



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

“DISEÑO, FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA, ESTRUCTURAL Y
MECÁNICA DE ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DÚPLEX DEL SISTEMA
Fe-Mn-Al-C MICROALEADOS CON Ti Y Nb.”

Tesis que para obtener el grado de:

Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:
Ing. Antonio Guillen Salinas

Director de Tesis:
Dr. Ignacio Mejía Granados
Departamento de Metalurgia Mecánica IIMM-UMSNH

Morelia, Michoacán, México, Diciembre 2025.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm.IIMM-288-2025

Morelia Mich., 15 de octubre de 2025

ING. ANTONIO GUILLÉN SALINAS

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 Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada *“Diseño, fabricación y caracterización metalográfica, estructural y mecánica de aceros avanzados de baja densidad dúplex del sistema Fe-Mn-Al-C microaleados con Ti Y Nb.”*, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

93002670	Dr. Ignacio Mejía Granados	Director de tesis
01003062	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	Vocal
01001531	Dr. José Lemus Ruiz	Vocal
03003795	Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Vocal
97003581	Dr. Juan Zárate Medina	Suplente

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



#HumanistaPorSiempre

AGRADECIMIENTOS.

A la Secretaría de Ciencias, Humanidades y Tecnologías (SECIHT) por el apoyo económico otorgado durante esta etapa crucial de mi formación.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por haber sido mi casa de estudios por dos años y por su constante labor en la creación de mejores condiciones académicas.

Al Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIMM) por todas las facilidades otorgadas a lo largo de mi formación como Maestro en Ciencias.

A las instituciones colaboradoras, a la Universidad Politécnica de Cataluña, al Instituto Tecnológico de Morelia y a la UNAM Campus Morelia, por su apoyo al facilitar el acceso a equipos e infraestructura especializada que resultaron indispensables para la realización de las distintas etapas de experimentación y análisis de este trabajo de tesis.

A mi asesor, el Dr. Ignacio Mejía Granados, a quien agradezco las enseñanzas y consejos otorgados, su acompañamiento, paciencia, confianza y, sobre todo, mi formación en la noble profesión de la investigación.

A los miembros de mi mesa sinodal: al Dr. Arnoldo Bedolla, al Dr. Francisco Vapeani, al Dr. Héctor Guillermo y al Dr. José Luis Lemus, quienes, gracias a sus contribuciones y observaciones, enriquecieron sustancialmente este trabajo y mi crecimiento personal y profesional.

A todo el personal operativo del IIMM, especialmente a los técnicos Tony, Sayil, Simón, Jorge, Remedios y Héctor; a don Sergio, a las secretarias Vero, Rosy y Vony, y a la contadora Indra, ya que su labor hace posible el desarrollo de proyectos que aportan valor y conocimiento a esta maravillosa ciencia.

A mis compañeros de trabajo, Netza y Marcos, quienes me acompañaron en un inicio y compartieron conmigo su conocimiento; les estaré infinitamente agradecido. A Carlos Coronado, quien no solo me brindó consejos e información valiosa, sino también su amistad y confianza. Y a mis compañeros Porfirio y Galena, por mostrarme distintas perspectivas del conocimiento. ¡Muchas gracias a todos!

DEDICATORIA.

Dedico esta obra a cada una de las personas que estuvieron conmigo y me brindaron su apoyo, consejos y tiempo.

A mis padres, Antonio y Leticia, las personas que más aprecio. Gracias por estar conmigo desde el inicio y confiar siempre en mí; les agradezco de corazón el ser mi familia.

A mis hermanos, Atziri, Itzel y Jaziel, a quienes agradezco su compañía y tiempo. Por esos momentos que solo se viven entre hermanos: las risas, las adversidades, los días felices y los difíciles. Siempre podré confiar en ustedes y les estaré infinitamente agradecido.

A mi hija, Natalia Aracely, quien llegó a mi vida justo a la mitad de este proyecto. Quiero que sepas que, si bien los momentos no han sido fáciles, este es solo el inicio de nuestra vida. Seré un padre ejemplar; lucharé y velaré por tu bienestar el resto de mis días. Eres mi niña pequeña y me has enseñado lo que es el verdadero amor, te amo, mi pequeña bebé.

A mi esposa, Aracely, agradezco tu compañía, cariño y amor. Sé que la vida tiene altibajos, pero quiero que tengas claro que, si el amor, la paz y el respeto son la constante, siempre estaremos bien. Te aprecio por estar conmigo y ser mi compañera de vida.

ÍNDICE GENERAL.

ÍNDICE DE FIGURAS	viii
ÍNDICE DE TABLAS	xiii
RESUMEN	xiv
ABSTRACT	xv
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1 JUSTIFICACIÓN	2
1.2 OBJETIVOS	3
1.2.1 <i>Objetivo general</i>	3
1.2.2 <i>Objetivos específicos</i>	3
1.3 HIPÓTESIS	3
1.4 METAS CIENTÍFICAS/TECNOLÓGICAS	4
CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ESTADO DEL ARTE	6
2.1 GENERALIDADES DE LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS)	7
2.1.1 <i>Generaciones de aceros avanzados de alta resistencia</i>	9
2.2 GENERALIDADES DE LOS ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD	9
2.2.1 <i>Clasificación de los aceros de baja densidad</i>	10
2.2.2 <i>Aplicaciones de los aceros de baja densidad</i>	13
2.3 ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DÚPLEX	13
2.4 DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE FASES DE LOS ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DEL SISTEMA FE-MN-AL-C	15
2.4.1 <i>Diagramas de equilibrio de fases</i>	15
2.4.2 <i>Fase austenita</i>	18
2.4.3 <i>Fase ferrita</i>	19
2.4.4 <i>Fase kappa</i>	19
2.4.5 <i>Fases B2 y D03</i>	21
2.4.6 <i>Fase Mn-β</i>	22
2.5 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN EL SISTEMA FE-MN-AL-C EN ACEROS DÚPLEX DE BAJA DENSIDAD	23
2.5.1 <i>Efecto del contenido de Al</i>	23
2.5.2 <i>Efecto del contenido de Mn</i>	24
2.5.3 <i>Efecto del contenido de C</i>	25
2.6 EFECTO DE LOS ELEMENTOS MICROALEANTES EN ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD ..	25
2.6.1 <i>Niobio</i>	25
2.6.2 <i>Titanio</i>	26
2.7 SOLIDIFICACIÓN DE ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DEL SISTEMA FE-MN-AL-C ..	27
2.8 DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN CALIENTE	28

2.8.1 <i>Mecanismos de ablandamiento</i>	29
2.8.2 <i>Mecanismos de endurecimiento</i>	30
2.8.3 <i>Efecto de los precipitados sobre la recristalización dinámica</i>	30
2.9 MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO EN ACEROS DE BAJA DENSIDAD DEL SISTEMA FE-MN-AL-C	31
2.9.1 <i>Endurecimiento por solución sólida</i>	31
2.9.2 <i>Endurecimiento por refinamiento de grano</i>	31
2.9.3 <i>Endurecimiento por precipitación</i>	31
2.9.4 <i>Endurecimiento por deformación</i>	31
2.10 TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN	32
2.11 ESTADO DEL ARTE	33
CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	36
3.1 DIAGRAMA DE FLUJO DEL PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	37
3.2 DISEÑO Y FORMULACIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DÚPLEX ..	38
3.3 PREDICIONES POR MEDIO DEL SOFTWARE JMATPRO®	38
3.4 FABRICACIÓN DE LOS ACEROS DE BAJA DENSIDAD DÚPLEX	39
3.4.1 <i>Materias primas y balance de carga</i>	39
3.4.2 <i>Fabricación de aceros en horno de inducción al vacío</i>	40
3.4.3 <i>Vaciado de la fundición en lingoteras</i>	40
3.5 SECCIONAMIENTO DE LINGOTES	42
3.6 ANÁLISIS Y CARACTERIZACIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS	43
3.6.1 <i>Técnica de espectroscopia de emisión por chispa</i>	43
3.6.2 <i>Técnica de análisis químico por SEM-EDS</i>	43
3.7 APLICACIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y ACONDICIONAMIENTO MICROESTRUCTURAL ..	44
3.7.1 <i>Tratamiento térmico de homogeneizado</i>	44
3.7.2 <i>Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente</i>	45
3.7.3 <i>Tratamiento térmico de solubilizado</i>	45
3.7.4 <i>Tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento</i>	46
3.8 CARACTERIZACIÓN METALÓGRAFICA	47
3.8.1 <i>Preparación metalográfica</i>	48
3.8.2 <i>Ataque químico</i>	48
3.8.3 <i>Microscopía óptica (MO)</i>	48
3.8.4 <i>Microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS)</i>	48
3.8.5 <i>Ensayos de EBSD</i>	49
3.9 CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL	49
3.9.1 <i>Difracción de rayos-X (DRX)</i>	49
3.10 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA	51
3.10.1 <i>Microdureza Vickers (HV)</i>	51
3.10.2 <i>Ensayos de tracción uniaxial</i>	52

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	54
4.1 PREDICCIONES DE JMATPRO®	55
4.1.1 <i>Diagramas de equilibrio y metaestables</i>	55
4.1.2 <i>Isopletas</i>	60
4.1.3. <i>Diagramas de transformación TTT y CCT</i>	67
4.2 CARACTERIZACIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS	70
4.2.1 <i>Espectrometría por chispa</i>	70
4.2.2 <i>Caracterización por análisis químico puntual mediante SEM-EDS</i>	71
4.3 CONDICIÓN DE SOLIDIFICACIÓN (AS-CAST)	73
4.3.1 <i>Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz (LOM)</i>	73
4.3.2 <i>Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS</i>	75
4.3.3 <i>Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X</i>	77
4.3.4 <i>Aplicación de la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD)</i>	79
4.3.5 <i>Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers</i>	89
4.4 CONDICIÓN DE LAMINACIÓN EN CALIENTE Y/O TRATAMIENTO TERMOMECÁNICO	90
4.4.1 <i>Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM</i>	90
4.4.2 <i>Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS</i>	91
4.4.3 <i>Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X</i>	94
4.4.4 <i>Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers</i>	96
4.4.5 <i>Ensayos de tracción uniaxial</i>	97
4.5 CONDICIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZADO	99
4.5.1 <i>Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM</i>	99
4.5.3 <i>Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X</i>	102
4.5.4 <i>Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers</i>	105
4.5.5 <i>Ensayos de tracción uniaxial</i>	106
4.6 TRATAMIENTO TÉRMICO DE PRECIPITACIÓN O ENVEJECIMIENTO	108
4.6.1 <i>Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM</i>	108
4.6.2 <i>Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS</i>	111
4.6.3 <i>Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X</i>	115
4.6.4 <i>Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers</i>	117
4.6.5 <i>Ensayos de tracción uniaxial</i>	118
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES	122
TRABAJO FUTURO	127
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	128

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO II

Figura 2.1. Evolución de las propiedades de las diferentes generaciones de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [3].....	8
Figura 2.2. Secciones isotérmicas para aleaciones Fe-Mn-Al-C a 900 °C establecidas mediante experimentos y basadas en el enfoque CALPHAD con variación en el manganeso a: (a) Mn = 10%, (b) Mn = 20%, (c) Mn = 30%. Los puntos etiquetados por el círculo, el triángulo, el cuadrado, el cuadrado sólido y el diamante indican las composiciones de aleación experimentales ubicadas en γ , $(\gamma + \kappa)$, $(\gamma + M_3C)$, $(\alpha + \kappa)$ y $(\gamma + \alpha)$ con sus campos de fase, respectivamente [12].	16
Figura 2.3. Secciones politérmicas de los diagramas de fases de las aleaciones Fe-15Mn-xAl-y C calculadas a partir de FactSage en función del C para Mn = 15 % y diversos contenidos de Al, (a) Al = 4%, (b) Al = 7%, (c) Al = 10%. Las líneas discontinuas indican la temperatura de formación de la fase κ ; mientras que las líneas punteadas muestran la temperatura de transición orden desorden [9].	18
Figura 2.4. Celda unitaria convencional de carburo κ (Fe_3AlC). La esfera blanca representa al átomo de carbono, las esferas grises representan átomos de aluminio y las esferas anaranjadas representan átomos de hierro [46].	20
Figura 2.5. a) Representación cristalográfica tridimensional (3D) de aleaciones de Heusler completas Fe_3M (M=Al, Ga, Si y Ge) en una estructura tipo D03 con grupo espacial $Fm\bar{3}m$ [53]. b) Estructura B2, la composición de las subredes b y d es la misma, pero difiere de la composición de las subredes a y c, las cuales son nuevamente las mismas. Correspondiente a esta estructura, elegimos la aleación para que pudiéramos comparar los resultados obtenidos con cálculos previos en esta aleación [54].	21
Figura 2.6. a) Representación pictórica de la celda unitaria de la fase $Mn-\beta$. Las esferas azules representan átomos de Mn I, el verde claro átomos de Mn II (las rojas marcan meramente las esquinas de la celda unitaria). Se dibujan los enlaces de vecinos más cercanos más cortos. Las flechas visualizan los momentos ferrimagnéticos calculados en un volumen ligeramente expandido. Los momentos más pequeños de Mn I están orientados a lo largo de la dirección positiva del eje z, los momentos mayores de Mn II están orientados antiparalelamente a los momentos de Mn I. b) Subredes de Mn II en una celda unitaria duplicada de $Mn-\beta$, que consiste en una red de triángulos que comparten esquinas. Todos los planos de los triángulos son normales a uno de los ejes [111]. Uno de los elementos de "molino de viento distorsionado" formado por tres triángulos casi regulares que comparten esquinas está resaltado por el sombreado de los triángulos. El ángulo ϕ entre dos triángulos satisface la relación $\cos \phi = 1/3$ [55].	22

Figura 2.7. Efecto del contenido de aluminio sobre las propiedades mecánicas de aleaciones Fe-Al-Mn-C, (a) Aleación Fe(20-22)-Mn-0.6C-Al y aleación ferrítica monofásica Fe-Al, (b) Aleación austenítica monofásica Fe(20, 30)-Mn-(0.9, 1)C-Al [56]..... 23

CAPÍTULO III

Figura 3.1	Diagrama de flujo para el procedimiento experimental.	37
Figura 3.2	a) Horno de inducción al vacío CONSARC del IIMM y b) Crisol de alúmina con carga de acero LDD-REF.....	40
Figura 3.3	Esquema de lingoteras con dimensiones en mm y vista isométrica de referencia. 41	
Figura 3.4	Diagrama de cortes realizados en los lingotes.....	42
Figura 3.5	Ciclo de tratamiento térmico de homogenización.	44
Figura 3.6	Ciclo general de los tratamientos termomecánicos de laminación en caliente.....	45
Figura 3.7	Ciclo del tratamiento térmico de solubilizado.....	46
Figura 3.8	Ciclos de los tratamientos térmicos de envejecimiento por precipitación aplicados a los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti.	47
Figura 3.9	Interfase del programa X'Pert HighScore Plus v3.0, con indexación del patrón de difracción del acero LDD-REF en condición de solidificación.....	50
Figura 3.10	a) Esquema con dimensiones en mm de placa maquinada, b) Diseño de probeta plana con dimensiones en mm.....	53

CAPÍTULO IV

Figura 4.1	Diagramas de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.....	55
Figura 4.2	Diagrama de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para el acero LDD-REF, con acercamiento a las fases minoritarias.	57
Figura 4.3	Diagrama de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para el acero LDD-Nb, con acercamiento a las fases minoritarias.	58
Figura 4.4	Diagramas de equilibrio de fases metaestables obtenidos por JMatPro para el acero LDD-Ti, con acercamiento enfocado a las fases minoritarias.	60
Figura 4.5	Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-REF, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0 a 2 (% en peso) y c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso).	61

