donde se encontraron menores valores de dureza. Por otro lado, la ZAC 2 en general mostró un mayor valor de resistencia máxima siendo esta zona donde se encontraron los mayores valores de dureza. Para la resistencia a la cedencia y resistencia máxima, se observa que la ZAC 1 presentó un valor intermedio entre ZF y ZAC 2, esto siendo coincidente con lo encontrado en perfiles de dureza, donde la precipitación de carburos kappa se presentó en menor grado. Por último, el % de alargamiento alcanzado en cada muestra está relacionado con el comportamiento dúctil-frágil que se presenta en cada acero y cada zona estudiada, esto se vislumbra de manera más clara de acuerdo al tipo de fractura generada. Los mayores porcentajes de elongación (50.4-57.2%) se alcanzan en la ZF, donde se presentaron los valores de dureza más

bajos, por lo contrario, los valores más bajos (38.4-42%), se localizan en la ZAC 2, siendo esta la zona con mayor dureza.

3.5.7.3 Determinación del exponente de endurecimiento (n) mediante los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift.

La **Figura 3.63** muestra el ajuste matemático realizado mediante los modelos en la porción de deformación plástica uniforme de la curva de σ - ε verdadera. Los modelos utilizados fueron: Hollomon, Ludwick y Swift [176] los cuales son utilizados para describir el comportamiento del endurecimiento por deformación dado en los aceros a partir de las curvas experimentales.

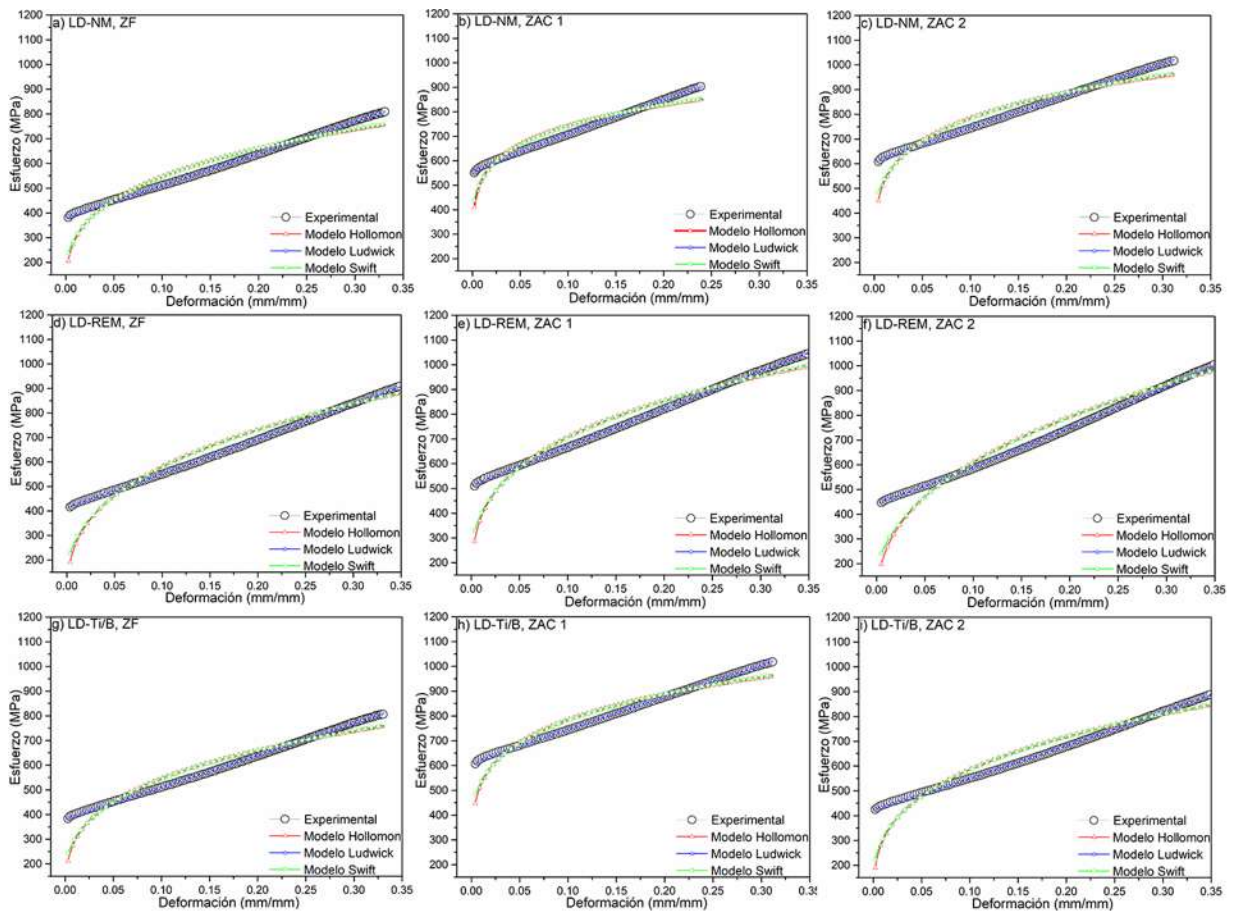


Figura 3.63 Ajuste matemático de los modelos Hollomon, Ludwick y Swift a la curva de σ - ε verdadera en ZF, ZAC 1 y ZAC 2. a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B.

La **Tabla 3.9** presenta los valores del exponente de endurecimiento (n) mediante los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift en los tres aceros y las tres zonas estudiadas.

Tabla 3.9 Exponente de endurecimiento por deformación “n” calculado mediante los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift en ZF, ZAC 1 y ZAC 2.

Modelo de Hollomon				
Acero	Zona	n_H	k_H (MPa)	R^2
LD-NM	ZF	0.283 ± 0.017	1088.75 ± 95.5	0.9 ± 0.002
	ZAC 1	0.141 ± 0.019	1024.29 ± 46.9	0.88 ± 0.001
	ZAC 2	0.147 ± 0.020	1083.17 ± 166.7	0.9 ± 0.003
LD-REM	ZF	0.334 ± 0.017	1254.20 ± 10.8	0.915 ± 0.0015
	ZAC 1	0.146 ± 0.013	1155.33 ± 177.1	0.941 ± 0.003
	ZAC 2	0.391 ± 0.032	1470.21 ± 20	0.930 ± 0.004
LD-Ti/B	ZF	0.26 ± 0.001	1192.49 ± 294	0.895 ± 0.007
	ZAC 1	0.154 ± 0.016	1087.12 ± 131.6	0.888 ± 0.002
	ZAC 2	0.183 ± 0.24	1035.87 ± 132.7	0.911 ± 0.002
Modelo de Ludwick				
Acero	Zona	n_L	k_L (MPa)	R^2
LD-NM	ZF	1.034 ± 0.16	1350.59 ± 80.2	0.999 ± 0.003
	ZAC 1	0.866 ± 0.016	1182.81 ± 144.7	0.998 ± 0.004
	ZAC 2	0.922 ± 0.052	1153.69 ± 271.1	0.999 ± 0.001
LD-REM	ZF	1.024 ± 0.42	1475.16 ± 44.7	0.999 ± 0.001
	ZAC 1	0.886 ± 0.014	1225.79 ± 255.8	0.952 ± 0.006
	ZAC 2	1.052 ± 0.011	1731.77 ± 8	0.999 ± 0.004
LD-Ti/B	ZF	0.926 ± 0.014	1386.40 ± 309.56	0.997 ± 0.003
	ZAC 1	0.9 ± 0.014	1182.60 ± 117.8	0.999 ± 0.003
	ZAC 2	0.932 ± 0.015	1185.63 ± 278.8	0.998 ± 0.003
Modelo de Swift				
Acero	Zona	n_S	k_S (MPa)	R^2
LD-NM	ZF	0.296 ± 0.03	1104.54 ± 95.5	0.913 ± 0.001
	ZAC 1	0.153 ± 0.004	1044.57 ± 45	0.903 ± 0.002
	ZAC 2	0.159 ± 0.014	1104.80 ± 166.5	0.921 ± 0.005
LD-REM	ZF	0.343 ± 0.026	1269.52 ± 10.4	0.926 ± 0.002
	ZAC 1	0.161 ± 0.12	1186.41 ± 170.8	0.956 ± 0.0023
	ZAC 2	0.404 ± 0.015	1487.15 ± 18.1	0.940 ± 0.008
LD-Ti/B	ZF	0.272 ± 0.06	1209.29 ± 303	0.907 ± 0.0024
	ZAC 1	0.167 ± 0.016	1109.45 ± 133	0.912 ± 0.001
	ZAC 2	$0.196 \pm .008$	1058.20 ± 126.9	0.931 ± 0.0012

De acuerdo con los modelos de Hollomon y Swift, se presentaron valores de R^2 muy similares, donde se concluye que existe una diferencia marcada entre la ZF ($n_H=0.283$, $n_S=0.296$) y ZAC 1 ($n_H=0.141$, $n_S=0.153$) y ZAC 2 ($n_H=0.147$, $n_S=0.159$). Esto también relacionado a la diferencia existente en los valores obtenidos de dureza para cada zona, es decir, ZAC 1 y ZAC 2 al ser zonas

que presentaron una mayor dureza permite un menor grado de endurecimiento, a diferencia de la ZF donde los valores de dureza fueron menores, indicando así su mayor capacidad de endurecimiento. Por otro lado, considerando el modelo de Ludwick, como el que mejor ajustó, sus resultados mantienen una tendencia similar, con valores, $n_L=1.034$ en la ZF y $n_L=0.922$ en ZAC 2, donde las zonas que presentaron mayor dureza, obtuvieron un coeficiente (n) menor y, por el contrario, las zonas con menor dureza presentaron una mayor capacidad de endurecimiento. El exponente de endurecimiento por deformación (n) es un parámetro importante para evaluar la capacidad de endurecimiento de las distintas zonas de la unión soldada, así mismo, brinda información sobre los mecanismos de deformación que están actuando en dicho acero [21], por lo que queda claro que si un acero o una fase tiene mayor resistencia tendrá un exponente n menor. Frommeyer y Brux reportaron valores de “ n ” para un acero TRIPLEX Fe-28Mn-12Al-1C de 0.58, lo cual se considera muy elevado ya que en promedio, de acuerdo a la literatura [5], los valores encontrados para aceros de embutición profunda de alta resistencia rondan entre 0.18 y 0.23. Ellos indican que este valor de “ n ” está relacionado con la activación de dos mecanismos de endurecimiento. Uno de ellos es el esfuerzo inducido y la pre-formación de carburos κ en una etapa temprana de descomposición de la austenita rica en Al-Mn-C y, por otro lado, la fuerte interacción de átomos de carbono disueltos intersticialmente con las dislocaciones. Adicional a esto y para efectos de comparación, también reportan valores de aceros inoxidable austeníticos 304 con valores $0.33 \leq n \leq 0.45$ [177]. Anteriormente, la ductilidad y la resistencia mecánica eran propiedades que se consideraban antagónicas, es decir, que, para obtener una mayor resistencia, se debía sacrificar ductilidad, representado en el porcentaje de elongación alcanzado por dicho acero. Los aceros de baja densidad justo se desarrollaron para tener alta resistencia a la tracción y alto alargamiento [70].

La falta de información sobre los exponentes de endurecimiento en aceros de baja densidad en literatura hace necesario analizar los resultados mostrados para aceros TWIP, pertenecientes a la familia de aceros de alto-Mn. De acuerdo a esto, Wang y col. [178] estudiaron un par de aceros TWIP con contenidos de Mn diferentes. Reportaron valores de resistencia máxima de 715 MPa y alargamiento de 55.5 % con un exponente de endurecimiento “ n_H ” de 0.36 en el acero con 22.5 % de Mn. Además, reportaron una resistencia máxima de 755 MPa y 34% de deformación y un coeficiente de endurecimiento “ n_H ” de 0.25 en el acero con 17.9 % de Mn. En general los valores de “ n_H ” de aceros al carbono presentan como valor máximo $n_H=0.234$ [176], mientras que aceros

avanzados de alta resistencia tales como DP y TRIP presentan valores máximos $n_H=0.280$ y $n_H=0.390$ [179], respectivamente. Por lo cual, se considera que los aceros LD bajo estudio en condición de solubilizado y juntas soldadas mediante el proceso GTAW bajo estudio presentan buena capacidad de endurecimiento por deformación. Es importante mencionar que, de acuerdo al modelo utilizado, se observaron diferentes ajustes, siendo los modelos de Hollomon y Swift los que presentaron una ligera desviación con respecto a los datos experimentales. Por otro lado, el modelo de Ludwick presentó un ajuste casi perfecto, siendo estos los valores de “n” más precisos. Como se ha mencionado, variaciones de “n” dependen de los mecanismos de deformación, y a la vez estos dependen de la energía de falla de apilamiento, por ejemplo, Frommeyer y col. [5] reportaron deslizamiento plano de dislocaciones en un acero Fe-28Mn-12Al-1C deformado con una EFA de 110 mJ/m^2 , ellos atribuyen esto a la precipitación de carburos κ nanométricos. Por otro lado, Park y col. [13] reportaron que un acero Fe-28Mn-9Al-0.8C previamente deformado y solubilizado con una EFA de 85 mJ/m^2 exhibe la presencia de deslizamiento cruzado de dislocaciones, por el fenómeno de ablandamiento asociado con el ordenamiento de corto alcance en estado de solución sólida. Choi y col. [180] demostraron que el deslizamiento plano observado en el acero Fe-28Mn-9Al-0.8C se debe al cizallamiento de los carburos κ por el movimiento de dislocaciones.

La **Figura 3.64** muestra la relación de endurecimiento por deformación, $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$, con respecto a la deformación real de la ZF, ZAC 1 y ZAC 2.