Figura 4.6 Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-Nb, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0 a 2 (% en peso), c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso) y d) Niobio de 0.1 a 0.5 (% en peso)	64
Figura 4.7 Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-Ti, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0.5 a 1.5 (% en peso), c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso) y d) Titanio de 0.1 a 0.5 (% en peso)	66
Figura 4.8 Diagramas de trasformación a) TTT y b) CCT para el acero LDD-REF.....	67
Figura 4.9 Diagramas de trasformación a) TTT y b) CCT para el acero LDD-Nb.....	68
Figura 4.10 Diagrama de trasformación (a) TTT y (b) CCT para el acero LDD-Ti.	69
Figura 4.11 Tamaño medio de separación entre brazos secundarios de las dendritas (DAS) para los tres aceros.	73
Figura 4.12 Metalografías por microscopio óptico, para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.....	74
Figura 4.13 Metalografías por microscopía electrónica, para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.....	76
Figura 4.14 Mapeo químico elemental por EDS para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	77
Figura 4.15 Difractogramas en condición de solidificación de los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	78
Figura 4.16 Resultado del post procesamiento para los mapas de fases de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.....	80
Figura 4.17 Mapas de Kernel de los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.....	81
Figura 4.18 Figuras de polos para los aceros: LDD-REF a), d), g), LDD-Nb b), e), h) y LDD-Ti c), f) e i).	82
Figura 4.19 Figura de polos inversa o IPF para los aceros LDD-REF a), d) y g), LDD-Nb b), e) y h) y LDD-Ti c), f) e i).....	84
Figura 4.20 ODF para la fase austenita en el acero de referencia en condición de solidificación....	86
Figura 4.21 ODF para la fase austenita del acero microaleado con niobio en condición de solidificación.....	87
Figura 4.22 ODF para la fase austenita del acero microaleado con titanio en condición de solidificación.....	88
Figura 4.23 Metalografías de microscopía óptica, en condición de 4a laminación de los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	91

Figura 4.24 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM), en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	92
Figura 4.25 Mapeo químico elemental por EDS, en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	93
Figura 4.26 Difractogramas en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	94
Figura 4.27 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de laminación.....	98
Figura 4.28 Metalografías de microscopía óptica en condición de solubilizado para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	100
Figura 4.29 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM), en condición de solubilizado para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	101
Figura 4.30 Mapeo químico elemental por EDS en condición de solubilizado para los aceros: a) LDD-Nb y b) LDD-Ti.	102
Figura 4.31 Difractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solubilizado.	103
Figura 4.32 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de solubilizado.....	106
Figura 4.33 Micrografías por microscopía óptica en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	109
Figura 4.34 Metalografías por microscopía óptica en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	110
Figura 4.35 Evolución de la fase kappa entre ambas condiciones de envejecimiento para los aceros: a) LDD-REF a 450 °C y LDD-REF a 550 °C.	111
Figura 4.36 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM) en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	112
Figura 4.37 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM) en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.	113
Figura 4.38 Análisis por microscopía electrónica de barrido en condición de envejecimiento a 450 °C para el acero LDD-REF a) EDS con elementos Fe-Mn-Al-C, b) Ubicación de los análisis puntuales realizados y c) resultado de análisis puntual 1.	114

Figura 4.39 Difractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C	115
Figura 4.40 Difractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C	116
Figura 4.41 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C.....	119
Figura 4.42 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición condición de T.T. de envejecimiento a 550°C.....	120

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 3.1 Rangos de composición química de aceros avanzados de baja densidad dúplex.....	38
Tabla 3.2 Balance de carga para la fabricación de aceros LDD-REF, LDD-Ti y LDD-Nb.....	39
Tabla 4.1 Resultados concentrados de espectrometría por chispa para los tres aceros (LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti), valores en % en peso.....	70
Tabla 4.2 Composición química de los aceros obtenida por análisis puntual (EDS) para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti (% en peso).	72
Tabla 4.3 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de solidificación.....	79
Tabla 4.4 Resultados de ensayos por microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de solidificación.....	89
Tabla 4.5 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de 4 ^a laminación.	96
Tabla 4.6 Resultados del ensayo de microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de 4a. laminación en caliente.....	96
Tabla 4.7 Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tracción uniaxial de los tres aceros en condición de 4a. laminación.	99
Tabla 4.8 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de solubilizado.....	104
Tabla 4.9 Resultados del ensayo de microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de solubilizado.....	105
Tabla 4.10 Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tracción uniaxial de los tres aceros en condición de solubilizado.	107
Tabla 4.11 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de envejecimiento a 450°C y 550°C.....	117
Tabla 4.12 Resultados de los ensayos de microdureza Vickers para los tres aceros en condición de envejecimiento.	118
Tabla 4.13 Propiedades mecánicas derivadas de los ensayos de tracción uniaxial llevados a cabo para los tres aceros en condición de envejecimiento.....	121

RESUMEN.

Históricamente, los aceros han sido fundamentales para el desarrollo humano. En las últimas décadas, la investigación y desarrollo en metalurgia ha aumentado considerablemente, esto ha dado lugar a la creación de nuevos aceros que satisfacen requisitos cada vez más específicos. Actualmente y derivado de distintas crisis como la crisis climática, diversos países han realizado una serie de estrictas regulaciones medioambientales, especialmente en la industria automotriz, donde la reducción de peso ha tomado gran relevancia. Los aceros de baja densidad (Low-Density, LD) del sistema Fe-Mn-Al-C representan una nueva generación de aceros avanzados, caracterizados por una excelente combinación y relación entre su resistencia y ductilidad. Estos materiales son ideales para aplicaciones en las industrias aeronáutica, automotriz y militar, ofrecen grandes ventajas respecto a los aceros convencionales tales como una alta resistencia mecánica, un buen rendimiento a la fatiga, resistencia a la oxidación, elongación considerable y una baja en la densidad de hasta el 20%. El objetivo principal de este proyecto de investigación es estudiar el efecto de la adición de titanio (Ti) y niobio (Nb) como elementos microaleantes, en un acero avanzado de baja densidad dúplex base austenita del sistema Fe-Mn-Al-C, bajo condiciones de tratamiento térmico y termo-mecánico. Se diseñaron y fabricaron tres aceros dúplex LD de nueva generación en un horno de inducción al vacío: uno de referencia y dos más microaleados, uno con Ti y otro con Nb. Los aceros se sometieron a tratamientos térmicos y termo-mecánicos como homogenización, laminación en caliente, solubilizado y envejecimiento por precipitación. Se realizó una amplia caracterización de los tres aceros en cada una de sus condiciones por medio de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos-X (DRX), además de caracterización mecánica por medio de ensayos de microdureza Vickers (HV) y tracción uniaxial. En general, los resultados indican que la adición de Ti y Nb como elementos microaleantes a un acero dúplex LD Fe-14Mn-8Al-1C genera una microestructura más fina, particularmente en la condición de laminación en caliente (tamaño de grano menor a 40 μm). Por otro lado, la resistencia aumenta con la adición de Ti y Nb, alcanzando resistencias máximas superiores a 1000 MPa y alargamientos mayores al 30 %, así como durezas mayores a 400 HV, particularmente en la condición de laminación en caliente y tratamiento térmico de envejecimiento por precipitación. La relación de austenita, ferrita, fase kappa, así como de partículas precipitadas de Ti y Nb tiene un papel fundamental en las propiedades mecánicas desarrolladas en estos aceros.

Palabras clave: Aceros de baja densidad; Dúplex; Tratamientos Térmicos; Fase Kappa; Titanio; Niobio.

ABSTRACT

Historically, steels have been fundamental to human development. In recent decades, research and development in metallurgy has increased considerably, leading to the creation of new steels that meet increasingly specific requirements. Currently, and stemming from various issues such as the climate crisis, several countries have implemented a series of strict environmental regulations, especially in the automotive industry, where weight reduction has gained great relevance. Low-Density (LD) steels of the Fe-Mn-Al-C system represent a new generation of advanced high-strength steels, characterized by an excellent combination and balance of strength and ductility. These materials are ideal for applications in the aerospace, automotive, and military industries, offering significant advantages over conventional steels, such as high mechanical strength, good fatigue performance, oxidation resistance, considerable elongation, and a density reduction of up to 20%. In this research work, the effect of adding titanium (Ti) and niobium (Nb) as microalloying elements in a duplex, austenite-based, advanced low-density steel of the Fe-Mn-Al-C system was studied under heat and thermo-mechanical treatment conditions. Three new-generation LD duplex steels were designed and manufactured in a vacuum induction furnace: one reference steel and two microalloyed steels, one with Ti and the other with Nb. The steels underwent heat and thermomechanical treatments such as homogenization, hot-rolling, solution, and precipitation aging. Extensive characterization of the three steels was performed under each of these conditions using optical microscopy (LOM), scanning electron microscopy (SEM), and X-ray diffraction (XRD). In addition mechanical characterization through Vickers microhardness (HV) and uniaxial tensile testing was performed. In general, the results indicate that the addition of Ti and Nb as microalloying elements to a Fe-14Mn-8Al-1C LD duplex steel results in a finer microstructure, particularly in the hot-rolled condition (grain size less than 40 μm). On the other hand, strength increases with the addition of Ti and Nb, reaching ultimate tensile strength greater than 1000 MPa and elongations greater than 30%, as well as hardness greater than 400 HV, particularly in the hot-rolled and precipitation aging heat treatment conditions. The ratio of austenite, ferrite, kappa phase, and precipitated Ti and Nb particles plays a fundamental role in the mechanical properties developed in these steels.

Keywords

Low-Density Steels; Duplex; Heat Treatments; Kappa Phase; Titanium; Niobium.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.

Los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, son una nueva generación de aceros avanzados que combinan una excelente relación entre sus propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad, estos aceros son caracterizados por una reducción significativa en su peso, esto en una relación de hasta el 1.4% de reducción de peso por cada 1% en peso de Al en el sistema [9], esta característica los posiciona como los candidatos ideales en aplicaciones para la industria automotriz, aeroespacial, energética y militar, donde la eficiencia en el peso de componentes y la necesidad de una excelente relación resistencia ductilidad son factores claves.

El sistema Fe-Mn-Al-C es un sistema principalmente cuaternario en el cual la metalurgia es compleja, cada uno de estos elementos aporta distintos efectos los cuales terminarán afectando las propiedades finales del material. Estos aceros se clasifican en 3 grupos principales: i) Aceros LD austeníticos, ii) aceros LD ferríticos y iii) Aceros LD dúplex. Particularmente, los aceros LD dúplex, son sub divididos en 2 categorías más, i) Aceros LD dúplex base austenita y ii) Aceros dúplex base ferrita. Este trabajo se centra en el estudio y análisis de aceros dúplex de baja densidad base austenita.

Un aspecto crucial para optimizar las propiedades en distintos tipos de aceros en la adición de distintos elementos a manera de microaleantes. Elementos como el niobio (Nb) y el titanio (Ti) son conocidos por su capacidad para refinar el tamaño de grano, controlar la precipitación de fases secundarias y mejorar la resistencia a través de mecanismos de endurecimiento por precipitación y endurecimiento por solución sólida. En este trabajo se estudia el efecto de la adición de Nb y Ti como elementos microaleantes sobre la evolución de la microestructura y propiedades mecánicas.

En esta investigación no solo se ha ampliado el conocimiento sobre estos aceros, sino que también se han establecido correlaciones entre la composición, el procesamiento termomecánico, la evolución microestructural y las propiedades mecánicas finales del material, logrando sentar bases firmes para el diseño y desarrollo de futuras generaciones de aceros de baja densidad que posean propiedades optimizadas para aplicaciones industriales específicas.

1.1 JUSTIFICACIÓN.

- i) Los aceros de baja densidad (LD) tienen una característica muy singular en términos de propiedades mecánicas, ya que presentan alta resistencia y elevada ductilidad, además de una reducción en densidad de hasta 20% respecto a los aceros convencionales.
- ii) Los aceros de baja densidad dúplex alcanzan resistencia máxima de hasta 1300 MPa y alargamiento de hasta 40%.
- iii) Existe muy poca información en la literatura especializada sobre el efecto de la adición de elementos microaleantes en aceros de baja densidad dúplex del sistema Fe-Mn-Al-C, particularmente del titanio y niobio.
- iv) Los niveles de CO₂ y otros gases de efecto invernadero aumentan cada año, según la Organización Mundial de la Salud (OMS). Esto ha llevado a la implementación de regulaciones ambientales cada vez más estrictas para controlar las emisiones de gases. Una alternativa eficaz para reducir el consumo de combustible y emisión de gases es el aligeramiento de los vehículos en zonas estratégicas, que conserven sus propiedades estructurales. Esto es posible gracias al desarrollo y estudio de nuevos sistemas de aleaciones, como los aceros de baja densidad.
- v) La investigación y desarrollo (I+D) de aceros de baja densidad (LD) está acorde con las nuevas políticas energéticas y ecológicas, enfocadas a disminuir el consumo de combustibles, que ayudan a mitigar el problema de la contaminación ambiental.
- vi) El acero es una aleación tecnológica de grandes aplicaciones (actualmente la producción mundial es 1,878.5 millones de toneladas al año). A pesar de presentar ciertas limitantes, la correcta elección de sus elementos de aleación, su procesamiento térmico y/o termo-mecánico y el diseño óptimo en su aplicación final, lo mantienen como un material potencial y, hasta cierto punto, en un material relativamente económico en comparación con otros, y en muchas aplicaciones, hasta ahora insustituible. Una de las industrias más importantes en el estado de Michoacán y la región es la siderúrgica. Cabe destacar la presencia de empresas siderúrgicas en el estado como Arcelor Mittal (Lázaro Cárdenas), DeAcero S.A. de C.V (Morelia, Celaya) y Fundidora Morelia S.A. de C.V. (Morelia).

1.2 OBJETIVOS.

1.2.1 *Objetivo general.*

Diseñar, fabricar y caracterizar metalográficamente, estructural y mecánicamente aceros avanzados de nueva generación de baja densidad dúplex base austenita del sistema Fe-Mn-Al-C microaleados con Ti y Nb.

1.2.2 *Objetivos específicos.*

- i) Diseñar composiciones químicas de aceros avanzados de baja densidad dúplex microaleados con Ti y Nb.
- ii) Predecir las propiedades físicas, termodinámicas, termo-físicas y mecánicas.
- iii) Predecir diagramas de fases en equilibrio, así como diagramas de trasformación TTT, CCT y PTT.
- iv) Diseñar y aplicar tratamientos térmicos y termo-mecánicos de acondicionamiento microestructural (homogenización, laminación en caliente, solubilizado).
- v) Diseñar y aplicar tratamiento isotérmico de envejecimiento por precipitación de la fase kappa.
- vi) Caracterizar microestructuralmente mediante microscopía óptica (LOM), microscopía electrónica de barrido (SEM, EDS y EBSD) y difracción de rayos-X (DRX).
- vii) Determinar las propiedades mecánicas por medio de ensayos de microdureza Vickers y tensión uniaxial.

1.3 HIPÓTESIS.

Argumentos:

- i) Los aceros de baja densidad (LD, por sus siglas en inglés), son una nueva generación (3ra) de aceros avanzados de alta resistencia que se caracterizan por su excelente relación resistencia - alargamiento, la presencia de elementos de aleación como el manganeso con densidad 7.47 g/cm^3 y aluminio con densidad de 2.7 g/cm^3 , propician una reducción significativa en la densidad del sistema, además de una mejora en sus propiedades mecánicas, lo que promueve la reducción en masa (por ende en peso) de piezas sin sacrificar propiedades.

- ii) Las fases reportadas en tratamientos térmicos (TT) realizados sobre el sistema Fe-Mn-Al-C son: fase Kappa (envejecimiento), B2 (FeAl) y D03(Fe₃Al) (envejecimiento, recocido) y Mn-β (sobre envejecimiento).
- iii) El elemento Nb como microaleante en el rango del 0.08 al 0.3% en peso, propicia el refinamiento de grano, es formador de carburos de niobio (NbC), los cuales son estables a altas temperaturas, este compuesto promueve una mayor resistencia mecánica, así como una cinética de precipitación y recristalización retardada en tratamientos térmicos y termo mecánicos.
- iv) El elemento Ti como microaleante en el rango del 0.01 al 0.2% en peso, promueve el refinamiento de grano debido a la formación de carburos de titanio (TiC), nitruros de titanio (TiN), los cuales son estables a altas temperaturas y tienden a migrar hacia los límites de grano siendo puntos de nucleación de otras fases en tratamientos térmicos y termo-mecánicos.

Proposición:

Con base en los argumentos anteriores es de esperar que la adición de elementos constituyentes del sistema Fe-Mn-Al-C, así como de los microaleantes Ti y Nb en aceros LD dúplex base austenita del sistema Fe-Mn-Al-C, propicien cambios favorables en las propiedades mecánicas y físicas como la resistencia, la ductilidad y la densidad. En los sistemas microaleados se espera una cinética de recristalización dinámica y estática lenta. En el tratamiento térmico de envejecimiento, se contempla un retraso en la precipitación de las fases afines al carbono como la fase kappa. En general, se espera un mayor refinamiento de grano debido a los precipitados formados principalmente por los elementos microaleantes.

1.4 METAS CIENTÍFICAS/TECNOLÓGICAS.

- i) Aportar nuevos conocimientos sobre el efecto de los microaleantes Ti y Nb en el rango de composición del 0.2-0.25 % en peso para los sistemas desarrollados de aceros de baja densidad dúplex base austenita.
- ii) Lograr un refinamiento de tamaño de grano menor a 40 micras.
- iii) Lograr una disminución en la densidad mayor al 10% en comparación con aceros convencionales.

- iv) Desarrollar aceros LD dúplex micro-aleados con Ti y Nb, que presenten resistencia máxima mayor/igual a 1000 MPa y alargamiento mayor al 35%.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ESTADO DEL ARTE.

2.1 Generalidades de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) son materiales que han sido desarrollados para cumplir con necesidades específicas en una amplia variedad de industrias, desde la médica hasta la militar pero especialmente con enfoque a la industria automotriz, donde se ha buscado mejorar la seguridad, la eficiencia del consumo de combustible y reducir las emisiones de gases de efecto invernadero [1]. Su desarrollo comenzó en 1994 con el programa “Partes automotrices de acero ultra-ligero” (ULSAB por sus siglas en inglés), desde entonces, ha continuado con iniciativas como “Partes de sujeción de autos de aceros ultra-ligeros” (ULSAC) y “Vehículos de acero del futuro” (FSV), demostrando su capacidad para reducir el peso de los vehículos y mejorar la seguridad y la eficiencia [2].

Estos aceros se caracterizan por tener composiciones químicas cuidadosamente seleccionadas y microestructuras multifásicas, las cuales son logradas mediante procesos de tratamientos térmicos y acondicionamiento microestructural. Estas propiedades que han sido estudiadas en la metalurgia de estos aceros, al ser combinadas otorgan una alta resistencia y una buena ductilidad, permitiendo a los fabricantes automotrices cumplir con los exigentes requisitos de diseño y funcionalidad principalmente para partes de impacto y elementos estructurales críticos de los vehículos [1-4].

La clasificación de estos aceros es la siguiente:

- i) Doble fase (DP): Compuestos por ferrita y martensita, estos aceros ofrecen una buena combinación de resistencia y ductilidad. Es ampliamente utilizado en componentes que deben absorber energía durante un impacto [2].
- ii) Fase compleja (CP): Incluyen bainita y martensita, con pequeñas cantidades de ferrita y austenita. Estos aceros proporcionan alta resistencia y buena ductilidad, adecuados para componentes estructurales [2].
- iii) Ferrítico-bainítico (FB): Contienen ferrita y bainita, proporcionando un equilibrio entre resistencia y ductilidad. Se utiliza en aplicaciones donde se requiere una buena conformabilidad [2].
- iv) Martensíticos (MS): Compuestos principalmente de martensita, estos tipos de acero son extremadamente resistentes, pero menos dúctiles. Se les considera ideales para componentes que necesitan alta resistencia al desgaste [2].

v) Plasticidad inducida por transformación (TRIP): Contienen ferrita, bainita y austenita retenida, la cual transforma en martensita durante la deformación, aumentando la ductilidad y la absorción de energía [2].

vi) Conformado en caliente (HF): Este tipo de aceros se conforman en caliente y luego se enfrián rápidamente para obtener una microestructura martensítica, combinando una alta resistencia y ductilidad moderada [2].

vii) Plasticidad inducida por maclaje (TWIP): Se caracterizan por contener un alto contenido de manganeso (17-24%), lo que produce una alta proporción de austenita estable a temperatura ambiente. Usan el mecanismo de maclas de deformación para mejorar la ductilidad mientras mantiene una alta resistencia, alcanzando alargamientos máximos cercanos al 50% y una resistencia a la tracción superior a 1000 MPa [2, 4].

Cada generación de aceros AHSS se ha desarrollado para mejorar sus propiedades principalmente de resistencia mecánica. Las características de resistencia y alargamiento de cada acero avanzado AHSS se ilustran mediante el “diagrama de banana”, mostrado en la Figura 2.1.

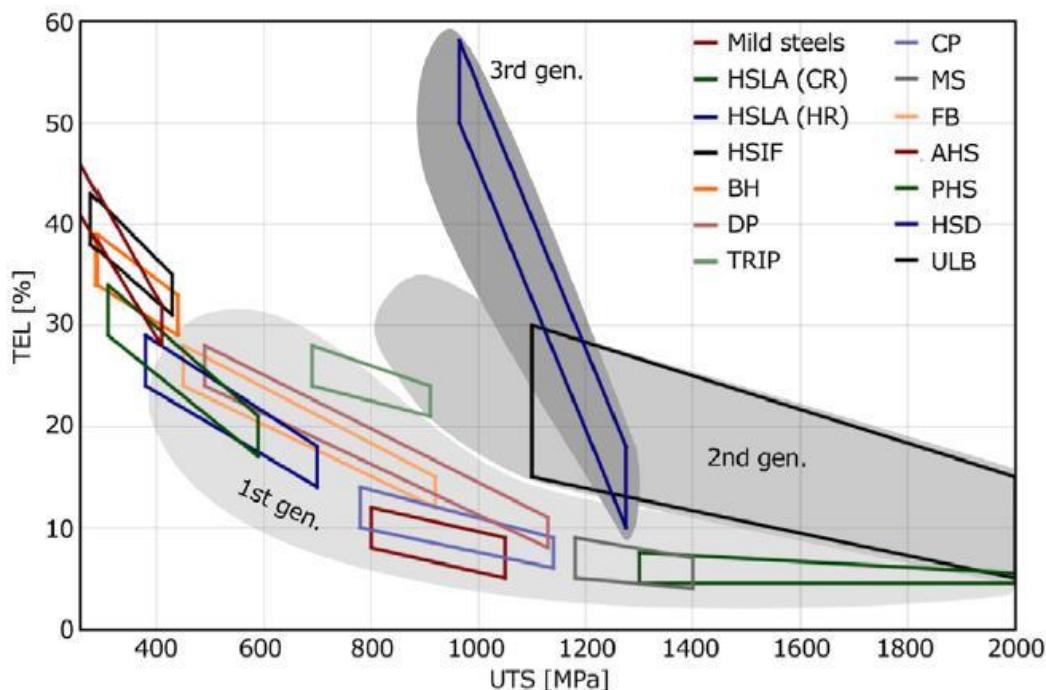


Figura 2.1. Evolución de las propiedades de las diferentes generaciones de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [3].

La resistencia a la tracción es considerada como una medida de la carga máxima que un material puede soportar en un área determinada y generalmente se mide en MPa. El alargamiento, por otra parte se considera generalmente como una medida de la ductilidad de un material [5].

2.1.1 Generaciones de aceros avanzados de alta resistencia.

Primera generación: Los aceros avanzados de primera generación se han desarrollado a partir de aceros dulces (bajo carbono), con la adición de elementos de aleación. A medida que los ingenieros de materiales desarrollaron aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), en los cuales se utilizaron diferentes elementos de aleación y mecanismos de endurecimiento, la resistencia general de estos materiales aumentó, pero a costa de una reducción en su capacidad para la elongación o deformación. Los aceros HSLA han dado paso a los aceros de doble fase (DP), de plasticidad inducida por transformación (TRIP) y a los aceros martensíticos, todos los aceros de primera generación tienen como desventaja de que a una mayor resistencia se disminuye en gran medida el porcentaje de máximo de alargamiento o elongación [2, 3].

Segunda generación: Para superar los problemas de la primera generación de aceros AHSS se desarrolla la segunda generación de aceros avanzados (aceros con mecanismos de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) y aceros inoxidables austeníticos) utilizando cantidades significativas de elementos de aleación. Aunque han logrado aumentos significativos en resistencia y alargamiento, estos materiales rara vez han encontrado un lugar en la industria automotriz debido a su alto costo y los problemas asociados con su soldabilidad, principalmente [2, 3].

Tercera generación: Los aceros avanzados de tercera generación ofrecen la capacidad de lograr la resistencia y ductilidad de los aceros de segunda generación sin los costos asociados ni los problemas en la soldabilidad, estos combinan un alto alargamiento acompañado con una alta resistencia a la tracción. Generalmente se considera que los aceros de tercera generación tienen una resistencia a la tracción superior a 1000 MPa y un alargamiento mínimo del 20% [2, 6]. En este grupo se encuentran los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C.

2.2 Generalidades de los aceros avanzados de baja densidad.

Los aceros avanzados de baja densidad (LD), son sistemas de aleación diseñados para ofrecer excelentes propiedades mecánicas y al mismo tiempo reducir significativamente su peso en

volumen, principalmente debido a la naturaleza química de sus elementos constituyentes, lo que los convierte en candidatos ideales en muchas aplicaciones, especialmente en los sectores automovilístico y aeroespacial. El desarrollo y optimización de estos aceros pretende conseguir un equilibrio entre resistencia, ductilidad y peso [7-9].

Este tipo de aceros son caracterizados por contener elementos como aluminio (Al), silicio (Si) y manganeso (Mn), los cuales proporcionan su característica reducción en la densidad sin realizar un gran sacrificio en las propiedades mecánicas. El aluminio es el principal elemento que destaca especialmente por su capacidad para reducir significativamente la densidad del sistema en una relación de 1% de reducción de densidad por cada 1.3% en peso de Al, también la adición de aluminio y silicio promueve la formación de microestructuras complejas, como fases ferríticas, austeníticas e intermetálicas, que influyen en las propiedades generales del material [10-12].

La adición de aluminio no solo reduce la densidad, sino que también mejora la estructura de grano y aumenta la resistencia específica del acero. Además de que optimizar el contenido de aluminio es de gran importancia para mantener la ductilidad y obtener la mejor relación en reducción de peso contra ductilidad [12].

2.2.1 Clasificación de los aceros de baja densidad.

Es posible clasificar a los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C en función de las estructuras y fases presentes en su matriz, esta clasificación contempla tres categorías principales: aceros ferríticos, austeníticos y dúplex. No obstante, algunos autores afirman que es posible otorgarles una clasificación extra correspondiente a los aceros con tres fases o trifásicos denominados aceros tríplex. Estas categorías vienen determinadas por las fases primarias presentes en la microestructura, y por los rangos típicos de composición de sus principales elementos constituyentes, los cuales son manganeso (Mn), aluminio (Al) y carbono (C) [9, 12].

Aceros ferríticos:

Los aceros ferríticos de baja densidad están formados principalmente por una matriz de ferrita, intermetálicos de tipo B2, D03 y carburos-kappa. Estos aceros suelen tener un bajo contenido de Mn (<5%), un contenido moderado de Al (5-11%) y un contenido muy bajo de C (<0.1%), cabe señalar que, para esta clasificación, “ferrita” se refiere tanto a la ferrita- δ , como a la ferrita- α , que tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc). Este tipo de aleaciones, en

condición de deformación en caliente tiene una microestructura alargada de ferrita- δ y pueden estar presentes las siguientes fases: A2-desordenada (FeAl), B2-ordenada (FeAl) o D03-ordenada (Fe₃Al), a temperatura ambiente dependiendo del contenido de Al [9, 11, 13-15].

Estas aleaciones son más sencillas de procesar y exhiben propiedades mecánicas adecuadas para aplicaciones de paneles exteriores de automóviles. Los aceros ferríticos de baja densidad contienen esencialmente Al que, al ser un estabilizador de la ferrita, reduce significativamente la zona austenítica al tiempo que expande el campo de fase ferrítica [16]. Esto da como resultado una microestructura completamente ferrítica a temperatura ambiente, es posible agregar Al en aceros ferríticos de baja densidad hasta cantidades bastante altas como el 11% en peso, pero se ha determinado que el contenido de Al debe restringirse a menos del 6.5% en peso debido a la presencia de un ordenamiento de corto alcance (B2, D03), el cual aumenta la fragilidad, por lo tanto, perjudica la conformabilidad y puede ocurrir con un contenido superior al 6.5% en peso de Al. También se ha demostrado que el contenido de C en los aceros ferríticos que contienen Al debe minimizarse para evitar la posible formación de carburos ordenados [17].

El Al tiene un gran efecto sobre estos aceros, principalmente sobre el tamaño de grano. Cuando se agrega a aceros en pequeñas cantidades (<0.04% en peso), provoca el refinamiento de grano a través del mecanismo de arrastre de Zener ejercido por las partículas de AlN. Sin embargo, los aceros ferríticos de baja densidad que contienen altas cantidades de Al exhiben granos más gruesos que los aceros con bajo contenido de carbono, derivado de lo anterior se ha demostrado que la presencia de C en la matriz refina el tamaño del grano, posiblemente por el efecto de arrastre de soluto [14, 18].

Aceros austeníticos:

Los aceros austeníticos de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, contienen un alto contenido de Mn (>25% en peso), estos aceros son soluciones sólidas concentradas de austenita con una fracción atómica de Fe a menudo inferior a 0.5, el ordenamiento de corto alcance generalmente ocurre en la austenita debido a los factores termodinámicos causados por los elementos pesados de la aleación. Este orden de corto alcance existe en aceros procesados incluso con una alta velocidad de enfriamiento, como el templado en agua. En aceros austeníticos los carburos-kappa precipitan en el orden de corto alcance [19]. La energía de falla de apilamiento de la austenita, así como la existencia de carburos-kappa modifican las características de deformación de los aceros

austeníticos y dan lugar a diferentes mecanismos de mejora de la ductilidad, como TWIP (plasticidad inducida por maclaje), SIP (plasticidad inducida por bandas de corte) y MBIP (plasticidad inducida por microbandas de corte), los cuales propician buenas propiedades mecánicas. Este tipo de aleaciones pueden tener una microestructura austenítica totalmente equiaxial a temperaturas de trabajo en caliente, y la fase austenita será metaestable después de un enfriamiento rápido. [11, 20-22].

Aceros dúplex:

Los aceros dúplex de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C son básicamente aleaciones con dos fases, ferrita y austenita, dependiendo de las cantidades de Al, Mn y C, estos aceros se caracterizan por contener una fase madre mayoritaria, la cual compondrá la mayoría de la microestructura subyacente, ya sea ferrita (mayor Al) o austenita (mayor Mn + C), permitiendo así subdividir a estos aceros en aceros dúplex a base de ferrita y aceros dúplex a base de austenita, respectivamente [9, 11, 23, 24].

Los aceros dúplex de baja densidad a base de ferrita suelen contener entre un 3 y 10% de Mn, entre 3 y 9% de Al y hasta 0.4% de C, poseen una microestructura de γ + ferrita- δ con más del 50% de ferrita- δ . En estos sistemas la estabilidad de la austenita (γ) es relativamente baja en comparación con un sistema a base de austenita, esto provoca una transformación diferente y compleja de la austenita metaestable a temperaturas más bajas [9, 23].

Por otro lado, los aceros dúplex base austenita, poseen un mayor contenido de Mn (10-25%), Al generalmente en el rango del 5-12% y de 0.6 a 1.0% en C, presentan una fase austenítica mucho más estable a temperatura ambiente debido a su alto contenido de elementos estabilizadores, lo que también producirá precipitados kappa nanométricos dentro de los granos de austenita [25]. Por lo tanto, este tipo de aceros en ciertas ocasiones también son denominados aceros tríplex de baja densidad en función de la presencia de un sistema trifásico [9, 11, 23].