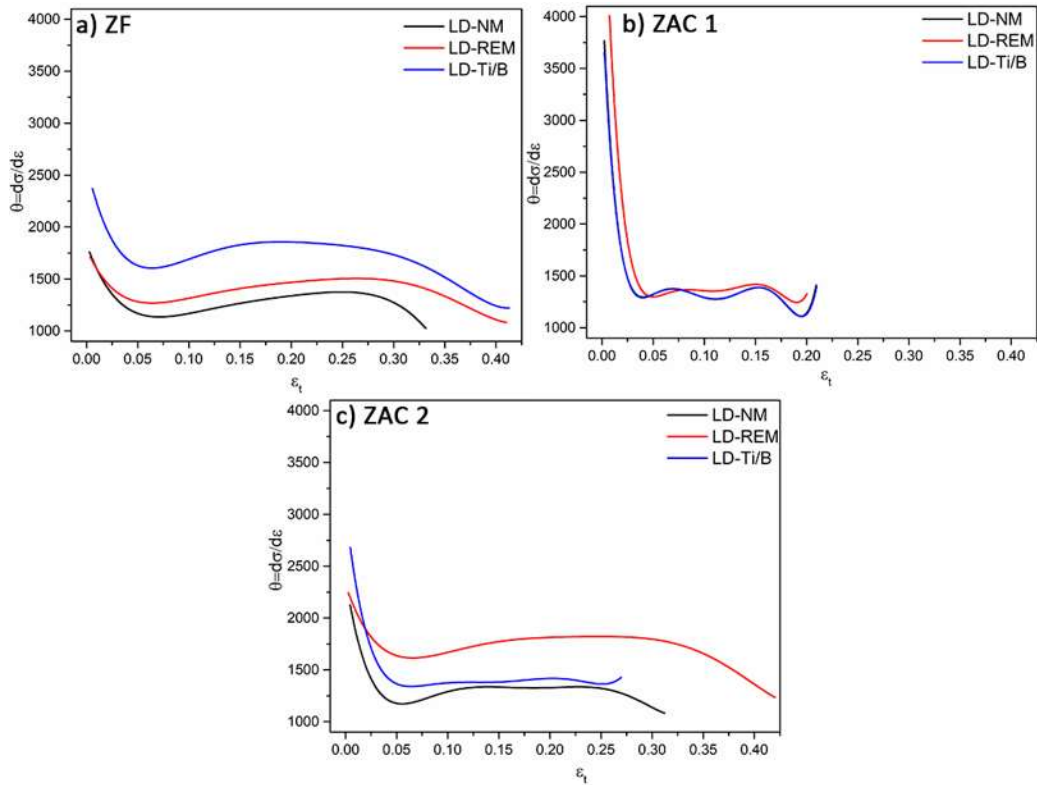


Figura 3.64 Tasa de endurecimiento por deformación de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B.

Las curvas $d\sigma/d\varepsilon - \varepsilon$ muestran que los aceros, de manera general, poseen tres distintas etapas que se desarrollan conforme aumenta de la deformación verdadera, por lo que es claro que diferentes mecanismos de deformación plástica están actuando, siendo el tipo de movimiento de las dislocaciones las responsables de explicar las características de los mecanismos de deformación multietapas. Dichas etapas de endurecimiento por deformación se atribuyen a la deformación de la austenita y su interacción con segundas fases. Es importante mencionar que el mecanismo de deformación de los aceros está definido por la estructura cristalina y por su EFA [181]. De acuerdo a Cuevas y col. [182] de manera general, se presentan las siguientes etapas:

Etapas I: Tasa de endurecimiento por deformación con pendiente negativa. Es una zona de transición elasto-plástica inicial. Las dislocaciones originales tienen una alta movilidad tridimensional y tienden a moverse de un plano a otro. En la austenita, las dislocaciones se encuentran uniformemente arregladas y comienzan a deslizarse a lo largo de un sistema de deslizamiento primario.

Etapa II: Tasa de endurecimiento por deformación con pendiente positiva. Etapa de multiplicación rápida de dislocaciones. Durante esta etapa se muestra un endurecimiento por deformación lineal, lo cual es indicativo de la existencia de deslizamiento plano de dislocaciones con un deslizamiento cruzado limitado como mecanismo de deformación [181].

Etapa III: Etapa final con decremento de la tasa de endurecimiento por deformación. En esta etapa, las microbandas comienzan a interactuar entre sí. Estas se caracterizan comúnmente como capas de dislocaciones densas emparejadas y están asociadas con un fenómeno de deformación localizado.

De acuerdo a Zhang [181], las diferentes etapas respecto a la tasa de endurecimiento por deformación de la austenita muestra los siguientes cambios de acuerdo a las subestructuras estudiadas en un acero Fe-18.1Mn-9.6Al-0.65C: arreglo plano de dislocaciones → configuraciones planas de dislocaciones (es decir, redes de dislocaciones y barreras de Lomer-Cottrell) → redes de Taylor → microbandas. Así mismo, es necesario mencionar que la **Figura 3.64a** correspondiente a la ZF únicamente presenta pendiente negativa o pendiente positiva, a diferencia de las **Figs. 3.64b-c** correspondientes a la ZAC 1 y ZAC 2 donde de manera general presentan una primera zona con pendiente negativa, después una zona donde se intercalan pendiente negativa con pendiente positiva de manera que generan una zona intermedia estable.

De acuerdo a Zhou y col. [183] las curvas calculadas de tasa de endurecimiento muestran un comportamiento de tres etapas en la mayoría de los casos. Así, el comportamiento del endurecimiento por deformación en tres etapas se analiza en términos del comportamiento de las dislocaciones. En la primera etapa, la cual ocurre a bajas deformaciones, se puede observar en la austenita, arreglos de dislocaciones paralelas espaciadas entre 300 nm y 700 nm. Este tipo de configuración de dislocaciones se da en materiales FCC con deslizamiento plano. En esta etapa se da en las primeras etapas de deformación (< 0.1 deformación real), la formación de configuraciones de dislocación tales como pilas, multipolos, paredes de dislocación altamente densas (HDDW's) y redes de Taylor indican un fuerte carácter de deslizamiento plano. En la segunda etapa, la estructura de dislocaciones se caracteriza por presentar redes de Taylor conforme aumenta la deformación. Las redes de Taylor son densas redes de dislocaciones de arreglos planares de dislocaciones, estas redes ocurren principalmente en aceros con fuerte tendencia a mostrar deslizamiento plano [175]. En la tercera etapa la desorientación aumenta como resultado de la rotación de los dominios de la red de Taylor, formando extensas microbandas paralelas que están espaciadas entre 40–200 nm

que se forman entre las paredes de dislocaciones. A estos niveles de deformación, la microestructura está dominada por interacción de microbandas. La interacción entre microbandas provoca la subdivisión del grano, que refina significativamente el tamaño de grano y opone resistencia al paso de dislocaciones. El desarrollo de la microestructura austenítica con el aumento de tensión aumenta la densidad de dislocaciones, resultando en un continuo endurecimiento por deformación durante la deformación. Además, las maclas de recocido en los granos de austenita, actúan como barreras al movimiento de dislocaciones y promueven la acumulación de dislocaciones durante la deformación y por lo tanto contribuyen al endurecimiento por deformación. Es importante mencionar, que el comportamiento de endurecimiento por deformación se ve alterado por el tamaño de grano o por efecto de la velocidad de deformación [175]. Por último es importante comentar, que el comportamiento del ensayo de microtracción del cual se desprende la información del presente trabajo es muy sensible a posibles defectos en la muestra, provenientes ya sea del acondicionamiento microestructural o del proceso de soldadura, por lo que es posible que en la última etapa de deformación del acero LD-Ti/B para las tres zonas estudiadas se presente alguna inestabilidad de la fluencia plástica, por lo que se aprecia un incremento de la tasa de endurecimiento a valores de 0.40, 0.20 y 0.25 de deformación verdadera para la ZF, ZAC 1 y ZAC 2, respectivamente.

3.5.7.5 Caracterización metalográfica de muestras deformadas mediante LOM

La **Figura 3.65** muestra las micrografías de las probetas deformadas hasta la fractura. En ellas se puede observar la microestructura en la zona cercana a la fractura.

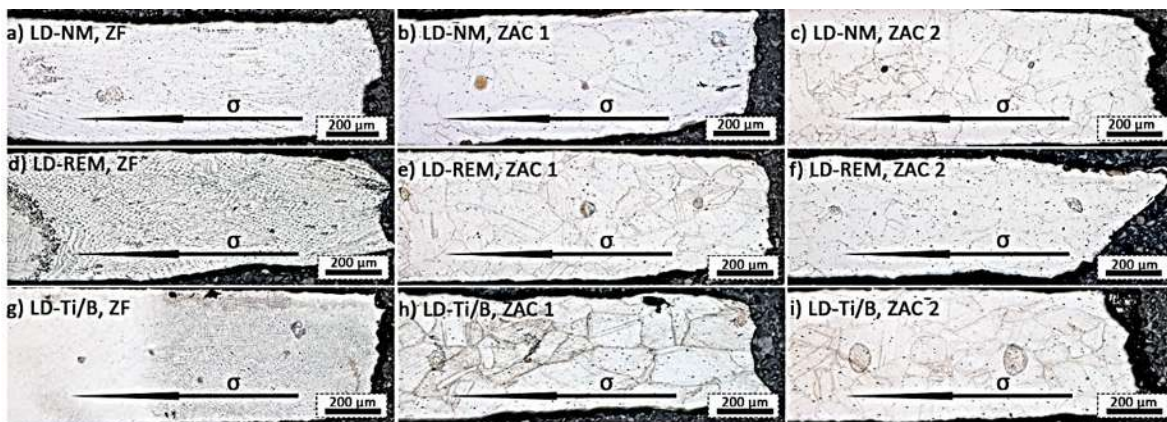


Figura 3.65 Análisis de micrografías mediante microscopía óptica de la ZF, ZAC 1, ZAC 2 en la zona de fractura. a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B.

Se aprecia claramente como en la zona inmediata a la fractura se genera un grano deformado que se alarga por la aplicación de la carga. Dicha zona es pequeña y se caracteriza por tener una combinación de granos equiaxiales y granos alargados en dirección de la aplicación del esfuerzo. Este comportamiento se observa tanto en ZAC 1 como en ZAC 2. En la ZF, debido a la presencia de la estructura dendrítica, se observó un mayor alargamiento de los granos en la dirección de la aplicación del esfuerzo durante la deformación plástica. Cabe recalcar que dicho alargamiento, es mayor al experimentado por los granos en ZAC 1 y ZAC 2. Esto por la mayor resistencia mecánica de estas dos últimas zonas, siendo estas dos últimas zonas más resistentes a la deformación plástica.

3.5.7.4 Caracterización metalográfica de muestras deformadas mediante MEB

La **Figura 3.66** muestra la caracterización microestructural llevada a cabo mediante MEB en la ZF y ZAC 2. En este caso se realizó un estudio de mayor profundidad en las muestras deformadas, tanto de las fases presentes, como de las partículas precipitadas.

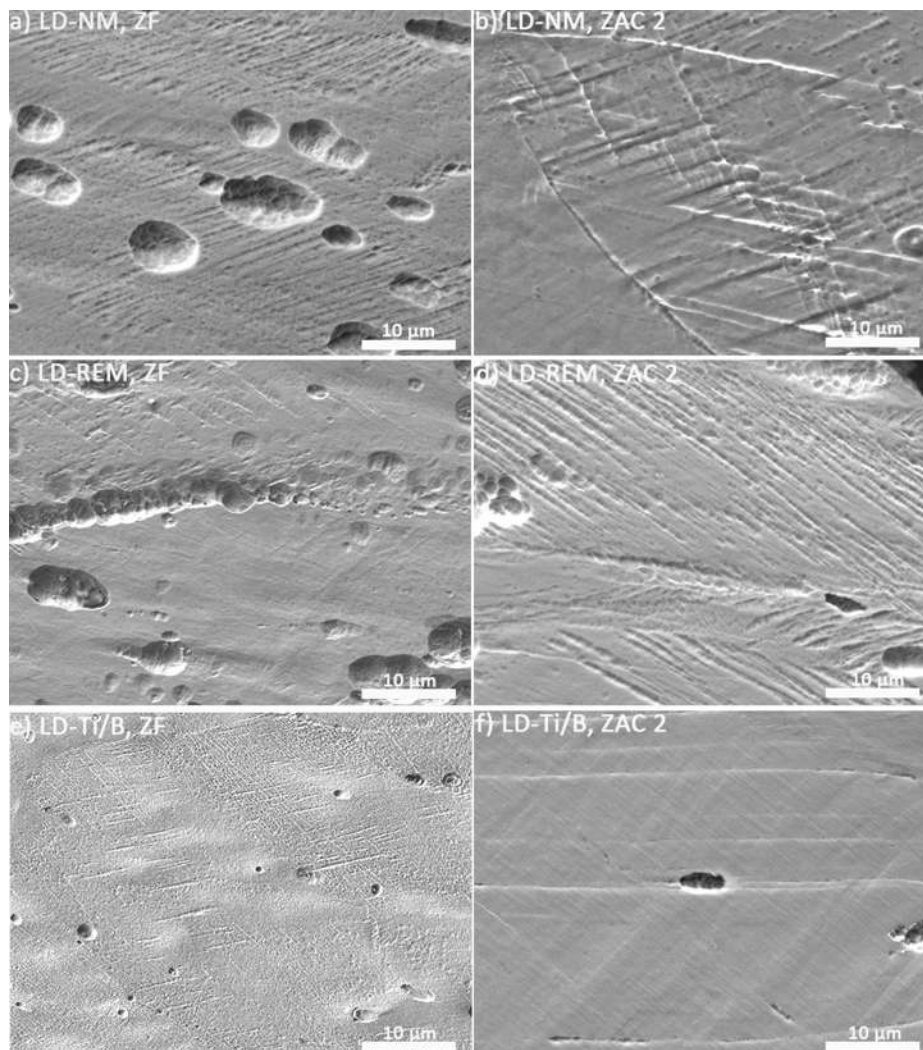


Figura 3.66 Micrografías mediante MEB de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 2). a, b) Acero LD-NM. c, d) Acero LD-REM. e, f) Acero LD-Ti/B.