Aceros tríplex

Son sistemas con básicamente tres fases: ferrita, austenita y fase kappa. Por lo tanto, la metalurgia básica de los aceros dúplex relativa a las transformaciones de fase, también es válida para estos aceros. Dependiendo de su composición química, la ruta básica del proceso de producción de aceros tríplex implica procesos secundarios de acondicionamiento microestructural [11].

Para aceros con bajo contenido en Mn durante el enfriamiento continuo, inicialmente la austenita se descompone en ferrita y cementita. A temperaturas más bajas, la austenita puede transformarse en perlita a través de una reacción eutectoide. Si esta transformación se completa solo parcialmente, entonces los carburos (como la cementita) pueden precipitar en la matriz restante de austenita, dando lugar a una estructura que podría describirse como modulada [11].

2.2.2 Aplicaciones de los aceros de baja densidad.

Los aceros Fe-Mn-Al-C, fueron desarrollados y estudiados en el inicio de la década de 1950 inicialmente como una potencial alternativa para los costosos aceros inoxidables del sistema Fe-Cr-Ni y para diferentes aplicaciones como en la industria aeroespacial, la química o para resistencia a la oxidación y la corrosión, con composiciones específicas recomendadas para cada propósito [9].

Mas tarde, en los años 2000, se realizan investigaciones para la adopción de aleaciones Fe-Mn-Al-C para aplicaciones estructurales de automóviles. Desde entonces ha atraído la atención considerablemente debido al potencial principalmente en la disminución del peso en carrocerías, también se ha evaluado su potencial uso para la fabricación de otros componentes automotrices [7, 26], se ha analizado las posibles aplicaciones para la industria militar y de transporte [27].

Según Gutierrez-Urrutia [23], los aceros del sistema Fe-Mn-Al-C, exhiben un rendimiento mecánico criogénico comparable al de los aceros inoxidables convencionales, por lo que también encuentran aplicaciones en entornos de bajas temperaturas y criogénicos debido a sus buenas propiedades mecánicas a bajas temperaturas. Estas propiedades son esenciales para los componentes utilizados en el almacenamiento y transporte del gas natural licuado (GNL), así como en otros equipos de procesamiento criogénico. La estabilidad y el rendimiento de estos aceros en condiciones criogénicas, garantizan la seguridad y fiabilidad de los tanques de almacenamiento y las tuberías.

2.3 Aceros avanzados de baja densidad dúplex.

Los aceros avanzados de baja densidad dúplex representan a una nueva clase de materiales en el campo de las aleaciones ligeras de alto rendimiento. Estos aceros se caracterizan principalmente por una microestructura bifásica, que consta de austenita (γ) y ferrita (α), estas fases pueden

adaptarse mediante técnicas específicas de aleación y procesamiento térmico. Estos aceros se centran principalmente en lograr una combinación de alta resistencia, buena ductilidad y una densidad reducida en comparación con los aceros convencionales [9, 11, 23-25].

Los aceros dúplex de baja densidad generalmente contienen cantidades significativas de Mn, Al y C. Los rangos de composición típicos son: para el Mn de un 12-30%, para el Al de un 5-12%, para el C varía del 0.4-1.2% [23].

Los elementos composicionales de estos aceros juegan un papel crucial en la estabilización de las fases que influyen en las propiedades mecánicas. El alto contenido de Al contribuye a la reducción de la densidad, mientras que el Mn y el C son esencialmente estabilizadores de la fase austenita y mejoran la resistencia y la ductilidad a través de mecanismos como los efectos de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) y Plasticidad Inducida por maclaje (TWIP) [11].

Los aceros dúplex del sistema Fe-Mn-Al-C se caracterizan por una microestructura multifásica compleja que consta de ferrita- δ , ferrita- α , austenita y carburos-kappa, la fase martensita- α' y bainita se pueden formar en aceros dúplex base ferrita con un alto contenido de Mn. Debido a los altos contenidos de aleación de Mn y Al, la microestructura de solidificación contiene segregaciones macroscópicas de estos elementos que dan como resultado una estructura en forma de bandas durante el proceso de laminación en caliente. Los parámetros como la estructura, el tamaño, la fracción volumétrica y la distribución de las fases estructurales se pueden controlar ajustando las condiciones termo-mecánicas. Como se mencionó anteriormente, la clasificación de estos aceros es en función de la fase matriz, los cuales son aceros dúplex a base de ferrita y austenita [23, 28-31].

Respecto a las características microestructurales de estos aceros es posible observar que los aceros dúplex a base de ferrita poseen un contenido medio de Mn (3-10% en peso), un contenido de Al de 5-9% en peso y un bajo contenido de C (menor al 0.4% en peso) [32, 33]. Estos aceros se caracterizan por una compleja estructura de bandas bimodales de ferrita- δ y austenita, a lo largo de la dirección de laminación. La estructura en forma de bandas de la fase austenítica depende en gran medida del contenido de Mn y del tratamiento de recocido. La austenita se transforma parcial o completamente en grupos que adquieren una forma de láminas compuestas por α + kappa, que se forman a lo largo de los límites originales del grano o en las interfases δ/γ . La estructura laminar (α + kappa) se caracteriza por un enriquecimiento de carburos-kappa semi-coherentes en forma de

tubos alargados. Con alto contenido de Mn, es posible suprimir la descomposición de la austenita en ferrita- α y fase kappa ($\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$) lo que llevaría a un producto de transformación martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ [34, 35].

Los aceros dúplex base austenita contienen un alto contenido de Mn (10-25 en peso%), contenido de Al en el rango del 5-12% en peso y contenido de C de 0.6-1.2% en peso [28-31, 36]. Los aceros Fe-Mn-Al-C con altos contenidos de Mn y Al (Mn > 25 % en peso y Al > 9 % en peso) pueden exhibir microestructuras totalmente austeníticas en el estado justo después del templado. En un envejecimiento en el rango de 500-800°C, se puede formar una estructura compleja de bandas ferríticas a lo largo de los límites de grano austeníticos. La adición de Ni y Cu en cantidades aproximadas de 3-5% en peso permiten la formación de precipitados, con apenas presencia de esfuerzos cortantes y del tipo B2 en las bandas de austenita, lo que conduce a una mejora en las propiedades mecánicas. Dependiendo del contenido, la composición de la aleación y las condiciones del recocido, las bandas de ferrita pueden contener precipitados de B2, carburos-kappa y granos de austenita, donde los carburos-kappa se formarán por descomposición del tipo eutectoide, partiendo de la austenita a una fase más estable de ferrita y carburos-kappa ($\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$) [29, 31, 37].

2.4 Diagramas de equilibrio de fases de los aceros avanzados de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C.

2.4.1 Diagramas de equilibrio de fases.

El equilibrio de fases del sistema cuaternario Fe-Mn-Al-C se ha investigado durante muchas décadas, varios investigadores establecieron las secciones de fases isotérmicas de aleaciones Fe-Mn-Al-C en el rango de alta temperatura de 900-1200 °C, tanto mediante experimentos [38-40], como por medio de cálculos teóricos [41-43]. La Figura 2.2 muestra vistas de isotermas con relaciones de fase en aleaciones Fe-(10,20,30)Mn-xAl-yC a 900 °C, incluidos los resultados establecidos mediante experimentos y calculados a partir de bases de datos termodinámicas. Los puntos individuales son las composiciones experimentales obtenidas por Kim y col. [40] mostrados en la Fig. 2.2 a), los resultados obtenidos por Ishida y col. [38] se muestran en la Fig. 2.2 b) y c); las líneas rojas son las isotermas de las relaciones de fase establecidas por Ishida y col. [39]. Las líneas de puntos y las líneas negras continuas son, respectivamente, los resultados calculados por Chin y col. [41], basado en un enfoque CALPHAD calculado utilizando FactSage 6.4.

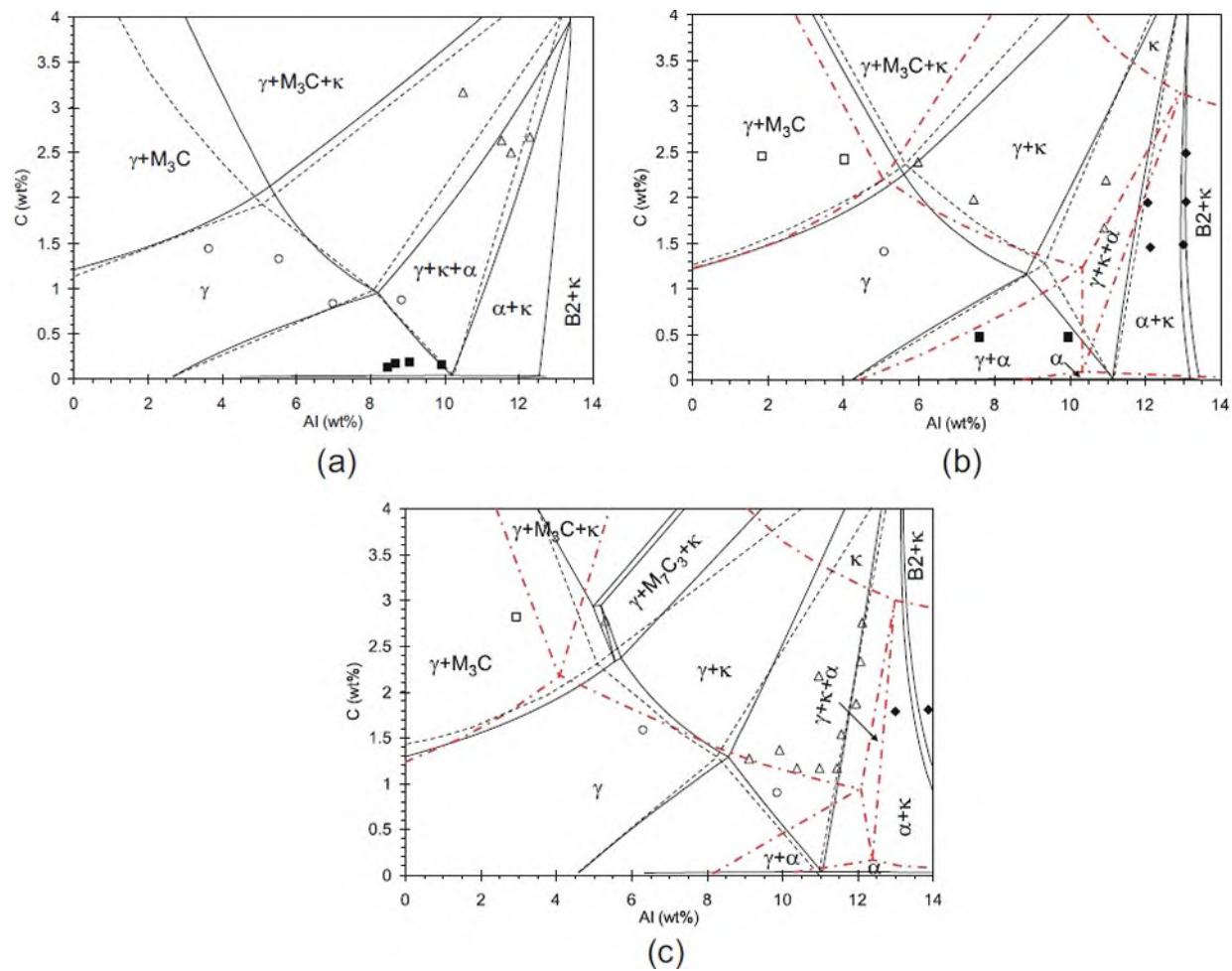


Figura 2.2. Secciones isotérmicas para aleaciones Fe-Mn-Al-C a 900 °C establecidas mediante experimentos y basadas en el enfoque CALPHAD con variación en el manganeso a: (a) Mn = 10%, (b) Mn = 20%, (c) Mn = 30%. Los puntos etiquetados por el círculo, el triángulo, el cuadrado, el cuadrado sólido y el diamante indican las composiciones de aleación experimentales ubicadas en γ , $(\gamma + \kappa)$, $(\gamma + M_3C)$, $(\alpha + \kappa)$ y $(\gamma + \alpha)$ con sus campos de fase, respectivamente [12].

Como se observa en estos diagramas, en las aleaciones cuaternarias del sistema Fe-Mn-Al-C existen cuatro fases, que incluyen ferrita, austenita, cementita y carburos-kappa, a temperaturas de trabajo en caliente en el rango de composición que se ha considerado.

La influencia de los contenidos de C y Al en las fases constituyentes, en particular la estabilidad de los carburos-kappa, se estudiaron muy bien en los trabajos mencionados anteriormente [9].

Existen diferencias en los rangos de composición de los diferentes campos de fase entre los cálculos y los experimentos, aunque los cálculos de los diferentes enfoques son similares. Los datos experimentales muestran que la región γ se extiende en la dirección de la alta concentración de Al a medida que aumenta el contenido en Mn. Sin embargo, los cálculos teóricos muestran que la región γ se expande hacia una mayor concentración de Al al aumentar el contenido de Mn hasta un 20%, pero se contrae ligeramente al aumentar aún más este porcentaje.

Por lo tanto, existe una diferencia entre los cálculos de las bases de datos disponibles actualmente y los datos experimentales a medida que aumentan los contenidos de Mn y Al. Esto sugiere que se necesitan bases de datos y modelos termodinámicos más precisos para desarrollar los diagramas de fases para aceros con alto contenido de Mn y Al. Los resultados experimentales y los cálculos también demuestran que la región única γ se reduce ligeramente a medida que la temperatura disminuye de 1200 a 900 °C [38-44].

Las secciones isotérmicas de los diagramas de fases a 900 °C son importantes para el diseño de la aleación porque esta temperatura generalmente se aproxima a la temperatura final de laminación en caliente en las líneas de producción industrial de productos automotrices [9, 12].

Otros diagramas de gran apoyo a la hora de estudiar estos sistemas son los diagramas de fases politérmicas, los cuales fueron establecidos experimentalmente para el sistema de aleación Fe-(20-35)Mn-10Al-xC en función del contenido de C por Goretskii y col. [39].

Los diagramas de fase de Fe-Mn-(0-9)Al-C también fueron calculados por Kim y col. [40] y Chin y col. [41] basándose en el enfoque CAPHAD. La Figura 2.3 muestra algunos diagramas de fase calculados a partir de FactSage para aleaciones Fe-15Mn-xAl-yC [9]. Las líneas discontinuas indican la temperatura de formación de la fase κ ; mientras que las líneas punteadas muestran la temperatura de transición orden-desorden [9].