Las **Figs. 3.66a-b** muestran una comparación entre la ZF y ZAC 2 del acero LD-NM, donde se puede apreciar, una mayor definición de la fase kappa en estructura modulada en la ZAC 2 con respecto a la ZF, es decir, se observa mas definida, con un mayor numero de líneas que se intersectan entre si, ademas de mayor grosor. Es importante mencionar que el principal mecanismo de deformación que actúa en este tipo de aceros es el deslizamiento de dislocaciones. De acuerdo con Gutierrez-Urrutia y col. [3] dicho mecanismo se muestra con subestructuras de dislocaciones planas que constan de densos arreglos de dislocaciones espaciadas entre 100 y 300 nm que se forman al someter al acero a deformación plástica. De acuerdo a sus estudios, la plasticidad de tales

aceros se concentra principalmente en los límites de dislocaciones de tales subestructuras y se muestran de manera muy similar a la **Figura 3.66b**.

Por otro lado, para el acero LD-REM sucede algo parecido, en las **Figuras 3.66c-d** se nota una mayor área de precipitación de carburos, mostrados en forma de pequeños huecos alineados formando líneas que se intersectan entre ellas. Para el acero LD-Ti/B en las **Figuras. 3.66e-f** sucede lo anterior mencionado para los otros dos aceros, se nota una mayor cantidad de carburos precipitados que le confieren a la ZAC 2 una mayor dureza con respecto a la ZF. Adicional a lo antes mencionado, para los tres aceros en la ZF se observa una mayor cantidad de huecos de mayor tamaño, que fueron sitios de nucleación de diferentes clases de partículas, entre ellas AlN, MnS, partículas complejas ricas en tierras raras o partículas de Ti. Esto es esperado debido a que en la ZF es la región donde se concentran la mayor cantidad de cambios por el proceso de soldadura. También se dan otros fenómenos como segregación elemental, precipitación de inclusiones no metálicas y contaminación por elementos externos como N o O. La **Figura 3.67** muestra algunas de las partículas precipitadas encontradas en la ZF y en ZAC 2 del acero LD. De acuerdo a ello, los incisos a y b muestran partículas de 750 y 500 nm respectivamente, correspondientes a la ZF.

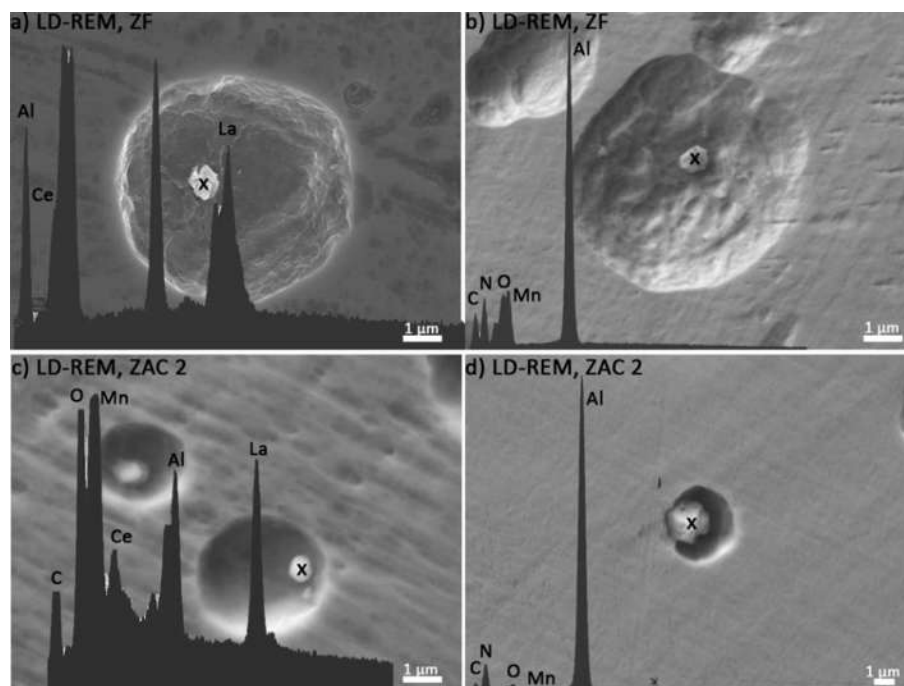


Figura 3.67 Partículas precipitadas encontradas en el acero LD-REM mediante MEB. a, b) ZF y c, d) ZAC 2.

De acuerdo al EDS realizado, la primera partícula muestra elevados contenidos de Ce y La, generalmente este tipo de partículas, tiende a nuclearse heterogéneamente, sobre alguna inclusión no metálica para facilitar su formación. La segunda partícula de la ZF indica un elevado contenido de Al y N siendo muy evidente que se trata de AlN, partículas formadas desde la fundición del acero y teniendo temperaturas de formación muy elevadas, por lo que es prácticamente imposible eliminarlas de la aleación. Para las **Figuras 3.67c-d** se observan las partículas nucleadas en ZAC 2. De acuerdo a la **Figura 3.67c** se observa un óxido de Ce, La de forma esférica de alrededor de 350 nm de diámetro, las cuales normalmente nuclean sobre partículas previamente formadas. Este tipo de partículas ayudan de diferentes formas, como desoxidante o reduciendo el nivel de O formando óxidos menos dañinos como LaO o CeO. La **Figura 3.67d** muestra una partícula rica en Al y N siendo evidente que este tipo de partículas se presentan en las diferentes regiones de la muestra, y esto es debido a que los AlN nuclean desde temperaturas elevadas ($\approx 1600^{\circ}\text{C}$), las cuales también pueden disminuir la resistencia mecánica del acero al fragilizarlo si nuclean en límites de grano. Por otro lado, la **Figura 3.68** muestra las partículas precipitadas encontradas en el acero LD-Ti/B.

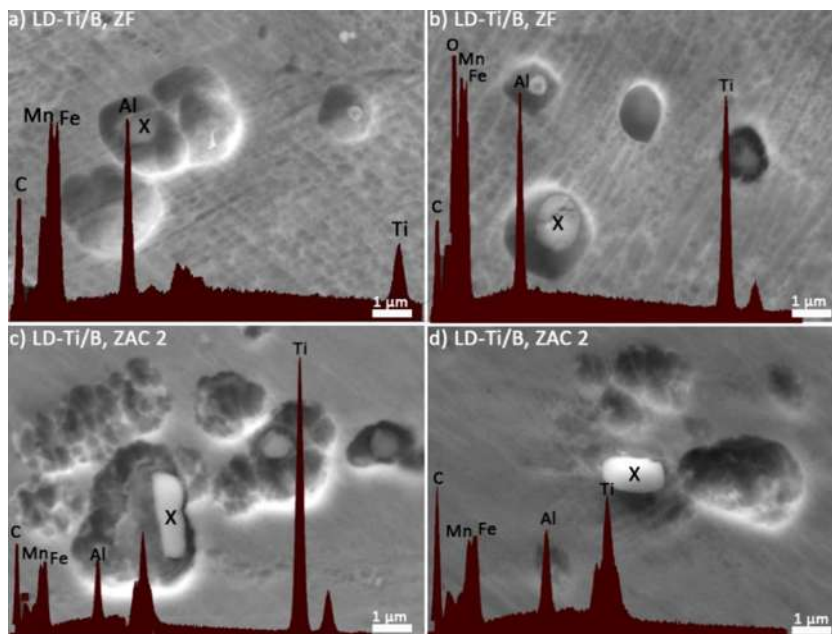


Figura 3.68 Partículas precipitadas encontradas en el acero LD-Ti/B mediante MEB. a, b) ZF o c, d) ZAC 2

Dichas partículas tienen diferentes funciones, como reducir el movimiento de dislocaciones, impedir el movimiento de fronteras de grano, aumentar la resistencia mecánica. Las **Figuras 3.68a-b** muestran las partículas nucleadas en la ZF, zona donde es común encontrar diferentes fases, debido a los cambios microestructurales característicos del proceso de soldadura. En ambos casos, son partículas ricas en Ti, siendo TiC lo que dictamina el EDS realizado. Para la ZAC 2, se observa la presencia del mismo tipo de partículas pero con una morfología distinta, siendo en la ZF partículas esféricas y en la ZAC 2 partículas con una forma de prisma rectangular con longitudes entre 1 y 1.5 μm . Dichas partículas mejoran la resistencia mecánica de la aleación, particularmente cuando se encuentran uniformemente distribuidas al interior del grano. La **Figura 3.69** muestra el mapeo químico elemental realizado a un conjunto de partículas nucleadas en ZAC 2.

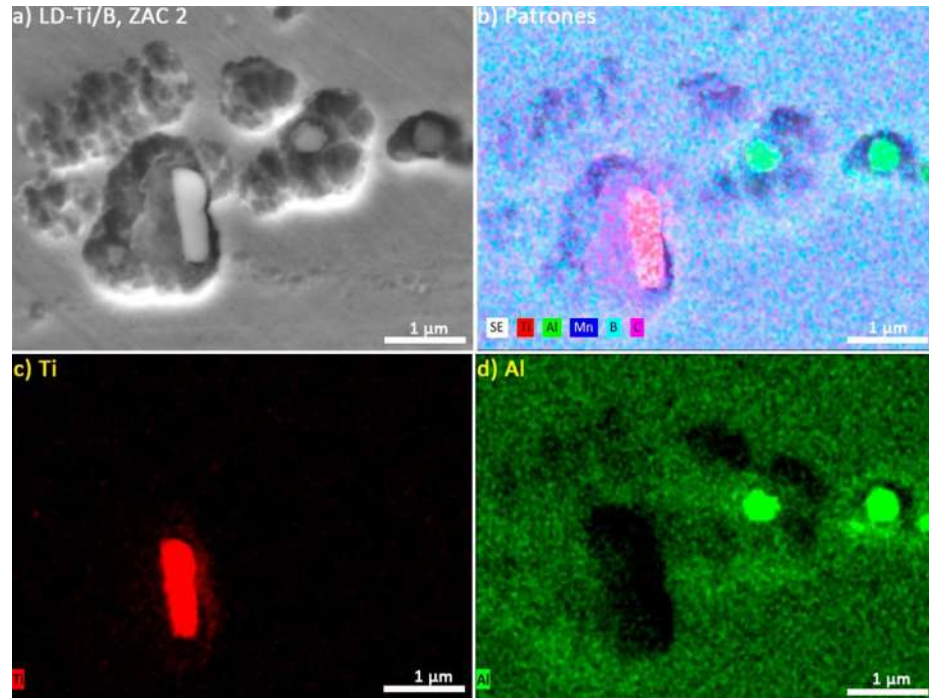


Figura 3.69 Mapeo químico elemental de partículas precipitadas encontradas en el acero LD-Ti/B mediante MEB, a) Microanálisis de partícula, b) Patrones característicos, c) Patrón ka Ti , d) Patrón ka Al .

La **Figura 3.69a** muestra la partícula estudiada sobre la matriz, adicional a esto, la **Figura 3.69b** muestra con diferentes colores, la diferencia en intensidad dispersiva característica de cada elemento, con lo que es posible identificar compuestos químicos. La **Figura 3.69c** muestra el patrón formado tomando en cuenta la energía dispersada del Ti, confirmando así su presencia. Por otro lado, la **Figura 3.69d** señala la concentración de Al en dos partículas, por lo que es fácil identificar el compuesto como AlN. Es importante recalcar que la presencia de partículas homogéneamente distribuidas en la matriz aumenta la resistencia del acero. El efecto es más notorio cuando las partículas son lo más pequeñas posibles y coherentes con la matriz ya que tienden a ser cizalladas por las dislocaciones, elevando así la tensión necesaria para mover las dislocaciones.

3.5.7.5.1 Análisis fractográfico de muestras deformadas

La **Figura 3.70** muestra las micrografías obtenidas por MEB de las superficies de fractura de los aceros estudiados en ZF, ZAC 1 y ZAC 2.

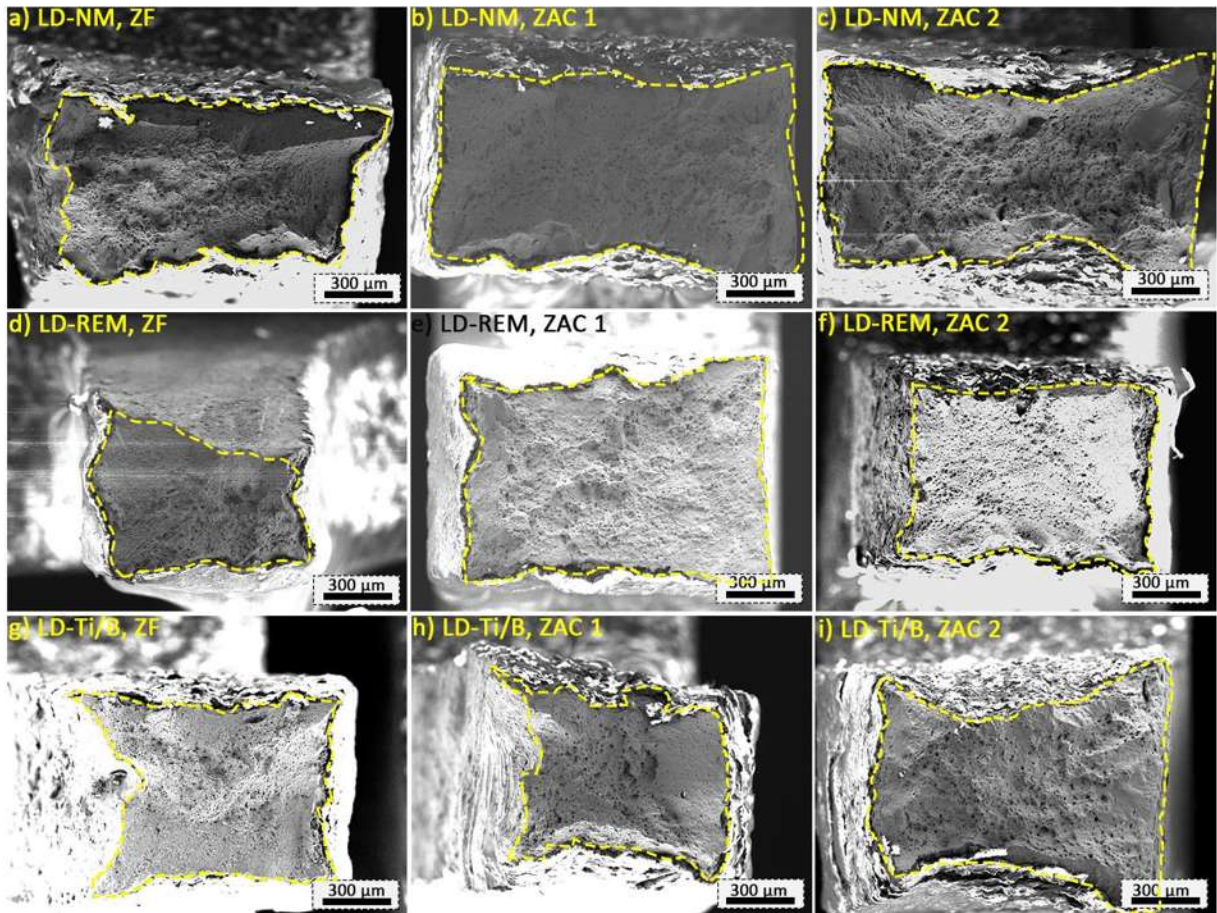


Figura 3.70 Micrografías realizadas mediante MEB de la superficie de fractura de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) acero LD-NM, d-f) acero LD-REM, g-i) acero LD-Ti/B.