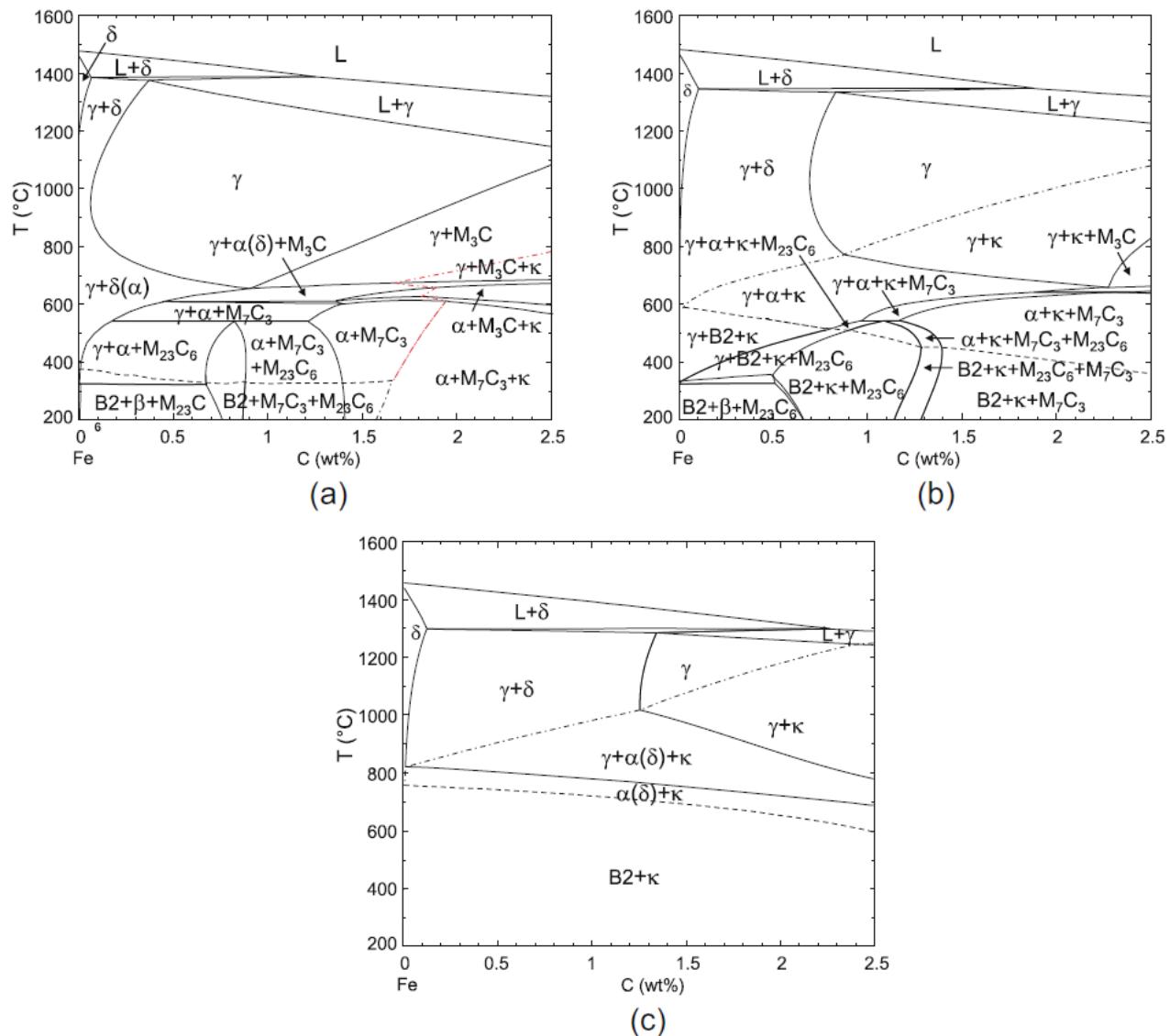


Figura 2.3. Secciones politérmicas de los diagramas de fases de las aleaciones Fe-15Mn-xAl-y C calculadas a partir de FactSage en función del C para Mn = 15 % y diversos contenidos de Al, (a) Al = 4%, (b) Al = 7%, (c) Al = 10%.

2.4.2 Fase austenita.

La austenita en los sistemas Fe-Mn-Al-C no es una fase estable a bajas temperaturas, la aplicación de cualquier tratamiento térmico conduce a la descomposición de esta fase hasta acercarse al estado de equilibrio, las reacciones y productos de esta descomposición se pueden predecir a partir de los diagramas de fases politérmicas (Figura 2.3) del sistema cuaternario Fe-Mn-Al-C. Además se encontró que con 20% de Mn, la fase austenita estará presente a los 1000 °C y para composiciones

por encima del 1% en C [39], la reacción para su descomposición es de tipo eutectoide, la cual deriva en una microestructura de ferrita laminar con presencia de carburos-kappa a 920 °C y con 1.1% de contenido en C. A medida que aumenta el Mn, la región monofásica de austenita se expande a temperaturas más bajas y contenidos de carbono más bajos, la línea de solvus de la fase kappa desciende y se observan otras fases como Mn- β [9, 12].

2.4.3 Fase ferrita.

La ferrita (α) es una fase cúbica centrada en el cuerpo (BCC) que es estabilizada por el aluminio. En los aceros Fe-Mn-Al-C, la fase ferrítica puede existir como ferrita- δ a altas temperaturas y ferrita- α a temperaturas más bajas. Los aceros dúplex ferríticos contienen una microestructura de γ + ferrita- δ , con más del 50% de ferrita- δ a temperaturas de deformación en caliente [23].

La fase ferrita- δ en aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C se caracteriza por que su formación es directamente a partir de la fase líquida durante la solidificación. Esta fase está estabilizada por el aluminio, el cual expande el área de estabilidad de la ferrita a temperaturas más altas, por lo que la temperatura de recristalización aumenta. Como resultado, el tamaño de grano de la ferrita- δ no puede refinarse suficientemente mediante métodos de recristalización dinámicos o estáticos convencionales durante la laminación en caliente [12].

En los aceros ferríticos Fe-Al, que contienen una cantidad significativa de aluminio y una pequeña cantidad de carbono (<0.03%), y no hay transformación de ferrita- α a γ (austenita) en todo el rango de temperaturas del proceso, por lo que la fase permanece como ferrita- δ . Durante la deformación en caliente, la ferrita- δ tiende a formar estructuras alargadas en forma de bandas a lo largo de la dirección de laminación, se estipula que esto es debido a una estructura columnar con fuerte orientación hacia el estado de colada o as-cast, esta estructura se mantendrá incluso en zonas con bandas laminadas en caliente [12].

2.4.4 Fase kappa.

La fase kappa o carburo- κ en el sistema Fe-Al-C, es un carburo ternario con una estructura E2₁ (Designación Strukturbericht), también conocida como estructura de perovskita [41, 45, 46]. Es de estructura ordenada cúbica centrada en las caras (fcc) del tipo Fe₃Al-L1₂, con los átomos de hierro ubicados en el centro de cada cara, átomos de aluminio en las esquinas y un átomo de carbono

ocupando la posición intersticial octaédrica central formada por los seis átomos de hierro como los primeros vecinos más cercanos (grupo espacial Pm3m) (Figura 2.4) [47, 48]. La disposición perfecta de este tipo corresponde a la fórmula de Fe_3AlC , sin embargo, esta estequiométría no ha sido observada aún experimentalmente [46, 49].

El parámetro de red presentado por la fase kappa en el sistema Fe-Al-C cambia con la composición y se ha calculado y medido en algunas investigaciones [46, 48, 50]. Se ha informado que la dependencia de los parámetros de la red de la concentración de carbono puede describirse de la siguiente forma: $a_0 = 3.7605 + 0.0295 (\%C)$ [47] donde a_0 es el parámetro de red, y (%C) es el porcentaje atómico de carbono en la aleación.

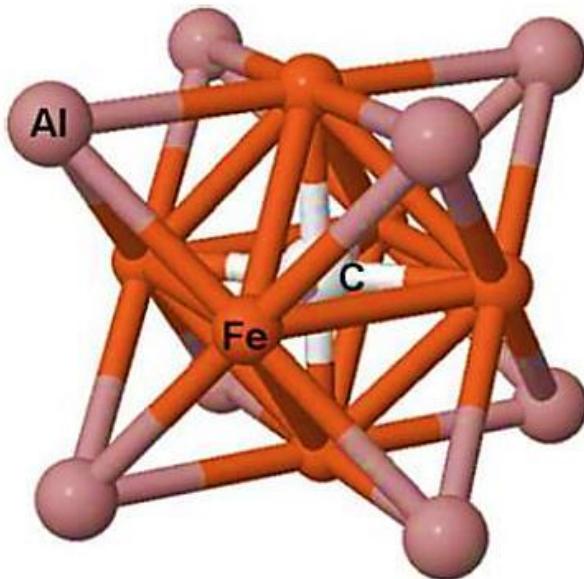


Figura 2.4. Celda unitaria convencional de carburo κ (Fe_3AlC). La esfera blanca representa al átomo de carbono, las esferas grises representan átomos de aluminio y las esferas anaranjadas representan átomos de hierro [46].

Con la introducción del manganeso en el sistema Fe-Al-Mn-C, el átomo de manganeso ocupa la misma posición que el hierro en la red de la fase kappa, posee un espectro continuo al variar el contenido de manganeso de Fe_3AlC a Mn_3AlC , lo que se expresa como $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ [51, 52]. El parámetro de red a_0 aumenta a medida que aumenta el contenido de manganeso, debido a que el manganeso tiene un radio atómico mayor (132 pm) que el del hierro (127 pm).

2.4.5 Fases B2 y D03.

Las fases B2 y D03 son compuestos intermetálicos ordenados que se forman en el sistema Fe-Al. La fase B2, o FeAl, se caracteriza por una estructura cúbica centrada en el cuerpo donde los átomos de Fe y Al ocupan sitios específicos de la red, lo que conduce a alta resistencia, pero baja ductilidad. La fase D03, o Fe_3Al , tiene una estructura cúbica más compleja con un mayor contenido de Al (12-22%). Tanto las fases B2 como D03 contribuyen a la alta resistencia a la temperatura de los aceros Fe-Mn-Al-C, pero también pueden conducir a la fragilidad a temperatura ambiente debido a sus estructuras ordenadas [12].

En la figura 2.5 es posible apreciar un modelo en 3D de las estructuras cristalina de las fases D03 y B2.

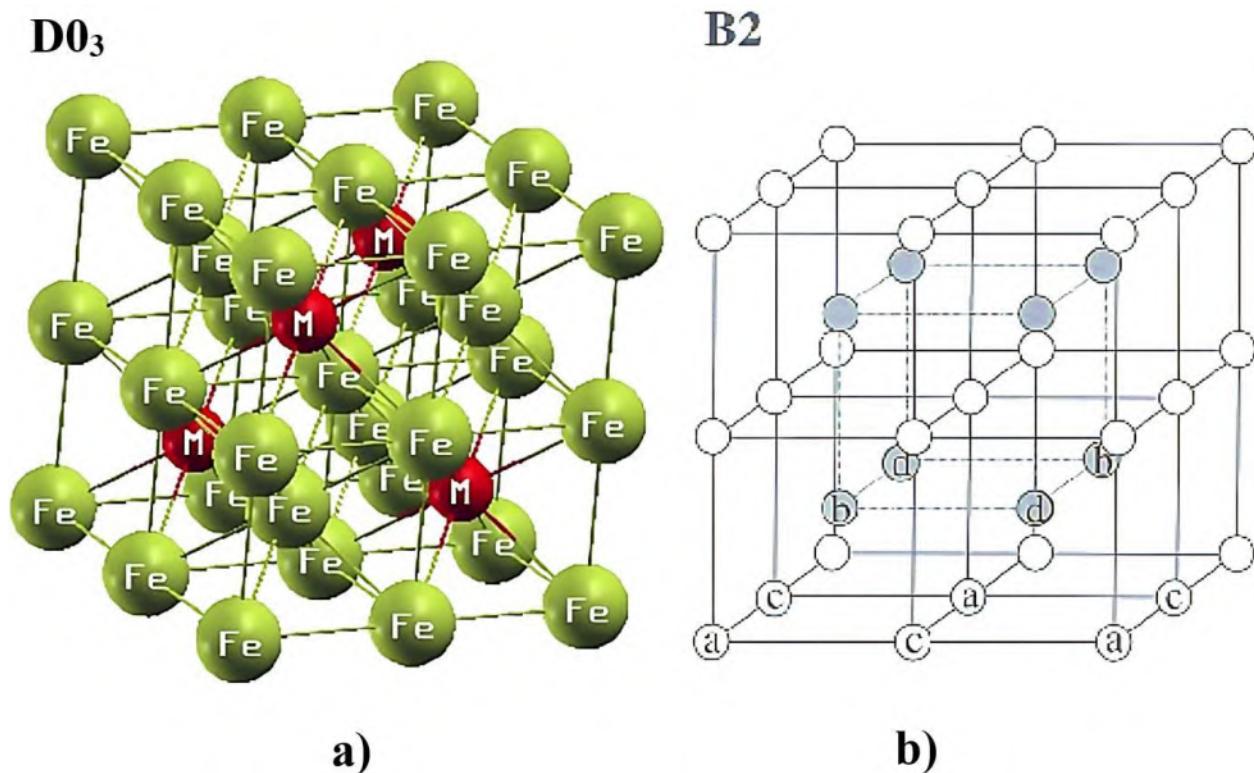


Figura 2.5. a) Representación cristalográfica tridimensional (3D) de aleaciones de Heusler completas Fe_3M ($M=Al, Ga, Si$ y Ge) en una estructura tipo D03 con grupo espacial $Fm\bar{3}m$ [53]. b) Estructura B2, la composición de las subredes b y d es la misma, pero difiere de la composición de las subredes a y c, las cuales son nuevamente las mismas [54].

2.4.6 Fase Mn- β .

La fase Mn- β es una fase rica en manganeso que puede formarse en los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C bajo ciertas condiciones. Esta fase es esencial para mejorar la tenacidad y resistencia general del acero. Su formación depende del balance preciso de Mn y otros elementos de aleación, así como de la historia térmica del acero, además cabe mencionar que la presencia en exceso de esta fase genera la fragilización del sistema. La fase Mn- β contribuye a la compleja microestructura y las propiedades únicas de los aceros de baja densidad avanzados [12].

En la figura 2.6 es posible apreciar un modelo en 3D de las estructuras cristalina de la fase Mn- β .

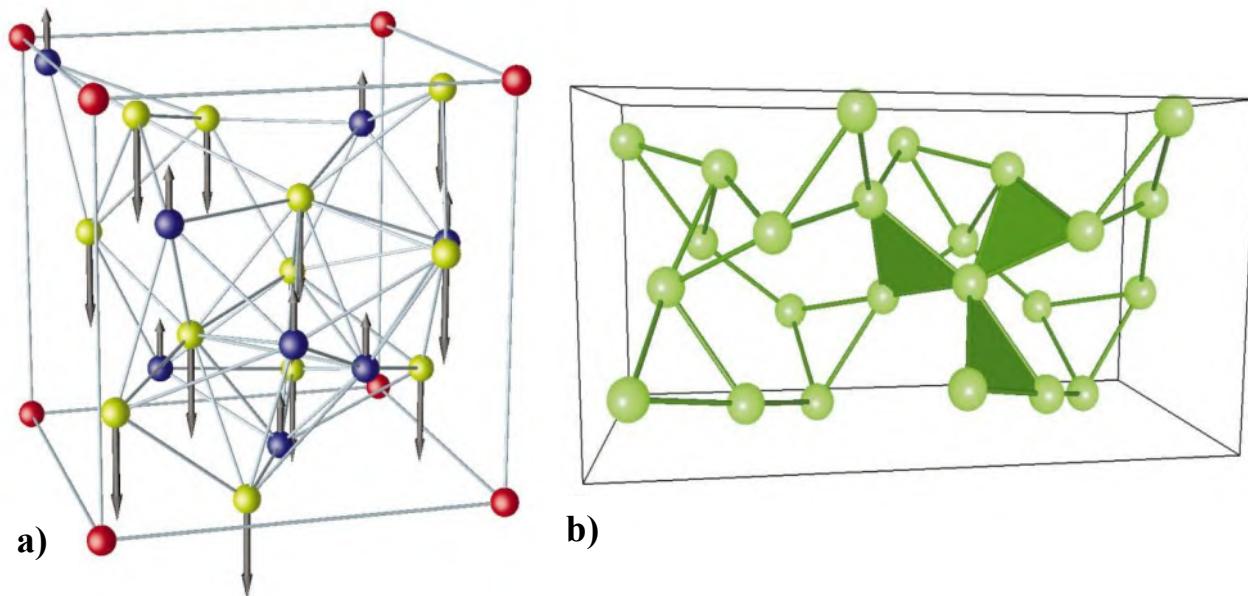


Figura 2.6. a) Representación pictórica de la celda unitaria de la fase Mn- β . Las esferas azules representan átomos de Mn I, el verde claro átomos de Mn II (las rojas marcan las esquinas de la celda unitaria). Se dibujan los enlaces de vecinos más cercanos. Las flechas visualizan los momentos ferrimagnéticos calculados en un volumen ligeramente expandido. Los momentos más pequeños de Mn I están orientados a lo largo de la dirección positiva del eje z, los momentos mayores de Mn II están orientados antiparalelamente a los momentos de Mn I. b) Subredes de Mn II en una celda unitaria duplicada de Mn- β , que consiste en una red de triángulos que comparten esquinas. Todos los planos de los triángulos son normales a uno de los ejes [111]. Uno de los elementos de "molino de viento distorsionado" formado por tres triángulos casi regulares que comparten esquinas está resaltado por el sombreado de los triángulos. El ángulo ϕ entre dos triángulos satisface la relación $\cos \phi = 1/3$ [55].

2.5 Efecto de los elementos aleantes en el sistema Fe-Mn-Al-C en aceros dúplex de baja densidad.

2.5.1 Efecto del contenido de Al.

El efecto del aluminio (Al) sobre el sistema Fe-Mn-Al-C impacta significativamente sobre las propiedades de estos aceros, su adición tiene como objetivo principal la reducción de la densidad, mejorando la resistencia específica. El Al también influye en la estabilidad de ciertas fases y de propiedades mecánicas como la elongación.

Se ha observado que un contenido de Al comprendido entre el 3 y el 13% aumenta la resistencia de los aceros ferríticos, austeníticos y dúplex. Sin embargo, se produce una notable disminución de la resistencia a la tracción en aceros con contenido de Al del 0-3%, esto principalmente se cree que es debido a la supresión de maclas causada por el aumento de la energía de falla de apilamiento [56].

En la Figura 2.7 se puede observar el efecto del contenido de aluminio en las propiedades mecánicas de las aleaciones Fe-Al-Mn-C, mostrando un aumento del límite elástico en función del aumento en el contenido de Al.

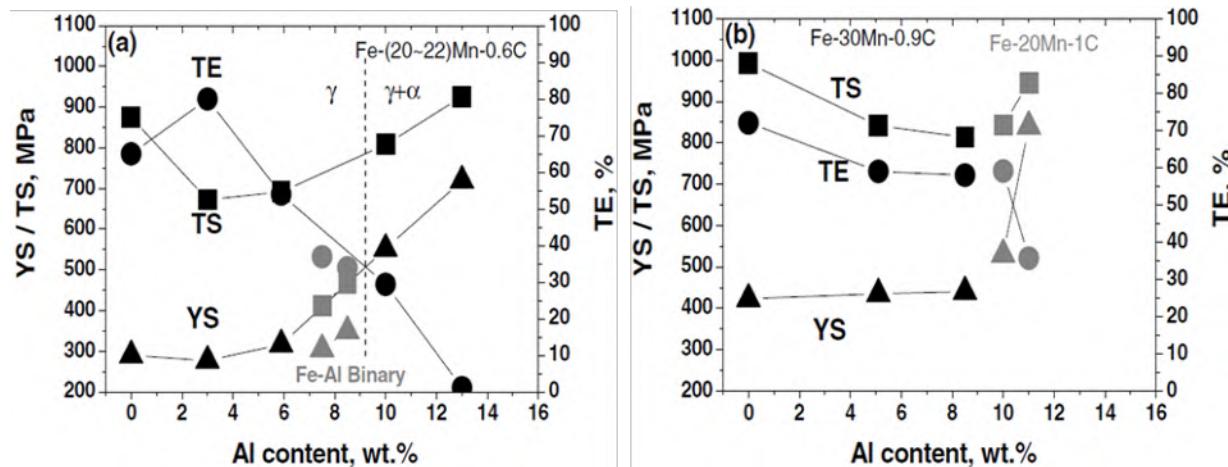


Figura 2.7. Efecto del contenido de aluminio sobre las propiedades mecánicas de aleaciones Fe-Al-Mn-C, (a) Aleación Fe(20-22)-Mn-0.6C-Al y aleación ferrítica monofásica Fe-Al, (b) Aleación austenítica monofásica Fe(20, 30)-Mn-(0.9, 1)C-Al [56].

Entre los efectos generales que produce la presencia del aluminio en estos sistemas esta la reducción en la densidad, esta reducción se debe tanto a la dilatación de la red cristalina como a la

menor masa atómica del Al en comparación con el Fe, un mayor contenido de aluminio también estabiliza la fase ferrítica y suprime la formación de la fase austenítica a bajos contenidos de carbono. Por ejemplo, con un 3% de Al, la región monofásica austenítica está limitada a bajo contenido de carbono, mientras que a mayores contenidos de Al, por ejemplo un 9%, la región austenítica se confina a mayores concentraciones de carbono y temperaturas más elevadas [57]. También se ha encontrado que un mayor contenido de Al, generalmente aumenta la estabilidad de los carburos-kappa o fase kappa sobre la fase cementita a bajas temperaturas. Esta estabilización puede mejorar la resistencia, pero puede afectar negativamente la ductilidad si los carburos precipitan en exceso [10-12].

2.5.2 Efecto del contenido de Mn.

Uno de los mayores efectos del Mn en aceros avanzados de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, es el de actuar como agente estabilizador de la austenita, esto a su vez modifica las propiedades mecánicas, principalmente derivado de un mayor contenido de Mn, el cual produce un cambio en la resistencia y la ductilidad del material final. El desplazamiento de las posiciones pico en las propiedades mecánicas, en función con los cambios en el contenido de Mn puede atribuirse a las diferencias en la estabilidad de la austenita [56].

Un mayor contenido de Mn expande la región monofásica de la austenita, lo cual favorece una alta ductilidad, el Mn también influye significativamente en la resistencia y ductilidad de las aleaciones. Mayores concentraciones de Mn conducen a un mejor alargamiento total y resistencia. El efecto es particularmente notorio alrededor del 20-30% de Mn, donde la aleación exhibe propiedades mecánicas óptimas. También está demostrado que la adición de Mn impacta ligeramente sobre la densidad en comparación con el Al, ya que uno de sus beneficios principales es mejorar las propiedades mecánicas sin aumentar significativamente el peso [56].

El efecto en la energía de falla de apilamiento (SFE), por adición de Mn, representa un parámetro clave que afecta la capacidad del acero para formar maclas o transformarse en martensita durante la deformación. En los aceros Fe-Mn-Al-C, un aumento en el contenido de Mn generalmente incrementa la SFE, lo que puede cambiar el mecanismo de endurecimiento de TRIP a TWIP. Con una SFE más alta, la formación de maclas se convierte en el mecanismo dominante de endurecimiento, proporcionando alta resistencia y ductilidad [58, 59].

2.5.3 Efecto del contenido de C.

El contenido de C juega un papel importante en las propiedades mecánicas de las aleaciones Fe-Mn-Al-C, se ha demostrado que el aumento del contenido de C incrementa la resistencia de las aleaciones, con un aumento del límite elástico superior al de la resistencia a la tracción, el alargamiento total aumenta inicialmente con el contenido de C hasta que la matriz se convierte en austenita monofásica, tras lo cual disminuye rápidamente con nuevos aumentos del contenido de C [56].

Uno de los efectos principales del contenido de C en el sistema Fe-Mn-Al-C es sobre las propiedades mecánicas, la variación de este elemento proporciona cambios en la resistencia, ya que se exhibe una tendencia a aumentar en función del contenido de C. El límite elástico aumenta a un ritmo mayor que la resistencia última a la tracción, lo que indica una disminución gradual del potencial de endurecimiento por deformación al aumentar el contenido de C. El alargamiento total aumenta hasta que la matriz se convierte en austenita monofásica y luego disminuye rápidamente al aumentar el contenido de C, solo superando el pico máximo de 0.8% C. La rápida disminución de la ductilidad puede estar relacionada con la precipitación (u ordenamiento) de la fase kappa, al enfriarse después del tratamiento de solución, una vez que se obtiene una única fase austenítica, el exceso de carbono puede promover la precipitación de los carburos de la fase kappa durante el enfriamiento al aumentar la fuerza impulsora [60-62].

2.6 Efecto de los elementos microaleantes en aceros avanzados de baja densidad.

2.6.1 Niobio.

Las principales funciones del Nb en aceros del sistema Fe-Mn-Al-C son el refuerzo y refinamiento de grano y un aumento en el proceso de precipitación de segundas fases. Se ha determinado que la adición de Nb en aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C formarán Nb(C, N) inter e intragranulares, estos carbonitruros, pueden inhibir el crecimiento de la austenita durante los procesos de fundición, retrasan la recristalización e inhiben el crecimiento de granos recristalizados durante la laminación en caliente [63]. El NbC se disuelve durante el recocido a alta temperatura y precipita durante el enfriamiento, además para los procesos de deformación, los Nb(C, N) actúan como anclajes para el movimiento de dislocaciones, y el Nb por sí solo actuará como inhibidor en

la formación de carburos-kappa debido a la cinética preferencial por la formación de los carburos de Nb (NbC).

La resistencia a la corrosión mejora un 3.5% por la adición de Nb, es decir, aumenta el potencial para la resistencia a la corrosión y la resistencia a la polarización, disminuyendo la densidad de la corriente corrosiva. La precipitación de NbC inhibe el movimiento de dislocaciones, lo que mejorará el efecto de endurecimiento por la precipitación y mejorará la tasa de endurecimiento por deformación. Además, el Nb puede aumentar la energía de falla de apilamiento de los aceros de baja densidad, sin afectar en gran medida los mecanismos de deformación y endurecimiento [63].

La adición de Nb en aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C no solo puede aumentar la energía de la falla de apilamiento, la resistencia, el alargamiento y la resistencia a la corrosión, sino que también puede refinar los granos. La microestructura y las propiedades del acero de baja densidad están estrechamente relacionadas con las partículas de NbC [64-66].

2.6.2 Titanio.

En aleaciones base Fe, el Ti aplicado como microaleante, ha demostrado su capacidad para la estabilización de la fase ferrita, provocando una contracción en la zona de la austenita (γ) [67]. Esto es provocado ya que el Ti es capaz de aumentar la temperatura A_3 (temperatura a la cual la ferrita- α transforma en austenita- γ) y disminuir la temperatura A_4 (temperatura a la cual la austenita- γ se transforma en ferrita- δ), lo que resulta en un aumento de la zona ferrítica a expensas de una disminución en la zona austenítica. El Fe y el Ti, no presentan una gran tendencia a formar compuestos intermetálicos del tipo Fe-Ti, sin embargo, las interacciones entre el Ti y el C son más intensas [68], esto es debido en una primera instancia a la naturaleza de la estructura electrónica externa del Ti, la cual determina el grado de afinidad que este tiene por el C [69]. Por lo tanto, en un sistema donde estén presentes el Ti y el C, a menudo presentará una alta tendencia a formar carburos del tipo TiC los cuales exhiben una excelente unión con la matriz y una elevada tasa de mojabilidad [70].

La formación de carburos de titanio (TiC), es también uno de los factores que más influyen sobre las propiedades mecánicas de una aleación, por ejemplo, en una investigación realizada por Mao y Col. [71], se demostró que las partículas de TiC a nanoscala ejercen una influencia positiva en el límite elástico de un acero nuevo microaleado con Ti en condiciones de laminado en caliente. De

manera similar, Wang y col. [72], también han estudiado el efecto del endurecimiento por precipitación de partículas de TiC en aceros con alto contenido de C.

En el sistema Fe-Mn-Al-C, el Ti es un elemento de aleación interesante para controlar la precipitación de nanopartículas en aceros de baja densidad, como lo son los carburos del tipo TiC y carburos-kappa. El Ti tiene una gran tendencia a la unión con el C, lo que resulta en la formación de partículas ricas en Ti, para el caso de los aceros de baja densidad esto les otorga un refuerzo significativo principalmente de sus propiedades mecánicas [70, 73, 74].

Por ejemplo, Hong y col. han informado que el 0.4% en peso de TiC puede aumentar la resistencia a la tracción en más de 100 MPa para un acero al carbono [75]. Zhang y col. [73] han encontrado que la precipitación de partículas de TiC podría aumentar el límite elástico y el endurecimiento por deformación en un acero de baja densidad Fe-16Mn-9Al-0.8C, además se informó que la adición de Ti disminuyó la precipitación de carburos-kappa, que resultó de la aparición de partículas de TiC [70].

Por el contrario, Li y col. [76], descubrieron que la adición simultánea de Ti-Mo-Nb podría facilitar la dispersión de átomos de C y/o Al desde la austenita hacia los carburos-kappa, impulsando la formación de carburos-kappa intragranulares. Por lo tanto, varios autores [67, 70, 73, 76, 77], determinan que el efecto del Ti en el comportamiento de la nano precipitación en aceros de baja densidad con medio-Mn, aun no se comprende del todo bien, debido a la baja densidad del Ti y su capacidad para regular la microevolución de la estructura, la adición de Ti es una forma prometedora de mejorar las propiedades mecánicas de estos aceros, pero es necesario aclarar el papel que este elemento tiene sobre la nano precipitación en aceros con contenido medio en Mn.

2.7 Solidificación de aceros avanzados de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C.

Durante la solidificación en aceros avanzados de baja densidad (LD) del sistema Fe-Mn-Al-C, múltiples investigaciones coinciden en que la velocidad de enfriamiento es uno de los factores con mayor impacto sobre la microestructura y en el nivel de segregación que se presentará en el sistema [78]. Se ha determinado que, a velocidades de enfriamiento lentas, los componentes tienen más tiempo para la segregación, lo que puede generar propiedades físicas heterogéneas, en contraste a velocidades de enfriamiento más altas, se sabe que estas conducen a la retención de fases metaestables, las cuales también influyen en las propiedades mecánicas. También se determinó que

la adición de aluminio afecta significativamente a la secuencia de transformación de fases y el refinamiento de la microestructura [12, 23, 78].

La secuencia de solidificación en aceros de baja densidad suele seguir diferentes caminos que pueden ocurrir dependiendo de su composición química. Al enfriarse desde el estado líquido (L), la primera fase sólida en formarse puede ser la ferrita- δ o la austenita (γ), esto dependerá de composición química específica del acero, posteriormente, durante el enfriamiento, es común que la ferrita- δ se transforme en austenita ($\delta \rightarrow \gamma$), ya sea a través de una reacción peritéctica con el líquido restante o mediante una transformación en estado sólido, en general pueden concurrir las siguientes rutas: i) Solidificación Ferrítica : $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \delta + \gamma$, ii) Solidificación Ferrítico-Austenítico (FA): $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$; iii) Solidificación Austenítico-Ferrítico (AF): $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \alpha$, finalmente iv) Solidificación Austenítica (A): $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$. En el caso particular de los aceros dúplex base austenita, la solidificación comienza con la formación de ferrita- δ , que se transforma en austenita a medida que avanza el enfriamiento, esta transformación se ve influenciada por el porcentaje de manganeso y aluminio, los cuales podrán estabilizar distintas fases [23].

La segregación química del Al y Mn, es otro proceso de gran interés durante la solidificación en este sistema, ya que se ha demostrado que las altas velocidades de enfriamiento pueden mitigar la segregación del Al y Mn en gran medida. Se ha demostrado que el aumento de la velocidad de enfriamiento reduce la segregación del Al y puede llegar a cambiar la distribución de Mn, el cual inicialmente presenta una tendencia a aumentar junto con la velocidad de enfriamiento [78].

Finalmente, otro proceso de gran relevancia en la solidificación de este sistema es la presencia de C, ya que, en función del porcentaje presente, se contribuirá a la aparición de distintas fases desde etapas tempranas, los cuales pueden aumentar la dureza y la resistencia, pero también pueden provocar fragilización prematura si no se controlan adecuadamente.

2.8 Deformación plástica en caliente.

La deformación plástica en caliente o deformación termo-plástica es el proceso de deformación de un metal sometido a altas temperaturas, generalmente superiores a 0.5 veces la temperatura absoluta de fusión. Este proceso es esencial para dar forma a los metales y aleaciones, en donde se incluyen los aceros avanzados de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, y afecta directamente la

microestructura y las propiedades mecánicas finales que estos presentaran. Los procesos de deformación plástica en caliente o conformado en caliente incluyen el laminado, la forja y la extrusión, que dan a los metales las formas y geometrías deseadas, además de mejoran sus propiedades mecánicas mediante mecanismos como el endurecimiento por deformación, la recuperación y recristalización dinámica [79].