Se ha delineado el perímetro de la superficie de fractura, para tener una mayor claridad de la zona deformada. En general el mecanismo de fractura en las diferentes muestras de aceros de baja densidad fue generado por falla dúctil, esto ya que de manera general se puede observar la presencia de hoyuelos en la mayor parte de la superficie de la fractura y la poca presencia de zonas planas. El tipo de fractura dúctil tiene como característica principal la nucleación y el crecimiento de hoyuelos o huecos que pueden mostrar coalescencia [111]. Normalmente estos hoyuelos se forman al presentar en su interior partículas precipitadas antes de la rotura, quedando así huecos expuestos. Estos pueden ser de distintos tamaños de acuerdo a la partícula alojada. Dicho tipo de morfología ayuda al comportamiento dúctil y aumenta el porcentaje de alargamiento alcanzado por la muestra. Tomando como referencia los datos de alargamiento dados en la **Tabla 3.8**, la **Figura 3.70a** muestra una mayor reducción de área en la ZF lo que concuerda con un mayor alargamiento en

comparación con ZAC 1 y ZAC 2, lo cual ocurre de la misma manera con el acero LD-REM y en menor medida en el acero LD-Ti/B.

La **Figura 3.70** muestra un acercamiento a la superficie de fractura para los tres aceros y en las tres zonas estudiadas. En las fractografías se observa que la superficie de fractura no es completamente uniforme, ya que intervienen regiones de comportamiento frágil (zona causante de la disminución del alargamiento), así como defectos debido al proceso de soldadura. Se considera que se presentaron dos zonas de falla dúctil, zona I y zona II, siendo predominante la zona I.

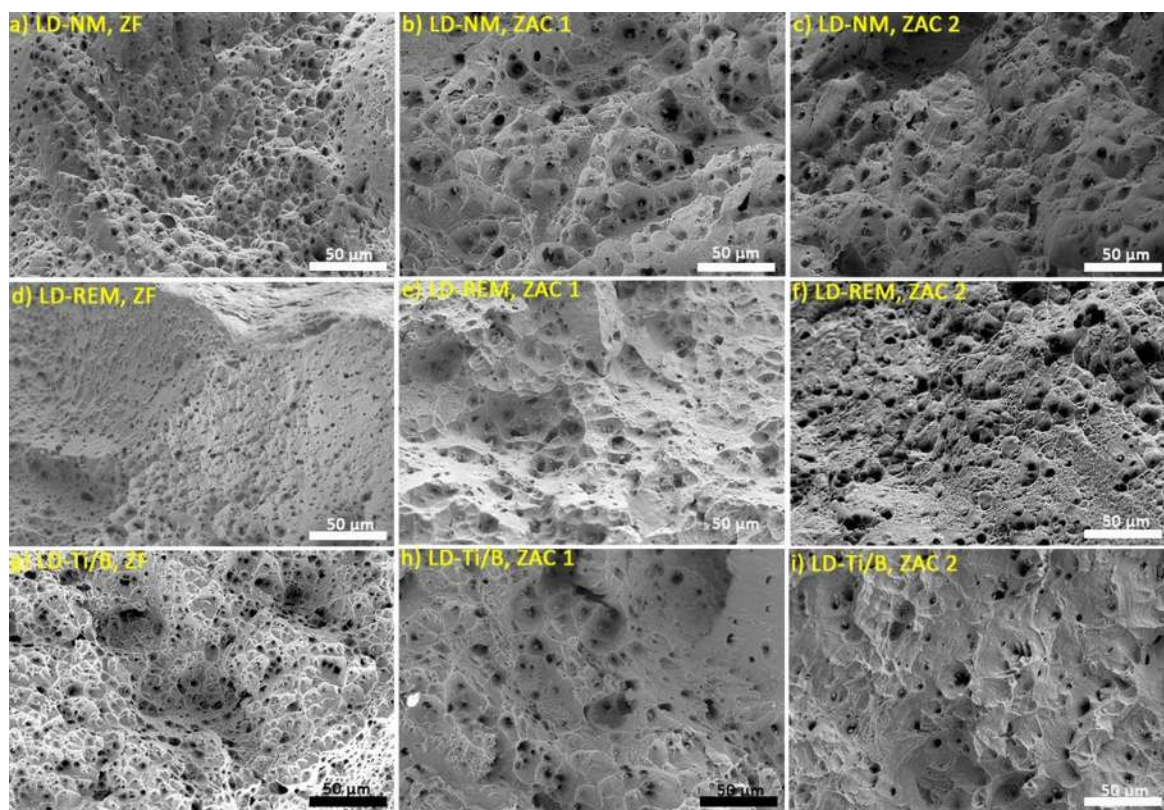


Figura 3.71 Micrografías realizadas mediante MEB de la superficie de fractura de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a-c) Acero LD-NM, d-f) Acero LD-REM, g-i) Acero LD-Ti/B.

La zona I se caracteriza por presentar forma irregular, con relieves pronunciados que se concentran alrededor de hoyuelos que muestran coalescencia entre sí, este comportamiento se asocia con un mayor grado de ductilidad en la aleación. La zona II se caracteriza por mostrar superficies planas, los relieves en esta zona son más finos, además, se presentan un número menor de hoyuelos asociado con un menor grado de ductilidad. La **Figura 3.71a** que corresponde a la ZF del acero LD-NM, muestra una mayor cantidad de hoyuelos en la superficie de fractura, por la estructura

dendrítica generada. Por otro lado, la ZAC 2, con una mayor cantidad de carburos κ , es donde menos hoyuelos se presentan, esto es por el tamaño nanométrico de los carburos, sin embargo, también fueron encontradas fases como AlN o MnS capaces de generar esos defectos en la microestructura. Al existir una menor cantidad de hoyuelos y más zonas planas con vértices más agudos, es donde se alcanzan los menores porcentajes de alargamiento, pero las resistencias máximas. Por último, la ZAC 1 es una región de transición donde predomina una combinación de regiones I y II, esto por la combinación de una microestructura de grano equiaxial sin variación en tamaño de grano, pero con la precipitación de carburos κ que incrementan su dureza.

Park y col. [184], consideraron que las irregularidades en las zonas de alta ductilidad (zona I) podría ser generado por la presencia de carburos y óxidos de tamaño nanométrico nucleados al interior de los hoyuelos provenientes del enfriamiento de la ZF o desde la solidificación de la aleación en el caso de las ZAC's. La presencia de hoyuelos en los límites de grano origina un ablandamiento en esas regiones, lo que favorece la propagación de microgrietas a través de los límites de grano.

3.5.7.6 Caracterización mecánica de muestras deformadas mediante microdureza Vickers

La **Figura 3.72** muestra los perfiles de microdureza Vickers realizados en la zona deformada plásticamente de las probetas de microtracción de los aceros de baja densidad.

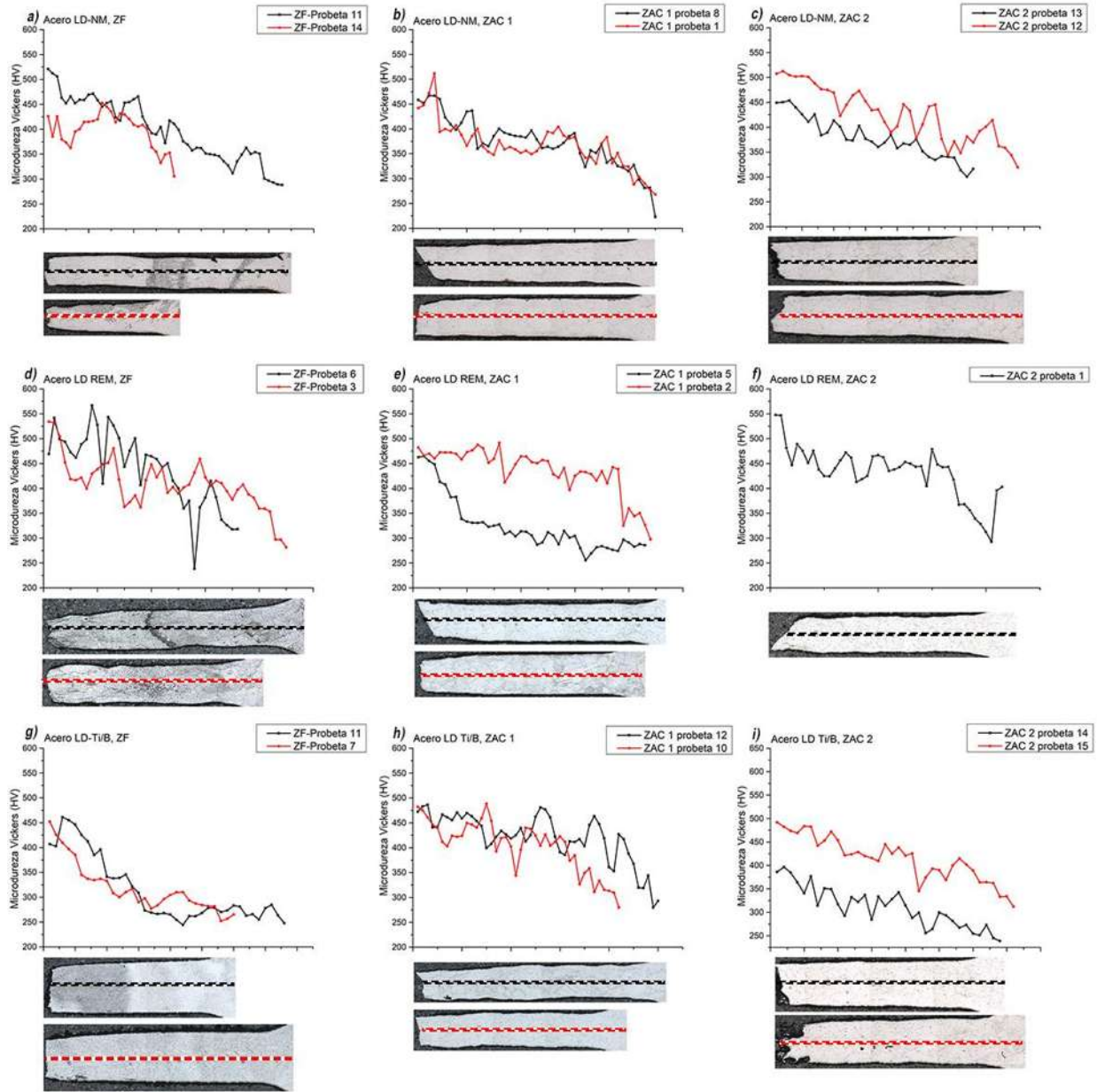


Figura 3.72 Perfiles de microdureza Vickers a lo largo de la zona deformada plásticamente de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2), a-c) **Acero LD-NM**, d-f) **Acero LD-REM**, g-i) **Acero LD-TiB**.

Estos perfiles proporcionan información importante sobre la variación de resistencia mecánica en cada una de las regiones que componen la unión soldada. A partir de las **Figuras 3.72a-c** correspondientes al acero LD-NM. Se puede observar una mayor dureza en la zona donde se presenta la fractura, esto significa que existe un mayor endurecimiento de la zona debido a la

deformación plástica localizada durante el ensayo de tracción. Otro punto importante a señalar, es la similitud que existe entre cada par de perfiles realizados en cada muestra, ya que se obtuvieron dos muestras por cada zona (ZF, ZAC 1, ZAC 2) y también por cada acero estudiado, por lo que las condiciones de cada uno son prácticamente las mismas. Se observó una mayor dureza de los perfiles de las muestras deformadas respecto a los perfiles de las uniones soldadas de la sección **3.9.6**. Esto debido al esfuerzo aplicado en la zona, lo que genera un aumento en la densidad de dislocaciones, y la vez aumenta considerablemente la dureza de la zona inmediata a la fractura, independientemente de la región estudiada (ZF, ZAC 1 o ZAC 2). Una vez que se alcanza el valor pico cercano a la zona de fractura, es evidente una reducción de la dureza conforme aumenta la distancia, esto es debido a que la deformación plástica se concentra en una pequeña zona llamada zona de estricción, que es donde se da el mayor endurecimiento por deformación, después de esa zona, el tamaño de grano y demás condiciones se mantienen iguales a las presentadas en condiciones de solubilizado y post soldadura. De igual manera, se observa una tendencia similar para el acero LD-REM donde los valores pico alcanzados en la zona de fractura en la ZF, ZAC 1 y ZAC 2 fueron 530, 460 y 550 HV, respectivamente. Por otro lado, es entendible que la ZAC 2 sea el valor más alto debido a la presencia de carburos κ . Por último, el acero LD-Ti/B, muestra como valores pico de dureza de la ZF, ZAC 1 y ZAC 2: 450, 480 y 500 HV, respectivamente. Los valores de dureza se reducen inmediatamente después de la región de fractura al ser una microestructura menos deformada.

3.5.7.7 Caracterización estructural de muestras deformadas mediante microdureza DRX.

La **Figura 3.73** muestra los difractogramas realizados sobre las muestras deformadas por el ensayo de microtracción. De acuerdo a ello, es evidente la presencia de la fase austenítica, por lo que, está claro que en cualquier condición de procesamiento (laminación en caliente, solubilizado o soldadura) se encontrará como fase predominante.