2.8.1 Mecanismos de ablandamiento.

Durante la deformación plástica en caliente, entran en acción varios mecanismos los cuales contribuyen al reblandecimiento de un material, entre ellos se encuentra la recuperación dinámica (DRV) y la recristalización dinámica (DRX). Estos mecanismos tienen una gran influencia en la determinación de las propiedades mecánicas y la evolución microestructural de un determinado material durante el acondicionamiento microestructural a una elevada temperatura [80].

En la práctica, tanto la DRV como la DRX pueden ocurrir simultánea o secuencialmente, dependiendo del material y las condiciones de deformación específicas, como la temperatura y la velocidad de deformación. Por ejemplo, en aceros y aleaciones de alta resistencia, la DRV a menudo precede a la DRX porque la DRV reduce la densidad global de dislocaciones hasta el punto en que la DRX puede comenzar. Esta interacción asegura que el material pueda alcanzar las propiedades mecánicas deseadas, debido a que equilibra los mecanismos de endurecimiento por deformación y ablandamiento provocado por el procesamiento [81, 82].

2.8.1.1 Recuperación dinámica.

La recuperación dinámica (DRV), es un proceso en el que las dislocaciones en un material se alinean en una configuración más estable, reduciendo los esfuerzos internos sin que se formen nuevos granos. Se caracteriza por la aniquilación y el reordenamiento de las dislocaciones en los límites de los sub-granos, lo que reduce la energía almacenada y provoca una disminución en el esfuerzo de fluencia. Este mecanismo es especialmente común en metales con altas energías de falla de apilamiento, como en el caso de las aleaciones de aluminio, donde se inhibe significativamente la aparición de la recristalización dinámica [80, 82].

2.8.1.2 Recristalización dinámica.

La recristalización dinámica (DRX), implica la nucleación y el crecimiento de nuevos granos, los cuales se caracterizan por no presentar deformación dentro de la estructura previamente deformada.

Normalmente, este proceso comienza cuando la densidad de dislocaciones alcanza un nivel crítico, lo que lleva a la formación de nuevos granos debido a la deformación previa de la matriz. La DRX ocurre con mayor frecuencia en materiales con baja energía de falla de apilamiento, así como a temperaturas más altas y con velocidades de deformación bajas. Este proceso se puede dividir a su vez en recristalización dinámica discontinua (DDRX) y recristalización dinámica continua (CDRX), cada una con diferentes propiedades dependiendo del material y las condiciones de deformación [81].

2.8.2 Mecanismos de endurecimiento.

Los mecanismos de endurecimiento durante la deformación plástica en caliente, resultan de un aumento en la densidad de dislocaciones y de interacciones internas entre estas, lo cual evita una mayor deformación. Los principales mecanismos de endurecimiento son el endurecimiento por deformación, por deformación dinámica y por precipitación. El endurecimiento por deformación es producto de la acumulación de una elevada cantidad de dislocaciones producto de la deformación plástica a la que es sometido un material. El envejecimiento por deformación dinámica implica la interacción entre las dislocaciones y los átomos de soluto que difunden en el material, lo que conduce a una mayor resistencia a costa de una disminución de la ductilidad. El endurecimiento por precipitación ocurre cuando se forman precipitados finos que impiden el desplazamiento de las dislocaciones y aumentar la resistencia del material [83].

2.8.3 Efecto de los precipitados sobre la recristalización dinámica.

Los precipitados juegan un papel importante en el proceso de recristalización dinámica porque promueven la nucleación y previenen el crecimiento de los granos recristalizados. En los aceros Fe-Mn-Al-C, los precipitados como los carburos-kappa (Fe_3AlC_x) y otros compuestos intermetálicos pueden alterar el movimiento de los límites de grano y el movimiento de las dislocaciones, afectando la cinética de la recristalización dinámica. Los precipitados finos y uniformemente distribuidos pueden mejorar la DRX al proporcionar sitios de nucleación para nuevos granos, mientras que los precipitados gruesos o agrupados pueden suprimir la DRX al fijar los límites de los granos. La interacción entre los precipitados y los granos recristalizados es un factor clave en la determinación de las propiedades mecánicas de los aceros avanzados de baja densidad [84].

2.9 Mecanismos de endurecimiento en aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C.

2.9.1 Endurecimiento por solución sólida

El endurecimiento por solución sólida en aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C, es producto de la adición de elementos de aleación como Mn, Al y C en la matriz de hierro. Estos elementos crean una distorsión en la estructura reticular debido a sus diferentes tamaños atómicos y estructuras electrónicas comparándolas en el hierro, como elemento matriz, lo que impide el movimiento de las dislocaciones, por lo que la resistencia general se ve aumentada. El Mn y Al, en particular, aumentan la energía de falla de apilamiento, lo que facilita el mecanismo del deslizamiento planar y aumenta la resistencia mediante el endurecimiento por solución sólida [85].

2.9.2 Endurecimiento por refinamiento de grano.

El endurecimiento por refinamiento de grano en los aceros del sistema Fe-Mn-Al-C, se basa en la relación de Hall-Petch, en la que la reducción del tamaño de grano aumenta el área del límite de grano, lo que produce una obstrucción para el movimiento de las dislocaciones. Este mecanismo es eficaz para mejorar tanto la resistencia como la tenacidad. Las técnicas como el laminado controlado y el recocido se emplean para conseguir estructuras de grano fino, que contribuyen significativamente a la dureza general y a las propiedades mecánicas del acero [85].

2.9.3 Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación en los aceros Fe-Mn-Al-C implica la formación de precipitados finos y coherentes dentro de la matriz austenítica. Los precipitados más comunes son los carburos-kappa, que se forman debido a la adición de altas cantidades de Al y C. Estos carburos-kappa de tamaño nanométrico dificultan el movimiento de dislocaciones, aumentando así significativamente el límite elástico y la dureza del acero. La presencia de estos precipitados también contribuye a la estabilidad de la fase austenítica, mejorando el rendimiento mecánico global de la aleación [85].

2.9.4 Endurecimiento por deformación.

El endurecimiento por deformación en los aceros de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C es principalmente debido a la formación de estructuras de dislocaciones planas y maclas. La presencia

de carburos de kappa (κ -carbide) influye en la configuración de las dislocaciones, impidiendo su movimiento y aumentando la resistencia. Este fenómeno es reforzado por la plasticidad inducida por maclado (TWIP), que se activa a altos niveles de esfuerzo, y por la interacción de dislocaciones con las partículas de carburos, lo que contribuye al alto potencial de endurecimiento del material [23].

2.10 Tratamiento térmico de envejecimiento por precipitación.

El tratamiento térmico de envejecimiento por precipitación es un proceso crucial para optimizar sus propiedades mecánicas al inducir cambios microestructurales específicos, particularmente la formación de carburos-kappa, los cuales juegan un papel importante en las propiedades de desempeño que presentará el acero [86].

El proceso de envejecimiento por precipitación en aceros Fe-Mn-Al-C involucra calentar el material a una temperatura donde se forman y crecen partículas de la segunda fase, predominantemente carburos-kappa, dentro de la matriz austenítica. Este proceso ocurre típicamente después de un tratamiento en solución a altas temperaturas (por ejemplo, 1100 °C) para disolver cualquier precipitado preexistente y enfriamiento acelerado, seguido de un envejecimiento a temperaturas más bajas (por ejemplo, 450-550 °C) durante tiempos variables. Las condiciones exactas de envejecimiento, como la temperatura y el tiempo, influyen significativamente en la distribución, el tamaño y la morfología de los precipitados, lo que afecta las propiedades mecánicas del acero [86].

Durante el envejecimiento, la formación de carburos-kappa es crucial para mejorar la resistencia de los aceros Fe-Mn-Al-C. Los carburos-kappa son estructuras ordenadas de tipo perovskita que precipitan de manera coherente dentro de la matriz austenítica. Su formación se ve facilitada por la presencia de aluminio, que promueve el proceso de precipitación. Estos carburos contribuyen al endurecimiento del acero al impedir el movimiento de dislocaciones, aumentando así el límite elástico y la resistencia máxima (UTS) manteniendo una ductilidad adecuada [87].

Los estudios comparativos de aleaciones Fe-Mn-Al-C con diferentes composiciones y tratamientos de envejecimiento revelan que el tamaño y la distribución de los granos austeníticos, así como la temperatura de envejecimiento, son factores críticos que influyen en el desempeño mecánico. Las aleaciones con tamaños de grano más pequeños suelen exhibir mayor resistencia y mejores

capacidades de endurecimiento por deformación. Por ejemplo, la relación Hall-Petch indica que para una aleación con un tamaño de grano de 5-38 μm presenta propiedades mecánicas superiores (380 - 450 MPa) en comparación con tamaño de grano de 130 μm con resistencia de 250 - 280 MPa. Además, los tiempos de envejecimiento prolongados (por ejemplo, 120-129 horas) tienden a producir carburos-kappa (κ) más gruesos, lo que puede afectar negativamente la ductilidad en comparación con tiempos de envejecimiento más cortos [87].

2.11 Estado del arte.

Ma y col. [88] estudiaron la adición del 0.5% de Nb en un acero de baja densidad austenítico Fe-28Mn-10Al-1C, determinaron que el tamaño del grano disminuyó pasando de 39.49 μm a 13.67 μm , mientras que el límite elástico, la resistencia máxima a la tracción y el alargamiento aumentaron en 171 MPa, 64 MPa y un 11.5%, respectivamente.

Moon y Park [89] informaron que la adición de Nb en rangos del 0.033 al 0.15 % en peso, produce un refinamiento de grano atribuido a un alta densidad de precipitados de NbC en un acero de baja densidad Fe-30Mn-9Al-0.9C. Reportaron que estos precipitados son los responsables del refinamiento de grano al disminuir el efecto de segregación de partículas secundarias hacia los límites del grano durante el proceso de laminación en caliente.

Park y col. [90] estudiaron el impacto de la adición de Nb en la estabilidad microestructural y el comportamiento de la deformación en un acero de baja densidad Fe-20Mn-8Al-1.0C. Encontraron que la adición de 0.1 % en Nb produce un refinamiento de grano, lo que mejoraba la estabilidad microestructural y las propiedades de tracción a alta temperatura.

Zeng y col. [91] estudiaron la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero de baja densidad δ -TRIP microaleado con Nb y Ti (Fe- 1.1Mn- 4.1Al- 0.36/0.38C- 0.38Si). Descubrieron que la adición de 0.03 % en peso de Nb y 0.05 % en peso de Ti, refinaba notablemente el tamaño de grano austenítico y mejoraba significativamente la resistencia. Atribuido a la elevada cantidad de precipitados nanométricos del tipo (Nb, Ti) C, que contribuyen al efecto de anclaje de dislocaciones. El acero δ -TRIP microaleado presentó una excelente combinación entre su límite elástico y el porcentaje de alargamiento, alcanzando los 31.59 GPa, lo que es notablemente superior al del acero δ -TRIP convencional.

Zhang y col. [73], han encontrado que la precipitación de partículas de TiC podría aumentar el límite elástico y el endurecimiento por deformación en un acero de baja densidad Fe-16Mn-9Al-0.8C.

Wang y col. [70], han reportado que la adición de Ti disminuye la precipitación de carburos-kappa, lo que resulta en la aparición de partículas de TiC, en un acero de baja densidad Fe-30Mn-10Al-1.57C-2.3Cr-0.3Si- χ Ti ($\chi = 0, 0.3, 0.6, y 0.9\%$ en peso).

Zhou y col. [77], encontraron que aumentar el contenido de titanio en 0.02% en aceros de baja densidad tuvo un impacto limitado en la fase constituyente, pero refinó significativamente el grano de austenita. El titanio inhibió la precipitación y crecimiento de carburos-kappa al aumentar su energía de formación y redujo el coeficiente de difusión del carbono en la austenita. No obstante, promovió la formación de partículas de TiC, resultando en un endurecimiento que mejoró la resistencia entre 10 y 65 MPa mediante el endurecimiento por densidad de dislocaciones, límites de grano y precipitación.

Moon y col. [92] informaron que las fases Mn- β , B2 y M₆C se forman secuencialmente en un acero Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-3Mo durante una exposición térmica a 675 °C, lo que contribuyó a un aumento en la dureza general del acero.

Zhang y col. [73] estudiaron el endurecimiento por precipitación de TiC a nanoscala en un acero dúplex de baja densidad bajo solidificación rápida. Determinaron que agregar 1% en peso de Ti a un acero Fe-16Mn-9Al-0.8C resultaba en la formación de precipitados de TiC de tamaño nanométrico, lo que aumentaba significativamente el esfuerzo de fluencia y la capacidad de endurecimiento por deformación de la aleación. Los precipitados de TiC, con una fracción total de aproximadamente 2% en volumen, se distribuían en formas poligonales en la fase de austenita y en formas de aguja en la fase de ferrita. Este refinamiento microestructural condujo a un aumento en el esfuerzo de fluencia, aunque redujo la elongación debido a la disminución de la fracción volumétrica de austenita. Los precipitados de TiC contribuyeron al mecanismo de endurecimiento de Orowan, que fue más efectivo que el corte de carburos-kappa en el acero sin Ti.

Li y col. [76] estudiaron el efecto del Ti-Mo-Nb en las microestructuras y las propiedades de tracción de un acero austenítico Fe-Mn-Al-C. Descubrieron que la adición de estos elementos refina el tamaño de grano, aumenta el tamaño y la fracción volumétrica de los carburos-kappa,

además de que producen partículas de C(Ti, Mo, Nb). Este efecto mejora el límite de fluencia debido al refinamiento de grano y al endurecimiento por precipitación, pero reducen la ductilidad por el agrandamiento de los carburos-kappa y la presencia de partículas intergranulares. La precipitación de carburos-kappa varía con la temperatura de envejecimiento, influyendo en las propiedades mecánicas generales de la aleación.

Finalmente, Yang y Col. [93] estudiaron el comportamiento de deformación por tracción en un acero dúplex de baja densidad Fe-27Mn-11.5Al-0.95C. Determinaron que el acero, compuesto por una matriz de austenita y una pequeña cantidad de ferrita, exhibía una combinación de alta resistencia y ductilidad debido al endurecimiento por deformación continuo. El análisis por SEM reveló que las bandas de deslizamiento se formaban tempranamente en el proceso de deformación dentro de los granos de austenita, y los sistemas de deslizamiento que se cruzaban aumentaban en densidad con el desplazamiento. Las subestructuras de dislocación evolucionaron de marañas de dislocaciones a redes de Taylor y paredes de dislocaciones de alta densidad, contribuyendo significativamente a la velocidad de endurecimiento por deformación.

CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

3.1 Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

Como se detalla en la Figura 3.1, el diagrama de flujo del trabajo experimental de este proyecto se centra en el estudio de tres aceros dúplex de baja densidad. Estos sistemas fueron seleccionados en base a lo expuesto en la sección anterior. Para diferenciar cada acero, se ha optado por asignar una nomenclatura específica, el acero de referencia será identificado a partir de este momento como “LDD-REF” por las siglas en inglés de la frase “Low Density Steel Reference”. De manera similar el sistema microaleado con Niobio será identificado como “LDD-Nb” por las siglas en inglés de la frase “Low Density Steel Niobium”, finalmente el tercer acero se identificará como LDD-Ti por las siglas en inglés de la frase “Low Density Steel Titanium”.