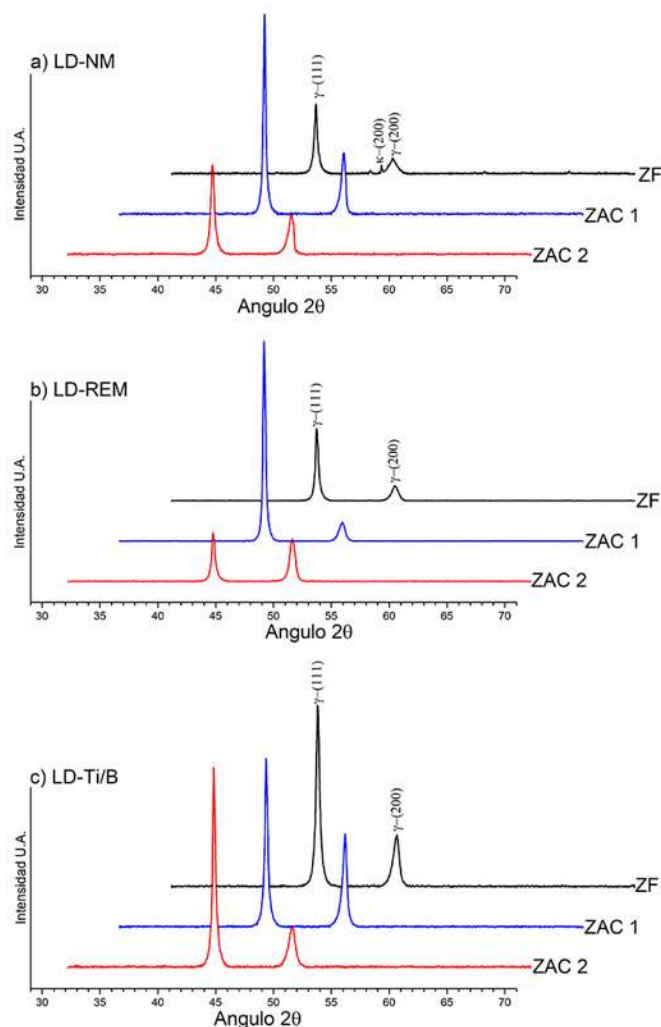


Figura 3.73 Patrones de difracción de rayos-X de muestras deformadas por ensayo de microtracción de las zonas estudiadas (ZF, ZAC 1, ZAC 2). a) LD-NM, b) LD-REM y c) LD-Ti/B.

La **Figura 3.73a** exhibe el difractograma correspondiente al acero LD-NM y los picos predominantes encontrados fueron $\text{Fe} - \gamma$ (111) y $\text{Fe} - \gamma$ (200). Adicional a esto, es visible un pequeño y único pico del lado izquierdo del segundo pico principal de austenita identificado como κ - (200) de carburo κ en ZF. Para la ZAC 1 y ZAC 2 no se visualiza algún indicio de carburos κ . Existen variaciones con respecto a la altura de cada pico y esto puede tener una relación con la fracción volumétrica de fase encontrada en la zona de estudio, sin embargo, también la intensidad de difracción de cada fase depende en buena medida de la orientación de los granos de cada fase. La **Figura 3.73b** correspondiente al acero LD-REM solo muestra los dos picos principales de

austenita Fe- γ (111) y Fe- γ (200), con variaciones en la intensidad de difracción, siendo la ZAC 1 la región donde se presentó la fase austenítica con mayor intensidad de difracción. Por último, la **Figura 3.83c** correspondiente al acero LD-Ti/B presenta únicamente dos picos de austenita Fe – γ (111) y Fe – γ (200). Ningún indicio de fase κ o ferrita- δ en las tres zonas fueron observados. Esto debido al muy bajo porcentaje volumétrico de la fase presente.

CAPITULO IV. CONCLUSIONES

En base de los resultados obtenidos de la caracterización de aceros LD microaleados con Ti/B y Ce/La antes y después de soldadura se puede concluir lo siguiente:

4.1 Del acondicionamiento microestructural del material base:

1. La primera etapa de laminación en caliente muestra estructuras de collar de granos austeníticos recristalizados dinámicamente, rodeados de granos grandes granos deformados.
2. Es claro el mayor efecto refinador de grano de la combinación de microaleantes Ti/B con respecto a Ce/La, ya que exhibe una mayor cantidad de grano recristalizado.
3. La austenita está presente como fase principal. Por otro lado, los carburos κ , al presentarse en una fracción volumétrica muy pequeña, fue imposible detectarlos mediante técnicas convencionales de caracterización.
4. Los mapas IPF indican que durante el tratamiento termomecánico de deformación, los aceros no desarrollaron una orientación cristalografía preferencial.

4.2 Del comportamiento a la corrosión:

5. El acero LD-NM presenta una velocidad de corrosión baja y el acero LD-Ti/B una velocidad de corrosión alta, esto por la mayor fracción volumétrica de inclusiones y fases precipitadas. El mecanismo de picadura fue encontrado como el principal mecanismo de corrosivo que actúa en los aceros LD.
6. Los ensayos de impedancia señalan la capacidad de resistencia a la oxidación, la cual se encontró muy baja en el acero LD-Ti/B.

4.3 De la simulación del campo térmico de la soldadura mediante ANSYS:

7. Se generó una aproximación del comportamiento de los aceros LD con calor aportado por una fuente en movimiento. Al aplicar 90 amperes, la distribución de temperaturas en la placa alcanzó un pico de 3182 °C siendo un valor demasiado elevado, y con 60 amperes no se alcanzó la suficiente temperatura para lograr fusión en el cordón.

4.4 De la generación de botones de soldadura:

8. Los botones de soldadura de aceros LD mostraron tres zonas bien definidas generada por ciclos térmicos durante el proceso de soldadura: i) una FZ de estructura dendrítica, ii) una ZAC de grano fino equiaxial, y iii) una segunda ZAC de grano grueso equiaxial con alta precipitación de carburos κ .
9. El acero LD-NM mostró una mayor susceptibilidad al agrietamiento en caliente, en menor medida el acero LD-REM y, por último, el acero LD-Ti/B. Esto se asoció con el mayor contenido de N en el acero LD-NM, menor estabilidad del campo ferrítico de alta temperatura en los aceros LD-NM y LD-REM debido a la adición de Ti.
10. Los perfiles de microdureza Vickers, indicaron a la ZAC-2 como la región de mayor dureza, debido a la presencia de carburos κ en estructura modular. La ZF exhibió los valores de dureza más bajos (225 HV), lo que se asocia con una estructura dendrítica. La ZAC 1 mostró un aumento moderado de dureza (250-300 HV) debido al refinamiento del grano y el comienzo de la formación de la fase κ .
11. La soldabilidad de aceros de baja densidad analizada mediante la caracterización de botones de soldadura indica que es baja, debido a la gran cantidad de segundas fases localizadas en ZF y en las ZAC's, además de las transformaciones de fase ocurridas durante el calentamiento y enfriamiento del proceso de soldadura y la presencia de carburos κ que provocan variaciones importantes de propiedades mecánicas.

4.5 De la soldadura de placas de 3.5 mm de espesor:

12. Las uniones soldadas de los aceros LD estudiados presentan tres zonas diferenciadas según su microestructura y propiedades mecánicas. Una FZ de estructura dendrítica, una primera ZAC-1 de grano equiaxial con baja precipitación de carburos κ , y una segunda ZAC-2 de grano equiaxial con alta precipitación de carburos κ .
13. No se detectó agrietamiento en la soldadura de placas, lo cual está asociado a la baja intensidad de corriente y aporte de calor utilizados durante el proceso de soldadura.
14. Las uniones soldadas muestran como fase principal a la austenita, así como baja presencia de ferrita α , carburos κ y β -Mn producto de la descomposición de la fase γ durante y después del proceso de soldadura.

15. Los valores de dureza más bajos (≈ 250 HV) se encontraron en la FZ, lo cual está asociado a la estructura dendrítica. La ZAC-1 mostró un rango de dureza de 300-375 HV debido al comienzo de la precipitación de carburos κ . La ZAC-2 mostró los valores de dureza más altos, hasta 430 HV debido a la alta precipitación de carburo κ con estructura modulada.
16. La adición de Ce/La y Ti/B a los aceros LD no mostró un efecto claro en la soldabilidad de los aceros LD. En este caso los contenidos de Mn, Al y C tienen mayor influencia en las transformaciones de fase principales en este tipo de aceros.

4.6 Del comportamiento de las propiedades mecánicas mediante ensayos de microtracción:

17. De acuerdo a las curvas σ - ϵ de cada zona de la unión soldada, la ZAC 2 alcanza los mayores valores (701-725 MPa) de resistencia máxima, y por su contraparte, la ZF es la zona con una menor resistencia máxima (615-648 MPa). Por otro lado, el alargamiento máximo está ligado a la ZF alcanzando un 50.4 % para el acero LD-NM. Se observó también que los aceros microaleados LD-REM y LD-Ti/B mostraron un mayor alargamiento mostrando un comportamiento más dúctil que el acero LD-NM por su mayor contenido de C y N.
18. El exponente de endurecimiento n de la ZF resultó ser mayor ($n = 0.343$), por otro lado, el exponente n de la ZAC 2 resultó ser menor ($n = 0.147$). El modelo de Ludwick presentó el mejor ajuste matemático ($R^2 = 0.999$) aplicado a la porción de deformación plástica uniforme de la curva σ - ϵ verdadera respecto a los modelos de Hollomon y Swift.
19. La fractura presenta un comportamiento predominantemente dúctil (zona I) en la ZF y ZAC 1, sin embargo, dicho comportamiento pasa a ser dúctil-frágil en la ZAC 2, debido a la mayor concentración de carburos κ y alta mayor dureza.
20. Los perfiles de dureza de las muestras deformadas indican una fuerte elevación de dureza justo en la zona de rotura, debido a la deformación plástica localizada y mayor concentración de dislocaciones.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Frommeyer G, Drewes E, Engl B. *Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels*. **Revue de Métallurgie–Journal of Metallurgy**. 97(10),1245-1253, 2000.
2. Chen YC, Lin CL, Chao CG. *Excellent enhancement of corrosion properties of Fe–9Al–30Mn–1.8 C alloy in 3.5% NaCl and 10% HCl aqueous solutions using gas nitriding treatment*. **Journal of Alloys and Compounds**. 633,137-144, 2015.
3. Gutiérrez-Urrutia I, Raabe D. *High strength and ductile low density austenitic FeMnAlC steels: simplex and alloys strengthened by nanoscale ordered carbides*. **Materials Science and Technology**. 30(9), 1099-1104, 2014
4. Chen S, Rana R, Halder A, Kumar R, *Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels*. **Progress, Materials Science**. 89, 345, 2017
5. Frommeyer G, Brück U. *Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe-Mn-Al-C Light-Weight TRIPLEX Steels*. **Steel Research International**. 77(9-10), 627-633, 2006.
6. Gutiérrez-Urrutia I, Raabe D. *Influence of Al content and precipitation state on the mechanical behavior of austenitic high-Mn low-density steels*. **Scripta Materialia**. 68(6), 343-347, 2013.
7. Howell RA, Van Aken DC. *A literature review of age hardening Fe-Mn-Al-C alloys*. 2009.
8. Kim H, Suh DW, Kim NJ. *Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties*. **Science and Technology of Advanced Materials**, 14(1), 14205, 2013.
9. Raabe D, Springer H, Gutiérrez-Urrutia I, Roters F, Bausch M, Seol JB, Tsuzaki K. *Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels*. **Journal of the Minerals**. 66(9), 1845-1856, 2014.
10. Springer H, Raabe D. *Rapid alloy prototyping: Compositional and thermo-mechanical high throughput bulk combinatorial design of structural materials based on the example of 30Mn–1.2 C–xAl triplex steels*. **Acta Materialia**. 60(12), 4950-4959, 2012.
11. Zamanzade M, Barnoush A, Motz C. *A review on the properties of iron aluminide intermetallics*. **Crystals**. 6(1), 10, 2016.
12. Chang S, Hsiao Y, Jahn M, *Tensile and fatigue properties of Fe-Mn-Al-C alloys*. **Journal of Materials Science**. 24(3),1117-1120, 1989.

13. Yoo J, Doo J, Park KT. *Microband-induced plasticity in a high Mn–Al–C light steel*. **Materials Science and Engineering**. 496(1-2), 417-424, 2008.
14. Lin CL, Chao CG, Bor HY, Liu TF. *Relationship between microstructures and tensile properties of an Fe-30Mn-8.5 Al-2.0 C alloy*. **Materials Transactions**. 51 (6), 1084-1088, 2010.
15. Chang K, Chao C, Liu T, *Excellent combination of strength and ductility in an Fe–9Al–28Mn–1.8 C alloy*. **Scripta Materialia**. 63(2),162-165, 2010.
16. Altstetter CJ, Bentley AP, Fourie JW, Kirkbride AN. *Processing and properties of Fe-Mn-Al alloys*. **Materials Science and Engineering**. 82(1), 13-25, 1986.
17. Lin CL, Chao CG, Bor HY, Liu TF. *Relationship between microstructures and tensile properties of an Fe-30Mn-8.5 Al-2.0 C alloy*. **Materials Transactions**. 51 (6), 1084-1088, 2010.
18. Jones DA, *Principles and Prevention of Corrosion* Prentice Hall. Saddle River. 1996.
19. Roberge PR. *Corrosion Engineering. Principles and Practice*. Mc Graw Hill. 2005.
20. Erhart H, Wang R, Rapp RA. *In situ SEM study of the high-temperature oxidation of an Fe-Mn-Al-Si alloy*. **Oxidation of Metals**. 21(1-2), 81-88, 1984.
21. Wang CJ, Duh JG. *The effect of carbon on the high temperature oxidation of Fe-31 Mn-9Al-0.87 C alloy*. **Journal of Materials Science**. 23(10), 3447-3454, 1988.
22. Fernández JA. *Control de la corrosión: estudio y medida por técnicas electroquímicas*. CSIC-CSIC Press, 1989.
23. Zhang YS, Zhu XM. *Electrochemical polarization and passive film analysis of austenitic Fe–Mn–Al steels in aqueous solutions*. **Corrosion Science**. 41(9), 1817-1833, 1999.
24. Zhang Y, Lijuan SU. *A study on non-magnetic and cryogenic steel 30Mn20Al3*. **Acta Metallurgica**. 19(4), 1-141, 1983.
25. Zhang Y, Zhu X, Zhong S. *Electrochemical polarization and passive film of a cryogenic and non-magnetic steel in aqueous solution*. **Steel Research International**. 64(11), 564-569, 1993.
26. Zhu XM, Zhang YS. *Investigation of the electrochemical corrosion behavior and passive film for Fe-Mn, Fe-Mn-Al, and Fe-Mn-Al-Cr alloys in aqueous solutions*. **Corrosion**. 54(1), 3-12, 1998.
27. Tsai WT, Duh J.B, Lee JT. *Electrochemical polarization and pitting behaviour of Fe-Al-Mn alloys in chloride solutions*. **Journal of Materials Science**. 22(10), 3517-3521, 1987.
28. Wang R, Rapp R. *Seawater and H₂SO₄ corrosion studies of several ferritic Fe-Al base alloys*. En **Int. Congress Metallic Corr**. Columbus OH. 1984.

29. Wang R, Beck FH. *New stainless steel without nickel or chromium for marine applications. Metal Progress.* 123(4), 72, 1983.
30. Ruščák M, Perng TP. *Effect of ferrite on corrosion of Fe-Mn-Al alloys in sodium chloride solution. Corrosion.* 51(10), 738-743, 1995.
31. Shih ST, Tai C, Perng T. *Corrosion behavior of two-phase Fe-Mn-Al alloys in 3.5% NaCl solution. Corrosion.* 49(2), 130-134, 1993.
32. Wang CS, Tsai CY, Chao CG. *Effect of chromium content on corrosion Behaviors of Fe-9Al-30Mn-(3, 5, 6.5, 8) Cr-1C alloys. Materials Transactions.* 48(11), 2973-2977, 2007.
33. Lins VD, Freitas MA, Silva EM. *Oxidation kinetics of an Fe-31.8 Mn-6.09 Al-1.60 Si-0.40 C alloy at temperatures from 600 to 900 °C. Corrosion Science.* 46(8), 1895-1907, 2004.
34. Chun YS, Park KT, Lee CS. *Delayed static failure of twinning-induced plasticity steels. Scripta Materialia.* 66(12), 960-965, 2012.
35. Banerji S.K. *An update on Fe-Mn-Al steels as a replacement for Ni-Cr stainless steels.* En: **Conservation and Substitution Technology for Critical Materials.** Allen G. Eds. Nashville, Tennessee. 1982.
36. Ishida K, Ohtani H, Satoh N, Kainuma R. *Phase equilibria in Fe-Mn-Al-C alloys. ISIJ International.* 30(8), 680-686, 1990.
37. Goretskii G, Gorev K. *Phase Equilibria in the Fe-Mn-Al-C Alloys. Izv. Akad. Nauk SSSR, Met.* 2, 218-222, 1990
38. Krivonogov G, Alekseenko M, Soloveva G. *Phase transformation kinetics. Physics of Metals and Metallography.* 39(4), 86-92, 1975.
39. Kim MS, Kang YB. *Development of thermodynamic database for high Mn-high Al steels: Phase equilibria in the Fe-Mn-Al-C system by experiment and thermodynamic modeling. Calphad.* 51, 89-103, 2015.
40. Chin KG, Lee HJ, Kwak JH. *Thermodynamic calculation on the stability of (Fe,Mn)₃AlC carbide in high aluminum steels. Journal of Alloys and Compounds.* 505(1), 217-223, 2010.
41. Bale CW. *FactSage thermochemical software and databases. Calphad.* 26(2), 189-228, 2002.
42. Cheng WC, Song YS, Lin YS. *On the eutectoid reaction in a quaternary Fe-C-Mn-Al alloy: Austenite→ferrite+ kappa-carbide+ M₂₃C₆ carbide. Metallurgical and Materials Transactions A.* 45(3), 1199-1216, 2014.

43. Cheng WC. *Phase transformations of an Fe-0.85 C-17.9 Mn-7.1 Al austenitic steel after quenching and annealing*. **JOM**. 66(9), 1809-1820, 2014.
44. Rana R, Liu C, Ray C. *Low-density low-carbon Fe–Al ferritic steels*. *Scripta Materialia*. 68(6), 354-359, 2013.
45. James J. *Precipitation of the carbide (Fe, Mn)₃AlC in an iron-aluminium alloy*. **Journal Iron Steel Institute**. 207(1), 54-57, 1969.
46. Kayak GL. *Fe-Mn-Al precipitation-hardening austenitic alloys*. **Metal Science and Heat Treatment**. 11, 95-97, 1969.
47. Inoue A, Kojima Y, Minemura T, Masumoto T. *Microstructure and mechanical properties of ductile Ni₃Al-type compound in Fe-(Ni, Mn)-Al-C systems rapidly quenched from melts*. **Metallurgical Transactions A**. 12(7), 1245-1253, 1981.
48. Han KH Choo WK. *X-ray diffraction study on the structure of rapidly solidified Fe-Al-C and Fe(Mn, Ni)-Al-C alloys*. **Metallurgical Transactions A**. 14(4), 973-975, 1983.
49. Yang K, Choo WK. *Evidence of carbon ordering and morphology change in a cubic carbide phase*. **Philosophical Magazine Letters**. 62(3), 221-226, 1990.
50. Bentley AP. *Ordering in Fe-Mn-Al-C austenite*. **Journal of Materials Science Letters**. 5(9), 907-908, 1986.
51. Yang L, Huang F, Guo Z, Rong Y, Chen N. *Investigation on the formation mechanism of ordered carbide (Fe, Mn)₃AlC in the Al added twinning-induced plasticity steels*. **Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)**. 21(4), 406-410, 2016.
52. Kim H, Suh DW, Kim NJ. *Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties*. **Science and Technology of Advanced Materials**. 14(1), 014205, 2013.
53. Kimura Y, Handa K, Hayashi K, Mishima Y. *Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)₃AlC alloys in the Fe–Mn–Al–C quaternary system*. **Intermetallics**. 12(6), 607-617, 2004.
54. Cheng WC, Cheng CY, Hsu CW, Laughlin DE. *Phase transformation of the L1₂ phase to kappa-carbide after spinodal decomposition and ordering in an Fe–C–Mn–Al austenitic steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 642, 128-135, 2015.
55. Tuan YH, Lin CL, Chao CG, Liu TF. *Grain boundary precipitation in Fe-30Mn-9Al-5Cr-0.7 C alloy*. **Materials Transactions**. 49(7), 1589-1593, 2008.

56. Chao C, Hwang C, Liu T. *Grain boundary precipitation in an Fe-7.8Al-31.7Mn-0.54C alloy. Scripta Metallurgica et Materialia.* 28(1), 109-114, 1993.
57. Kim SH, Kim H, Kim NJ. *Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility. Nature.* 518(7537), 77-79, 2015.
58. Liu T, Chou J, Wu C. *Effect of Si addition on the microstructure of an Fe-8.0Al-29.0Mn-0.90C alloy. Metallurgical Transactions A.* 21(7), 1891-1899, 1990.
59. Sato K, Tagawa K, Inoue Y. *Spinodal decomposition and mechanical properties of an austenitic Fe-30wt.% Mn-9wt.% Al-0.9 wt.% C alloy. Materials Science and Engineering: A.* 111, 45-50, 1989.
60. Lee K, Park SJ, Kang JY, Park S, Han SS, Han HN. *Investigation of the aging behavior and orientation relationships in Fe-31.4 Mn-11.4 Al-0.89 C low-density steel. Journal of Alloys and Compounds.* 723, 146-156, 2017.
61. Chen XP, Xu YP, Ren P, Li WJ, Cao WQ. *Aging hardening response and β -Mn transformation behavior of high carbon high manganese austenitic low-density Fe-30Mn-10Al-2C steel. Materials Science and Engineering: A.* 703, 167-172, 2017.
62. Grange R. *Effect of Boron and Kind of Boron Addition Upon the Properties of Steel. ASM Trans.* 42, 75, 1950.
63. Hudok D. *Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. ASM International.* 1, 1990.
64. Djahazi M. *Influence of boron distribution on precipitation and recrystallization in hot worked austenite. Ph. D. thesis.* Department of Mining and Materials Engineering. McGill University. 1989.
65. López-Chipres E. *Estudio del comportamiento de la fluencia en caliente de aceros microaleados al B. Tesis Doctoral.* Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México. 2008.
66. He X, Chu Y, Ke J. *The hardenability of boron steel and the segregation of boron. Acta Metallurgica Sinica.* 6, 1983.
67. Maitrepierre P, Thivellier D, Tricot R. *Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels. Metallurgical Transactions A.* 6(2), 287, 1975.
68. Courtney TH. *Mechanical Behavior of Materials.* Second Ed. Long Grove, Illinois. Waveland Press, 2005.

69. Lin Q, Guo F, Zhu X. *Behaviors of lanthanum and cerium on grain boundaries in carbon manganese clean steel*. **Journal of Rare Earths**. 25(4), 485-489, 2007.
70. Zambrano O. *A general perspective of Fe–Mn–Al–C steels*. **Journal of Materials Science**. 53(20),14003-14062, 2018.
71. Suzuki H. *Segregation of solute atoms to stacking faults*. **Journal of the Physical Society of Japan**. 17(2), 322-325, 1962.
72. Dumay A, Chateau JP, Allain S, Migot S. *Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 483,184-187, 2008.
73. Welsch E, Ponge D, Haghighat S.M, Sandlöbes S. *Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel*. **Acta Materialia**. 116, 188-199, 2016.
74. Etienne A, Massardier-Jourdan V, Cazottes S. *Ferrite effects in Fe-Mn-Al-C triplex steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 45(1), 324-334, 2014.
75. Garcia J., Rosas N, Rioja R. *Development of Oxidation Resistant Fe-Mn-Al Alloys*. **Metal. Progress**. 122(3), 47-50, 1982.
76. Park KT, Jin KG, Han SH, Hwang SW, Choi K. *Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition*. **Materials Science and Engineering: A**. 527(16-17), 3651-3661, 2010.
77. Moon J, Park SJ, Lee C, Han HN, Lee TH, *Microstructure evolution and age-hardening behavior of microalloyed austenitic Fe-30Mn-9Al-0.9 C light-weight steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 48, 4500, 2017.
78. Park KT, Hwang SW, Son CY, Lee JK. *Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of a Fe-27Mn-12Al-0.8 C low-density steel*. **JOM**. 66(9), 1828-1836, 2014.
79. David S, DebRoy T. *Current issues and problems in welding science*. **Science**. 257(5069) 497-502, 1992
80. Gutiérrez MR. *Soldadura de acero inoxidable AISI-316 utilizando material de aporte y proceso TIG semiautomático*, **Tesis de Licenciatura**. Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México 1987.
81. Bravo IM. *Estudio de la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430 en soldaduras circulares por el proceso GTAW*. **Tesis de Maestría**. Morelia Michoacán 2006.
82. Janney CL, O'brien A. *Welding Handbook: Welding Science and Technology*. Miami Fl. 2001.

83. Easterling K. *Introduction to the physical metallurgy of welding*. Elsevier. 2013.
84. Kou S. *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons. Hoboken, 2003.
85. Lippold JC. *Welding metallurgy and weldability*. Wiley Online Library. 2015.
86. Chalmers B, *Principles of Solidification*, John Wiley and Sons. 1964.
87. Savage W, Nippes E, Szekeres E. *Study of weld interface phenomena in a low alloy steel*. **Welding Journal**. 55(9), 260, 1976.
88. Duvall D, Owczarski W. *Behavior of solute at mobile heat-affected zone grain boundaries*. **Welding Journal**. 45(8), 356, 1966.
89. Owczarski W, Duvall D, Sullivan C. *A model for heat affected zone cracking in nickel- base superalloys*. **Weld Journal**. 45(4), 145, 1966.
90. Gordon P. *Microcalorimetric investigation of recrystallization of copper*. **JOM**. 7(9), 1043-1051, 1955.
91. Petch N. *The cleavage strength of polycrystals*. **Journal of the Iron and Steel Institute**. 174, 25-28, 1953
92. Hall E. *The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results*. In: **Proceedings of the Physical Society**. Sec. B. 64(9), 747, 1951.
93. Hill RR, Abbaschian R, Abbaschian R. *Physical Metallurgy Principles*. Fourth ed. Thomson, 1973.
94. Granjon H, *Bases Métallurgiques du Soudage*. Publications du soudage et de ses applications. 1995.
95. Blondeau R. *Metallurgy and Mechanics of Welding: Processes and Industrial Applications*. John Wiley & Sons. 2013.
96. Diaz GY. *Efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V, B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) tratados térmicamente*. **Tesis de Maestría**. Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México. 2012.
97. Roncery LM, Weber S, Theisen W. *Welding of twinning-induced plasticity steels*. **Scripta Materialia**. 66(12), 997-1001, 2012.
98. Saha DC, Han S, Chin KG, Choi I, Park YD. *Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance-Spot-Welded High-Mn Steel in Automotive Application*. **Steel Research International**. 83(4), 352-357, 2012.

99. Yoo J, Kim B, Park Y, Lee C. *Microstructural evolution and solidification cracking susceptibility of Fe–18Mn–0.6 C–xAl steel welds*. **Journal Mater Science**. 50(1), 279-286, 2015.
100. 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**. Soul. p. F-7. 2011.
101. 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(7-8), 2071-2078, 2010.
102. Mujica L, Weber S, Thomy C, Vollertsen F. *Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 14(6), 517-522, 2009.
103. Frommeyer G, Br  x U, Neumann P. *Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes*. **ISIJ International**. 43(3), 438-446, 2003.
104. Ku JS, Ho NJ, Tjong SC. *Properties of electron-beam-welded and laser-welded austenitic Fe-28Mn-5Al-1C alloy*. **Journal of Materials Science**. 28(10), 2808-2814, 1993.
105. Tjong SC, Zhu SM, Ho NJ, Ku JS. *Solidification microstructure and creep rupture behaviour of electron beam welded austenitic Fe-28Mn-6Al-1C alloy*. **Materials Science and Technology**. 13(3), 251-256, 1997.
106. Chou CP, Lee CH. *Weld metal characteristics of duplex Fe-30Mn-10Al-xC alloys*. **Materials Science and Engineering: A**. 118, (1989), 137-146.
107. Chou CP, Lee CH. *Effect of carbon on the weldability of Fe-Mn-Al alloys*. **Journal of Materials Science**. 25(2), 1491-1496, 1990.
108. Lee C, J. Yoo, Y. Park, J. Choi. *Hot cracking susceptibility of Fe-Mn-Al-C austenitic steel welds*. In: **International Society of Offshore and Polar Engineers**. (2013).
109. S. Jeong, Kim B, Moon J, Park SJ, Lee C, *Influence of κ -carbide precipitation on the microstructure and mechanical properties in the weld heat-affected zone in various FeMnAlC alloys*. **Materials Science and Engineering: A**. 726, 223, 2018.
110. Jeong S, Park G, Kim B, Moon J, Park SJ. *Precipitation behavior and its effect on mechanical properties in weld heat-affected zone in age hardened FeMnAlC lightweight steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 742, 61, 2019.

111. Ding H, Li H, Misra RDK, Wu Z. *Strengthening mechanisms in low-density Fe–26Mn–xAl–1C steels*. **Steel Research International**. 89(9), 1700381, 2018.
112. Wu QZ, Ding H, An XH, Han D, Liao XZ. *Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low-density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content*. **Materials Science and Engineering: A**. 639, 187-191, 2015.
113. Barroso A, Cañas J, Picon R, Paris F, Méndez C. *Prediction of welding residual stresses and displacements by simplified models*. **Materials & Design**. 31(3), 1338-1349, 2010.
114. Goldak J, Chakravarti A, Bibby M. *A new finite element model for welding heat sources*. **Metallurgical Transactions B**. 15(2), 299-305, 1984.
115. 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(1), 198-205, 2013.
116. Rodríguez M. *Fundamentos tecnológicos y metalúrgicos para la soldadura de los aceros inoxidables*. **Tesis de Maestría**. Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México. 2003.
117. Radhakrishnan VM. *Welding Technology and Design*. **New Age International**. 2005.
118. ASTM International, ASTM E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, in Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Tests; Metallography. 2016.
119. ASTM International. E112-13 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, in Metals Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Tests; Metallography. 2021.
120. Ubhi HS, Jiang H. *Study of Micro-texture during Recovery and Recrystallisation in Folded bcc and fcc Sheet Samples*. **Materials Science Forum**. 702(1), 667-670, 2012.
121. Coello J, Miguel V, Calatayud A, Ferrer C, Martínez A. *Caracterización mediante la técnica EBSD de la deformación de chapa de acero inoxidable AISI 304 DDQ bajo tensiones multiaxiales típicas de la embutición*. **Revista de Metalurgia**. 45(5), 351-364, 2009.
122. Randle V, Engler O. *Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*. 1st edition, 2014.
123. Schwartz AJ, Kumar M, Adams BL, Field DP. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. **Springer**, 2009.
124. El Wahabi M, Gavard L, Montheillet F, Cabrera JM, Prado JM. *Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels*. **Acta Materialia**. 53(17), 4605-4612, 2005.

125. Badiola DJ, Iza-Mendia A, Gutierrez I. *Study by EBSD of the development of the substructure in a hot deformed 304 stainless steel*. **Materials Science and Engineering**. 394(1-2), 445-454, 2005.
126. El Wahabi M, Gavard L, Montheillet F, Cabrera JM, Prado JM. *EBSD study of purity effects during hot working in austenitic stainless steels*. **Materials Science and Engineering**. 393(1-2), 83-90, 2005.
127. ASTM International. E92-17 Standard test methods for vickers hardness and knoop hardness of metallic materials, in Metals mechanical testing; elevated and low-temperature tests, metallography. 2017.
128. ASTM International. E8/E8M-09 Standard test methods for tension testing of metallic materials, in Mechanical testing; elevated and low-temperature tests; metallography. 2012.
129. Sohn SS, Song H, Suh BC, Kwak JH, Lee BJ, Kim NJ. *Novel ultra-high-strength (ferrite+ austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization*. **Acta Materialia**. 96, 301-310, 2015.
130. Kong H, Liu C. *A Review on Nano-Scale Precipitation in Steels*. **Technologies**. 6 (1), 36-58, 2018.
131. Moore JJ. *Modification of the cast structure using rare earth additions*. **Iron and Steel Society/AIME**. 239-254, 1984.
132. Lan J, He J, Ding W, Wang Q, Zhu Y. *Effect of rare earth metals on the microstructure and Impact Toughness of a Cast 0.4 C–5Cr–1.2 Mo–1.0 V Steel*. **ISIJ international**. 40 (12), 1275-1282, 2000.
133. Nuri Y, Ohashi T, Hiromoto T, Kitamura O. *Solidification microstructure of ingots and continuously cast slabs treated with rare earth metal*. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**. 22 (6), 399-407, 1982.
134. Gourdet S, Montheillet F. *A model of continuous dynamic recrystallization*. **Acta Materialia**. 51 (9), 2685-2699, 2003.
135. Humphreys FJ, Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. **Elsevier**, Kidlington, Oxford, UK. 2012.
136. Xing J, Wei Y, Hou L. *An overview of the effects of alloying elements on the properties of lightweight Fe-(15-35) Mn-(5-12) Al-(0.3-1.2) C steel*. **JOM**. 70 (6), 929-937, 2018.

137. Song W, Zhang W, Appen JV, Dronskowski R, Bleck W. *k-Phase formation in Fe–Mn–Al–C austenitic steels*. **Steel Research International**. 86 (10), 1161-1169, 2015.
138. Bartlett LN, Avila BR. *Grain refinement in lightweight advanced high-strength steel castings*. **International Journal of Metalcasting**. 10 (4), 401-420, 2016.
139. Yoo JD, Hwang SW, Park KT. *Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 40 (7), 1520-1523, 2009.
140. Zhao C, Song R, Zhang L, Yang F, Kang T. *Effect of annealing temperature on the microstructure and tensile properties of Fe–10Mn–10Al–0.7 C low-density steel*. **Materials & Design**. 91, 348-360, 2016.
141. Kim CW, Kwon SI, Lee BH, Moon JO, Park SJ. *Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 673, 108-113, 2016.
142. Hwang CN, Chao CY, Liu TF. *Grain-boundary precipitation in an Fe-8.0 Al-31.5 Mn-1.05 C alloy*. **Scripta Metallurgica et Materialia**. 28 (2), 263-268, 1993.
143. Hwang CN, Chao CY, Liu TF. *Grain-boundary precipitation in an Fe-7.8 Al-31.7 Mn-0.54 A alloy*. **Scripta Metallurgica et Materialia**. 28 (1), 109-114, 1993.
144. Park KT. *Tensile deformation of low-density Fe–Mn–Al–C austenitic steels at ambient temperature*. **Scripta Materialia**. 68 (6), 375-379, 2013.
145. Waudby PE. *Rare earth additions to steel*. **International Metals Reviews**. 23 (1), 74-98, 1978.
146. Villanueva-Pérez OE. *Caracterización metalográfica, estructural y mecánica de un acero avanzado de baja densidad Fe-Mn-Al-C microaleado con Ti/B*, **Tesis de Maestría**. Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México. 2019.
147. C Haase, C Zehnder, T Ingendahl, A Bikar, F Tang. *On the deformation behavior of κ -carbide-free and κ -carbide-containing high-Mn light-weight steel*. **Acta Materialia**. 122, 332-343. 2017
148. Shin SY, Lee H, Han SY, Seo CH, Choi K, Lee S. *Correlation of microstructure and cracking phenomenon occurring during hot rolling of lightweight steel plates*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 41 (1), 138, 2010.
149. Sutou Y, Kamiya N, Umino R, Ohnuma I, Ishida K. *High-strength Fe–20Mn–Al–C-based alloys with low density*. **ISIJ International**. 50 (6), 893-899, 2010.

150. Han SY, Shin SY, Lee S, Kim J, Kwak JH, Chin KG. *Effect of carbon content on cracking phenomenon occurring during cold rolling of three light-weight steel plates*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 42 (1), 138-146, 2011.
151. Howell R, Weerasooriya T, Aken D.V. *Tensile, high strain rate compression and microstructural evaluation of lightweight age hardenable cast Fe-30Mn-9Al-XSi-0.9 C-0.5 Mo steel*. **International Journal of Metalcasting**. 4(1), 7-18, 2010.
152. Mujica L, Weber S, Hunold G, *Development and Characterization of Novel Corrosion-Resistant TWIP Steels*. **Journal Iron Steel Research International**. 82(1), 26-31, 2011.
153. Park IJ, Lee SM, Kang M, Lee S, Lee YK. *Pitting corrosion behavior in advanced high strength steels*. **Journal of Alloys and Compound**. 619(1), 205-210, 2015.
154. Jeon SH, Kim ST, Lee IS, Park JH, Kim KT, Kim JS. *Effects of copper addition on the formation of inclusions and the resistance to pitting corrosion of high-performance duplex stainless steels*. **Corrosion Science**. 53(4), 1408-1416, 2011.
155. Hernández-Belmontes H. *Estudio de la soldabilidad de aceros avanzados de nueva generación alto-Mn austeníticos (Fe-Mn-Al-Si-C) de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados con Ti*. **Tesis Doctoral**. Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. México. 2019.
156. Flemings M.C. *Solidification processing*. **Metallurgical Transactions**, 5(10), 2121-2134, 1974.
157. Borland, JC, *Generalized theory of super-solidus cracking in welds*. **British Welding Journal**. 7, 508, 1960.
158. Suutala N, Takalo T, Moisio T. *Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds*. **Metallurgical Transactions A**. 10, 1183, 1979.
159. Li L, Messler R. *Segregation of phosphorus and sulfur in heat-affected zone hot cracking of type 308 stainless steel*. **Rivista Italiana della Saldatura**. 54, 511, 2002.
160. Hull FC. *Effects of Alloying Additions on Hot Cracking of Austenitic Chromium-nickel Stainless Steels*. **Proceedings**. 60, 667, 1960.
161. Shankar V, Gill TP, Mannan SL, Sundaresan S, *Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*. **Sadhana**. 28, 359, 2003.
162. Keil D, Zinke M, Pries H. *Investigations on hot cracking of novel high manganese TWIP-steels*. **Hot Cracking Phenomena in Welds III**. 209, 2011.

163. Matsuda F, Nakagawa H, Katayama S. *Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels: Effect of La or REM Addition on Solidification Crack Resistance. Transactions of Joining and Welding Research.* 11, 79, 1982.
164. Kim B, Jeong S, Park SJ, Moon J, Lee C, *Local brittle cracking in the heat-affected zone of lightweight steels. Materials Chemistry and Physics.* 238, 121904, 2019.
165. Reyes-Calderon F, Mejia I, Boulaajaj A, Cabrera JM. *Effect of microalloying elements (Nb, V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel. Mater Sci Eng. A.* 560, 552-560, 2013.
166. DebRoy T, David S. *Physical processes in fusion welding. Reviews of Modern Physics.* 67(1), 85, 1995.
167. Sato K, Tagawa K, Inoue Y, *Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe-Mn-Al-C alloys. Metallurgical Transactions A.* 21, 5, 1990.
168. Acselrad O, Kalashnikov IS, Silva EM, Khadyev MS, Simao RA. *Diagram of phase transformations in the austenite of hardened alloy Fe-28% Mn-8.5% Al-1% C-1.25% Si as a result of aging due to isothermal heating. Metal Science and Heat Treatment.* 48(11-12), 543-553, 2006.
169. Jeffus L, *Welding and metal fabrication.* Cengage Learning, 2011.
170. Sun Z, Davies HA, Whiteman JA, *Phasestructure and morphology of rapidly solidified Fe-15Mn-8Al-2C alloy. Metal Science.* 18(9), 459-463, 1984.
171. Yoo J, Han K, Park Y, Choi J, Lee C. *Evaluation of solidification cracking susceptibility of Fe-18Mn-0.6C steel welds. Sci. Technol. Weld. Join.* 19(6), 514-520, 2014.
172. Kurz W, Fisher D, *Fundamentals of Solidification. Trans. Tech. Publications,* 1998.
173. Saha DC, Chang I, Park YD, *Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels. Mater. Charact.* 93, 40-51, 2014.
174. Rosenthal D, *Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. Weld. J.* 20, 220-234, 1940.
175. Gutiérrez-Urrutia I, Raabe D. *Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe-Mn-Al-C steel. Acta Materialia.* 60(16), 5791-5802, 2012.

176. Mejía I, Maldonado C, Benito JA, Jorba J. *Determination of the work hardening exponent by the Hollomon and differential Crussard-Jaoul analyses of cold drawn ferrite-pearlite steels. Materials science forum.* 509, 37-40, 2006.
177. He J, Han G, Fukuyama S. *Tensile behaviour of duplex stainless steel at low temperatures. Materials Science and Technology.* 15(8), 909-920, 1999.
178. Wang LH, Tang D, Jiang HT, Liu JB, *Effects of different Manganese content on Microstructures and Properties of TWIP Steel. Adv. Mat. Res.* 254-258, 2012.
179. Li X, Chen L, Zhao Y, Yuan X, Misra RDK. *Influence of original austenite grain size on tensile properties of a high-manganese transformation-induced plasticity (TRIP) steel. Materials Science and Engineering: A.* 715, 257-265, 2018.
180. Choi K, Seo CH, Lee H, Kim SK, Hyunkwak J, GeunChin K, Park KT, Kim NJ. *Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe–28Mn–9Al–0.8 C steel. Scripta Materialia.* 63(10), 1028-1031, 2010.
181. Zhang L, Song R, Zhao C, Yang F. *Work hardening behavior involving the substructural evolution of an austenite–ferrite Fe–Mn–Al–C steel. Materials Science and Engineering: A.* 640 225-234, 2015.
182. De las Cuevas F, Ferraiuolo A. *Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch. Revista de Metalurgia.* 50(4), 031, 2014.
183. Zhou N, Song R, Yang F, Li X, Li J. *Influence of annealing temperature on microstructure and three-stage strain hardening behavior in cold-rolled Fe-Mn-Al-C steel. JOM.* 71(11), 4105-4113, 2019.
184. Park G, Kim B, Kang Y, Kang H, Lee C. *Characterization of bond line discontinuities in a high-Mn TWIP steel pipe welded by HF-ERW. Materials Characterization.* 118, 14-21, 2016.

TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO

1. Definir un conjunto de aleaciones donde se cuente con una composición química base y únicamente exista una variable (elemento microaleante), esto daría mayor información sobre el efecto del microaleante en la soldabilidad de aceros de baja densidad
2. Complementar el modelo de elemento finito para tener mejores aproximaciones en la distribución de calor de la placa, lo que permite disminuir en tiempo y costos el número de procesos de soldadura reales.
3. Caracterizar metalográficamente por microscopía electrónica de transmisión para una observación a detalle de la morfología, tamaño, distribución y demás información sobre carburos kappa y su interacción con el movimiento de dislocaciones lo que dilucidaría el mecanismo de deformación que actúa en este sistema.
4. Automatizar el proceso de soldadura, lo cual permitiría dejar constante la cantidad de calor aportado, disminuyendo así las variables involucradas.
5. Utilizar como medio comparativo un proceso de soldadura de bajo aporte de calor (proceso de soldadura laser o haz de electrones) y evaluar las diferencias en propiedades mecánicas con respecto a un proceso GTAW.
6. Realizar estudios de soldabilidad de placas delgadas (1 mm) por medio de un proceso de soldadura por puntos de resistencia (RSW).

PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA

1. C.E. Coronado-Alba, I. Mejía, Metallographic, structural and mechanical characterization of low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steels microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition. *MRS Adv*, **2019**, 4, 3087–3095.
2. C.E. Coronado-Alba, I. Mejía, J.M. Cabrera, Metallographic, structural, and mechanical characterization of weld nuggets in Fe–Mn–Al–C low-density steels microalloyed with Ti/B and Ce/La by gas tungsten arc welding process, *Steel Res. Int.* **2021**, 2100229.

PARTICIPACIÓN EN CONGRESOS.

3. C.E. Coronado-Alba, I. Mejía, Metallographic, structural and mechanical characterization of low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steels microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition, in symposium E6, Advanced Structural Materials: Mechanics, Properties and Applications at the XXVIII International Materials Research Congress, to be held in Cancun in August 18 - 23, 2019.
4. Maleni García-Gómez, C.E. Coronado-Alba, I. Mejía, M.A. Espinosa-Medina, Corrosion resistance behavior of new generation advanced high-strength steels of the Fe-Mn-Al-C system, in symposium E8, NACE: Corrosion and Metallurgy at the XXVIII International Materials Research Congress, to be held in Cancun in August 18 - 23, 2019.

1.



Metallographic, structural and mechanical characterization of low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steels microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition

C.E. Coronado-Alba¹, I. Mejía¹

¹Departamento de Metalurgia Mecánica, Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edificio "U-3" Ciudad Universitaria, 58030 Morelia, Michoacán, México. E-mail: carlos.coronado0705@gmail.com, imejia@umich.mx

ABSTRACT

Low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steels have high strength, high ductility and a significant weight reduction respect to other alloyed steels. However, this complex system exhibits second-phase precipitation, particularly κ -carbide. It is well-known that the microalloying elements addition to steel generates precipitation hardening, as well as grain refinement effect. It is worth noting that low-density steels can cause cracking during hot-rolling due to high Mn, Al and C contents and segregation in grain boundaries. Hot-rolling conditions play an important role in the dynamic recrystallization mechanisms, and therefore in the austenitic grain size. The main objective of this research work is the metallographic, structural and mechanical characterization of low-density steels microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition. For this purpose Fe-(27-30)Mn-(7-8)Al-(1.2-1.8)C (wt.%) low density steels microalloyed with Ti/B and Ce/La were hot-rolled at 1200 °C in two stages with a total reduction of 93%. Metallographic, structural and mechanical characterization was carried out by optical (LOM) and scanning electron (SEM) microscopies, electron backscatter diffraction (EBSD), X-ray diffraction (XRD) and microhardness Vickers (HV) testing. In general, the first stage of hot-rolling exhibits a strongly bimodal microstructure of dynamically recrystallized austenitic grains, while the second stage shows more uniform recrystallized grain size. In the first stage of hot-rolling the austenite is the predominant phase, while in the second stage the α -ferrite phase is barely visible. Low-density steel microalloyed with Ti/B presented better grain size and microhardness values compared to steel microalloyed with Ce/La. Preferred crystallographic orientations were not found.

RESEARCH ARTICLE

steel
research
international
www.steel-research.de

Metallographic, Structural, and Mechanical Characterization of Weld Nuggets in Fe–Mn–Al–C Low-Density Steels Microalloyed with Ti/B and Ce/La by Gas Tungsten Arc Welding Process

Carlos Enrique Coronado-Alba, Ignacio Mejía,* and José María Cabrera

The use of low-density (LD) steels has become increasingly important due to the advantages they offer, such as high strength, high ductility, and principally weight reduction. However, there are few studies regarding their weldability by conventional processes due to the metallurgical complexity of these alloys, including kappa carbides precipitation and hot-cracking associated with the high contents of Mn, Al, and C. Herein, the main objective is the characterization of the fusion zone and different heat-affected zones of austenitic Fe–Mn–Al–C LD steels microalloyed with Ti/B and Ce/La. For this purpose, weld nuggets were prepared by autogenous gas tungsten arc welding process using heat inputs of 660 and 975 J. The weld nuggets were characterized metallographic, structural, and mechanically by light optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, and Vickers microhardness. In general, weld nuggets shows three well-defined zones where γ -austenite is the main phase and AlN and MnS particles act as nuclei of complex precipitated particles of microalloying elements such as TiC and (Ce, La)O. A considerable decrease in hot-cracking was noticed in the microalloyed grades. A modulated structure of kappa-carbide particles was responsible of the largest hardness values (≈ 450 Vickers microhardness) in the second heat-affected zone.

1. Introduction

The use of steels in the industry has spread completely worldwide. However, due to the current environmental conditions, the energy efficiency of the systems and/or structures in which low-density (LD) steels intervene must be increasingly promoted. LD steels of the Fe–Mn–Al–C system were developed in the 1950s to replace stainless steels using Cr instead of Al and Ni

instead of Mn.^[1] However, its potential as a structural steel in the automotive industry was soon noticed due to its LD and high mechanical resistance, which attracted the attention of the industry. Among other benefits, the Fe–Al–Mn–C system steels exhibit good cryogenic properties and corrosion resistance.^[1] The addition of Al to Mn-rich austenitic steels generates two important effects: on the one hand, the increase in the stacking fault energy (SFE) and, on the other hand, the precipitation of kappa carbides. This last feature is the most important reinforcement mechanism in austenitic Fe–Mn–Al–C steels that contain high amounts of Al and C. However, these carbides produce a complex system that makes difficult to join these steels by conventional welding processes. The kappa phase is produced by spinodal decomposition ($\gamma \rightarrow \gamma_0 + \gamma' \rightarrow \gamma_0 + L1_2 \rightarrow \gamma_0 + L1_2/E2_1 = \gamma_0 + k$),^[2] where γ_0 is a carbon lean γ phase, γ' is a carbon-rich γ phase, $L1_2$ is a short range-ordered phase with Al atoms at the corners of the cube and Fe/Mn at the faces. $L1_2$ phase undergoes further ordering of C atoms, which settle at the octahedral site of the cube lattice, resulting in the formation of $E2_1$ and $L1_2$ structures, where $L1_2$ finally has the same crystallographic structure of austenite, to accomplish the requirement of the spinodal decomposition, i.e., same crystal structure of parent and product phases. This last phase $L1_2/E2_1$ turns into κ -carbides.^[3] This phase transformation generates intragranular cuboidal carbides of nanometric size, by the concentrations of C and Al, which directly affect their formation.^[1] In contrast, aging heat treatment is the most common process that triggers the spinodal decomposition of austenite.^[3] However, the driving energy which promotes its precipitation can also be obtained from the hot-rolling process and the own chemical composition.^[2] Such carbides can also be formed after the welding process,^[4] as the steel is exposed to a severe thermal cycles of rapid heating/cooling transformations, which can promote a complex field of internal stresses. Accordingly, the heat-affected zone (HAZ) and the fusion zone (FZ) of LD steels present defects such as stress concentration or residual stress as a result of thermal cycles.

C. E. Coronado-Alba, I. Mejía, J. M. Cabrera
Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo
Edificio "U-3", Ciudad Universitaria, Morelia, Michoacán 58066, Mexico
E-mail: imejia@umich.mx, imejia.granados@gmail.com

J. M. Cabrera
Department of Materials Science and Engineering EEBE
Universidad Politècnica de Catalunya
q/Eduard Maristany 10-14, Barcelona 08019, Spain

 The ORCID identification number(s) for the author(s) of this article can be found under <https://doi.org/10.1002/srin.202100229>.

DOI: 10.1002/srin.202100229

steel research int. 2021, 2100229

2100229 (1 of 13)

© 2021 Wiley-VCH GmbH

3.



XXVIII INTERNATIONAL MATERIALS RESEARCH CONGRESS

MRS MATERIALS RESEARCH SOCIETY
Advancing materials. Improving the quality of life.

Metallographic, structural and mechanical characterization of a low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steel microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition

Carlos Enrique Coronado-Alba¹, Ignacio Mejía¹¹Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Departamento de Metalurgia Mecánica, Mexico.

Low-density austenitic Fe-Mn-Al-C steels have high strength, high ductility and good antioxidant and anticorrosive properties. However, this complex system exhibits phase transformations and second-phase precipitation, particularly kappa carbide. It is well-known that the microalloying elements addition to steel generates precipitation hardening, as well as grain refinement effect. It is worth noting that the low-density steels can cause cracking during hot-rolling due to high Mn, Al and C contents and their segregation at grain boundaries. Hot-rolling conditions (e.g., temperature, deformation level and strain rate) play an important role in the dynamic recrystallization mechanisms, and therefore in the austenitic grain size. The main objective of this research work is the metallographic, structural and mechanical characterization of low-density steels microalloyed with Ti/B and Ce/La in hot-rolling condition. For this purpose a Fe-27Mn-7Al-1.2-1.8C (wt.%) low density steels microalloyed with Ti/B and Ce/La were hot-rolled at 1200 °C in two stages with a total reduction of 95%. Metallographic, structural and mechanical characterization was carried out by optical (LOM) and scanning electron (SEM) microscopy, X-ray diffraction (XRD) and microhardness Vickers testing, respectively. In general, first hot rolling stage exhibits a strongly bimodal microstructure of dynamically recrystallized austenitic grains, while the second stage shows more uniform recrystallized grain size. XRD results indicate that the austenite does not undergo phase transformation during the hot-rolling stages. Low-density steel microalloyed with Ti/B presented better grain size and microhardness values compared to steel microalloyed with Ce/La.

Keywords: Low density steel, hot-rolling, microstructure

Acknowledgment:

Authors would like to thank the National Council on Science and Technology (Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología-México) for the support during the Project CB-2012-01-0177572. The present research project was also supported by the Coordinación de la Investigación Científica-UMSNH (México) (CIC-1.8). Carlos Coronado's studies were sponsored by the National Council on Science and Technology (Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología-México), N.B. 582985.

Presenting author's email: imejia@umich.mx

4.



XXVIII INTERNATIONAL MATERIALS RESEARCH CONGRESS

MRS MATERIALS RESEARCH SOCIETY
Advancing materials. Improving the quality of life.

CORROSION RESISTANCE BEHAVIOR OF NEW GENERATION ADVANCED HIGH-STRENGTH STEELS OF THE Fe-Mn-Al-C SYSTEM

Maleni García-Gómez¹, Carlos Enrique Coronado-Alba¹, Ignacio Mejía¹, Marco Antonio Espinosa Medina²¹Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Metalurgia Mecánica, Mexico. ²Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Facultad de Ingeniería Mecánica, Mexico.

Twinning-induced plasticity (TWIP) and low-density (LD) steels have excellent mechanical properties (high strength elongation). The good relationship between these properties has made these steels an excellent option for the automotive sector. LD steels have achieved a significant weight reduction due to their high Al content. However, one limitation of the advanced steels of the Fe-Mn-Al-C system is their lower corrosion resistance respect to the stainless steels of the Fe-Cr-Ni system. The main objective of this research work is to determine the corrosion resistance behavior of the last generation advanced high-strength steels of the Fe-Mn-Al-C system. For this purpose, potentiodynamic polarization and impedance tests were made in conventional (Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.6C) and modified (Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.6C-2Cr-2Ni-1Mo-1Cu) TWIP steels, and low-density steel (Fe-31Mn-8Al-1.9C) in solution heat-treated condition at 1150 °C. Corrosion tests were carried out using an electrolytic cell with a reference electrode of saturated calomel and a working electrode of graphite. Potentiodynamic polarization curves were measured in a 3.5% NaCl solution at 25°C. Metallographic characterization of the corroded surface was performed by optical (LOM) and scanning electron (SEM) microscopies. Results indicate that modified TWIP steel exhibited the highest corrosion resistance ($E_{\text{corr}} = -819.2$ mV and $I_{\text{corr}} = 2.88\text{E-}03$ mA/cm²) due to the presence of Cr, Ni and Cu. On the other hand, LD steel showed the lowest corrosion resistance ($E_{\text{corr}} = -964.4$ mV and $I_{\text{corr}} = 4.81\text{E-}03$ mA/cm²), which is attributed to the fact that high contents of Al and C promote the formation of the kappa-carbide ((Fe,Mn)₃AlC). In general, the corrosion mechanism in TWIP steels is controlled by activation, while in LD steel it is by combination of activation and diffusion.

Keywords: TWIP steel, Low-density steel, Corrosion resistance

Acknowledgment:

Authors would like to thank the National Council on Science and Technology (Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología-México) for the support during the Project CB-2012-01-0177572. The present research project was also supported by the Coordinación de la Investigación Científica-UMSNH (México) (CIC-1.8). Maleni Gómez and Carlos Coronado's studies were sponsored by the National Council on Science and Technology (Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología-México), N.B. 819755 and 582985.

Presenting author's email: imejia@umich.mx