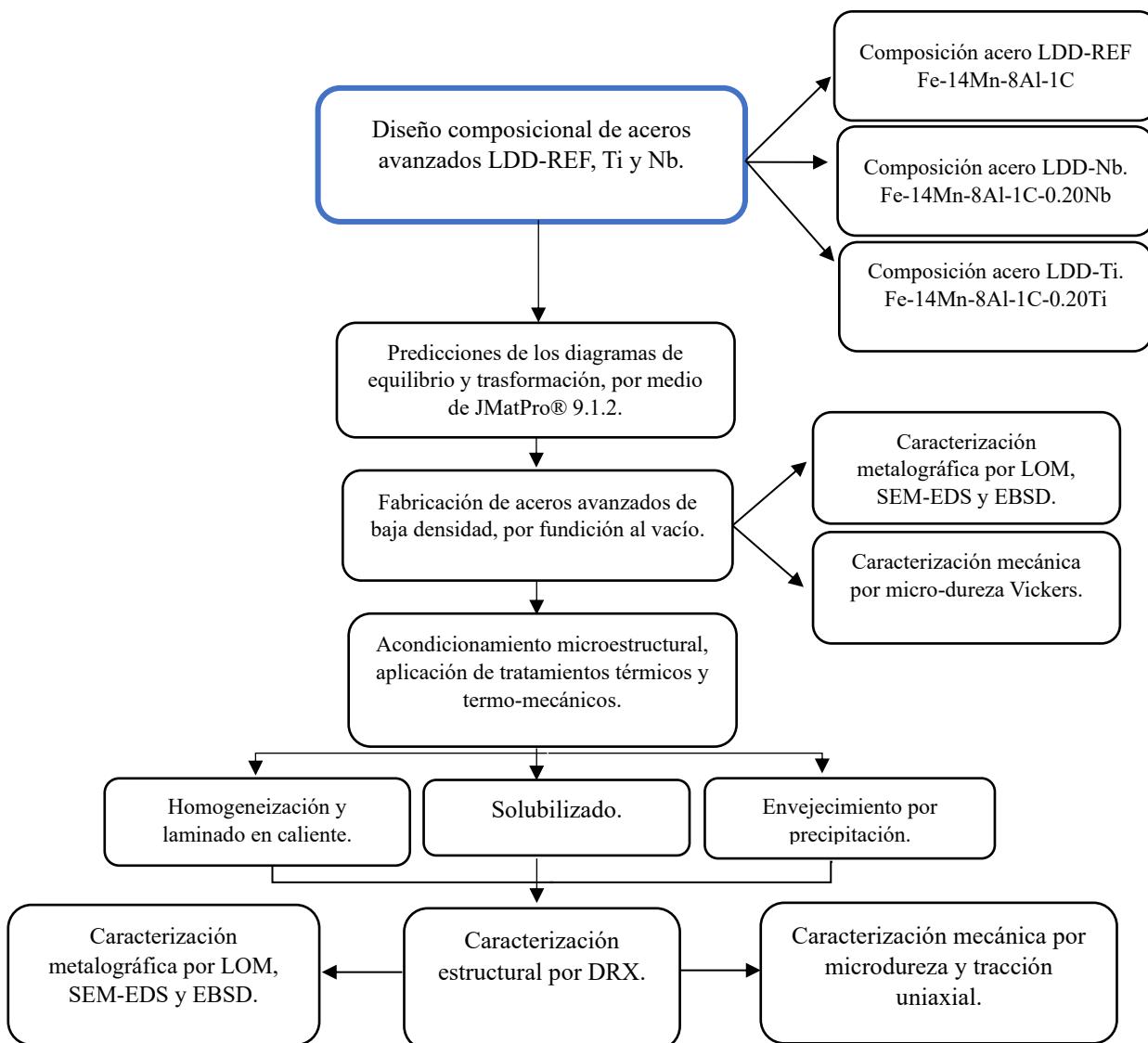


Figura 3.1 Diagrama de flujo para el procedimiento experimental.

3.2 Diseño y formulación química de los aceros avanzados de baja densidad dúplex.

El diseño composicional establecido para la fabricación de los aceros avanzados de baja densidad dúplex LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti, se ilustra en la Tabla 3.1, la cual muestra los rangos de composición de los principales elementos químicos como lo son el Fe, Mn, Al y C, así como los elementos microaleantes Nb y Ti, estos rangos son lo que se contempla alcanzar, para el desarrollo de este proyecto.

Tabla 3.1 Rangos de composición química de aceros avanzados de baja densidad dúplex.

Acero	Fe	Mn	Al	C	Nb	Ti
LDD-REF	Bal.	12-14	8-10	1-1.2	0	0
LDD-Nb	Bal.	12-14	8-10	1-1.2	0.15-0.25	0
LDD-T	Bal.	12-14	8-10	1-1.2	0	0.15-0.25

3.3 Predicciones por medio del software JMatPro®.

El software JMatPro® 9.1.2 es una herramienta computacional diseñada para evaluar una gran cantidad de propiedades en aleaciones metálicas principalmente, su funcionamiento está basado en cálculos matemáticos de principios físicos y termodinámicos. El software permite predecir diagramas de fases, tanto en equilibrio como metaestables, diagramas de transformación, propiedades mecánicas, físicas, termodinámicas y químicas. Esta herramienta ha permitido realizar predicciones teóricas de diagramas de equilibrio para las composiciones de este proyecto, a partir de diagramas complejos como las isopletas, ha sido posible encontrar singularidades como las temperaturas y rangos de estabilización de fases y compuestos que serían difíciles de obtener de manera convencional. Dentro de las capacidades de este software esta la opción de variar distintos rangos de elementos químicos (Mn, Al, C, Nb y Ti). El software permitió la obtención de diagramas precisos para el diseño y la aplicación de tratamientos térmicos en general como lo son los diagramas de transformación isotérmica (TTT) y los diagramas de enfriamiento continuo (CCT).

3.4 Fabricación de los aceros de baja densidad dúplex.

3.4.1 Materias primas y balance de carga.

Para la fabricación de los aceros avanzados de baja densidad, LDD-REF, LDD-Ti y LDD-Nb, se utilizaron diversas materias primas como la chatarra de hierro con ultra bajo contenido de carbono, la cual fue cortada en bloques pequeños. Para la adición de carbono, se utilizó una aleación sorel, la cual fue limpiada y triturada en trozos pequeños. La adición del manganeso se logró a partir de hojuelas de Mn electrolítico, mientras que el aluminio fue suministrado a partir de un bloque de Al electrolítico de alta pureza. Finalmente, para los elementos microaleantes, como Nb y Ti, se añadieron en forma de pequeños gránulos de Fe-Ti y Fe-Nb, los cuales fueron triturados para mejorar su dispersión. La Tabla 3.2 muestra el balance general de carga de los elementos precursores para la fabricación de los tres aceros.

Tabla 3.2 Balance de carga para la fabricación de aceros LDD-REF, LDD-Ti y LDD-Nb.

Materia prima	Presentación	Acero		
		Fe-Mn-Al-C LDD-REF	Fe-Mn-Al-C-Ti LDD-Ti	Fe-Mn-Al-C-Nb LDD-Nb
Chatarra EFP- ULC	Blocks	2728 g	2721.3 g	2706.55 g
Aleación sorel	Trozos	1176.47 g	1176.47 g	1176.47 g
Mn electrolítico	Hojuelas	700.07 g	700.07 g	700.07 g
Al electrolítico	Rodaja	400 + 10% = 450 g	400 + 10% = 450 g	400 + 10% = 450 g
Fe-Ti	Gránulos	---	18 g	---
Fe-Nb	Gránulos	---	---	32 g
Carga total		4755 g	5054.54 g	5065.84 g

3.4.2 Fabricación de aceros en horno de inducción al vacío.

Una vez establecidas las materias primas y la composición objetivo, se procedió a la fabricación de cada uno de los aceros. Este proceso se realizó por medio de un horno de inducción al vacío de la marca CONSARC modelo FT-256 perteneciente al IIMM y mostrado en la Figura 3.2 a).

Como procedimiento inicial se siguió el protocolo de carga, el cual indica que las materias primas deben ser introducidas en el crisol de alúmina de 3.8 pulgadas (Figura 3.2 b), junto con el molde donde será el vaciado del material fundido. Una vez alcanzadas las condiciones anteriores la cámara es sellada herméticamente y se da inicio al proceso de fundición, la temperatura y presión alcanzadas fueron de 1680°C y 3.673 Torr o 490 Pa, respectivamente. Los elementos más ligeros como el aluminio y los microaleantes fueron introducidos al final para evitar pérdidas por volatilización.

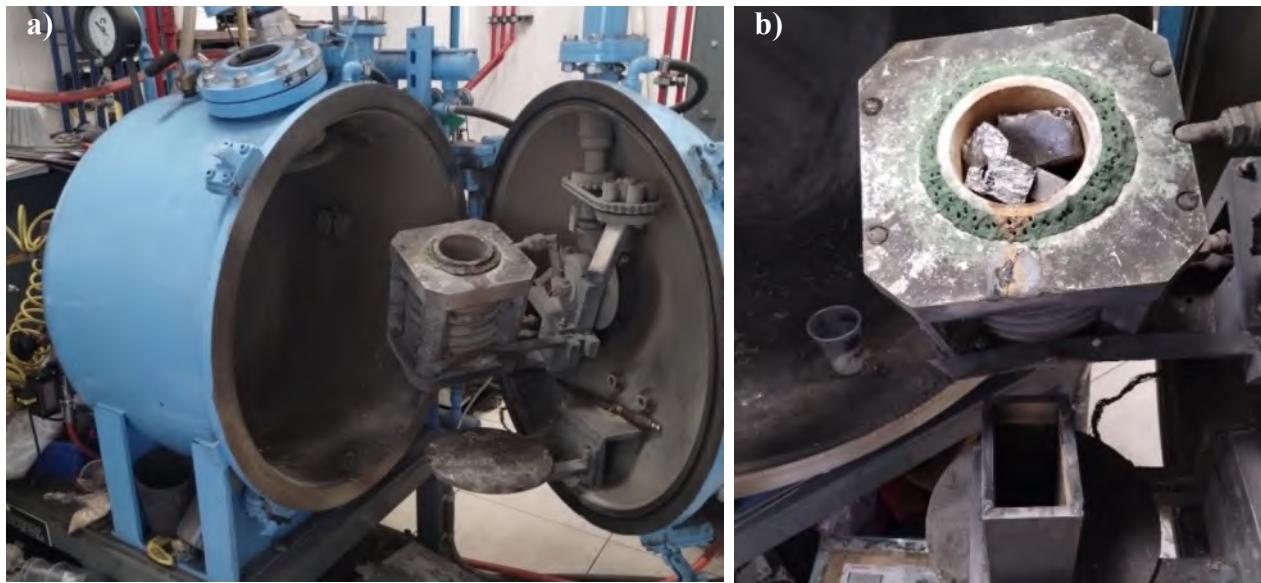


Figura 3.2 a) Horno de inducción al vacío CONSARC del IIMM y b) Crisol de alúmina con carga de acero LDD-REF.

3.4.3 Vaciado de la fundición en lingoteras.

En el momento justo que la carga ha llegado al estado líquido total, el acero es vaciado en matrices metálicas denominadas lingoteras de dimensiones ilustradas en la Figura 3.3. Este proceso se realizó dentro del mismo horno, donde posteriormente se dejó enfriar hasta temperatura ambiente,

de manera similar la presión es liberada paulatinamente por medio de válvulas de alivio, hasta alcanzar la presión atmosférica. Las lingoteras se fabricaron a partir de placas o soleras de 6.25 mm de espesor del acero comercial ASTM A36, las cuales se seccionaron en placas de 6 cm x 17 cm, para ser unidas por medio de puntos de soldadura con electrodos E-6013 punta naranja, a una base de 11 cm x 17 cm con un espesor de 20 mm. El resultado final fue la obtención de 3 lingotes de dimensiones de 5 cm x 8.5 cm x 17 cm, los cuales conformaron la primera condición de los aceros, denominada condición de solidificación (as-cast).

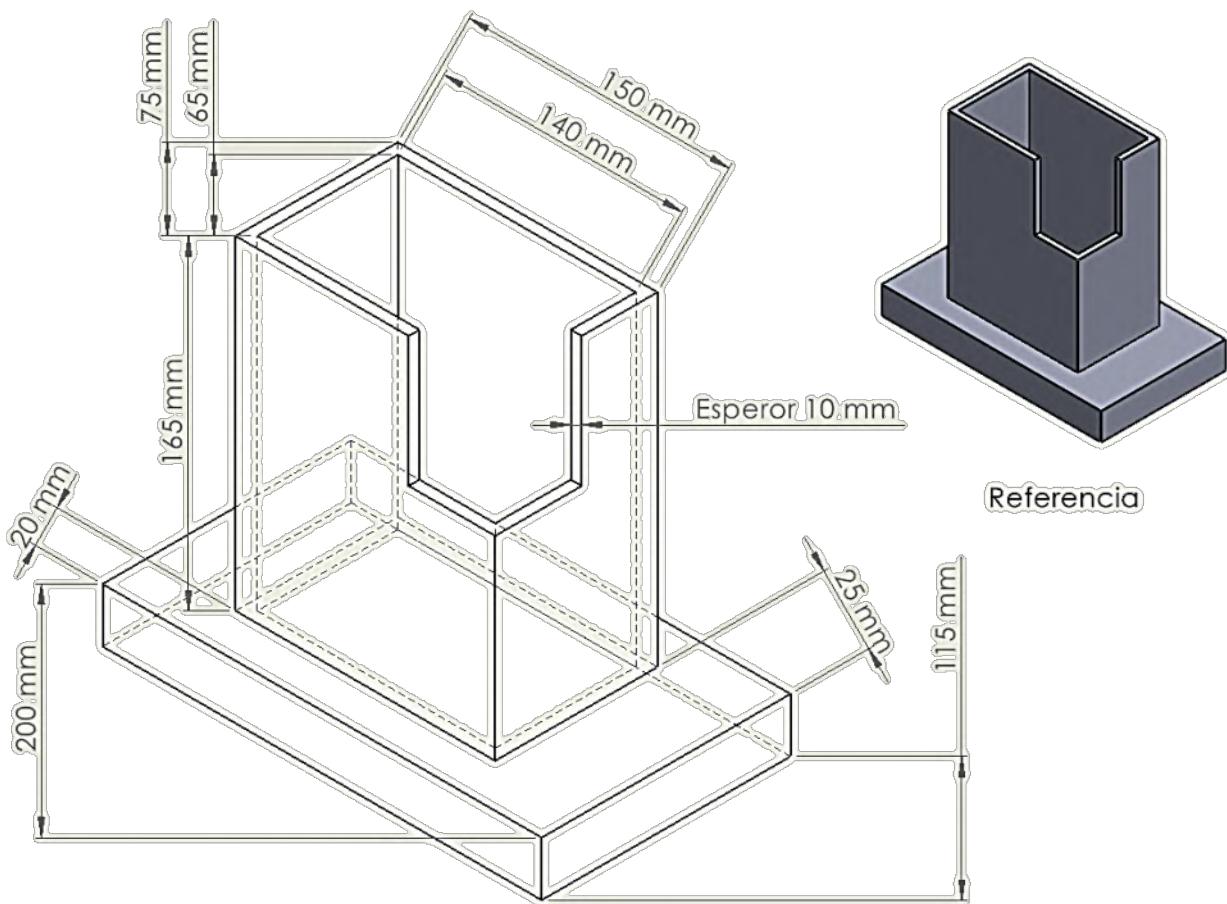


Figura 3.3 Esquema de lingoteras con dimensiones en mm y vista isométrica de referencia.

3.5 Seccionamiento de lingotes.

Los lingotes obtenidos a partir de las fundiciones, fueron seccionados según se muestra en la Figura 3.4 c). Cada lingote se seccionó en tres partes mediante dos cortes. El primer corte, de 9 mm de espesor, se realizó en la zona inferior y corresponde a la primera parte que habría solidificado, esta sección se caracteriza por poseer la composición química del estado líquido. El segundo corte se realizó a 4.9 cm por encima del primero y fue seleccionado para el acondicionamiento microestructural. En general, el esquema de cortes seguido fue a razón de optimizar el volumen del material disponible. Este proceso se llevó a cabo con una máquina Flow Mach 2-3120b, la cual se ilustra en la imagen 3.4 a).

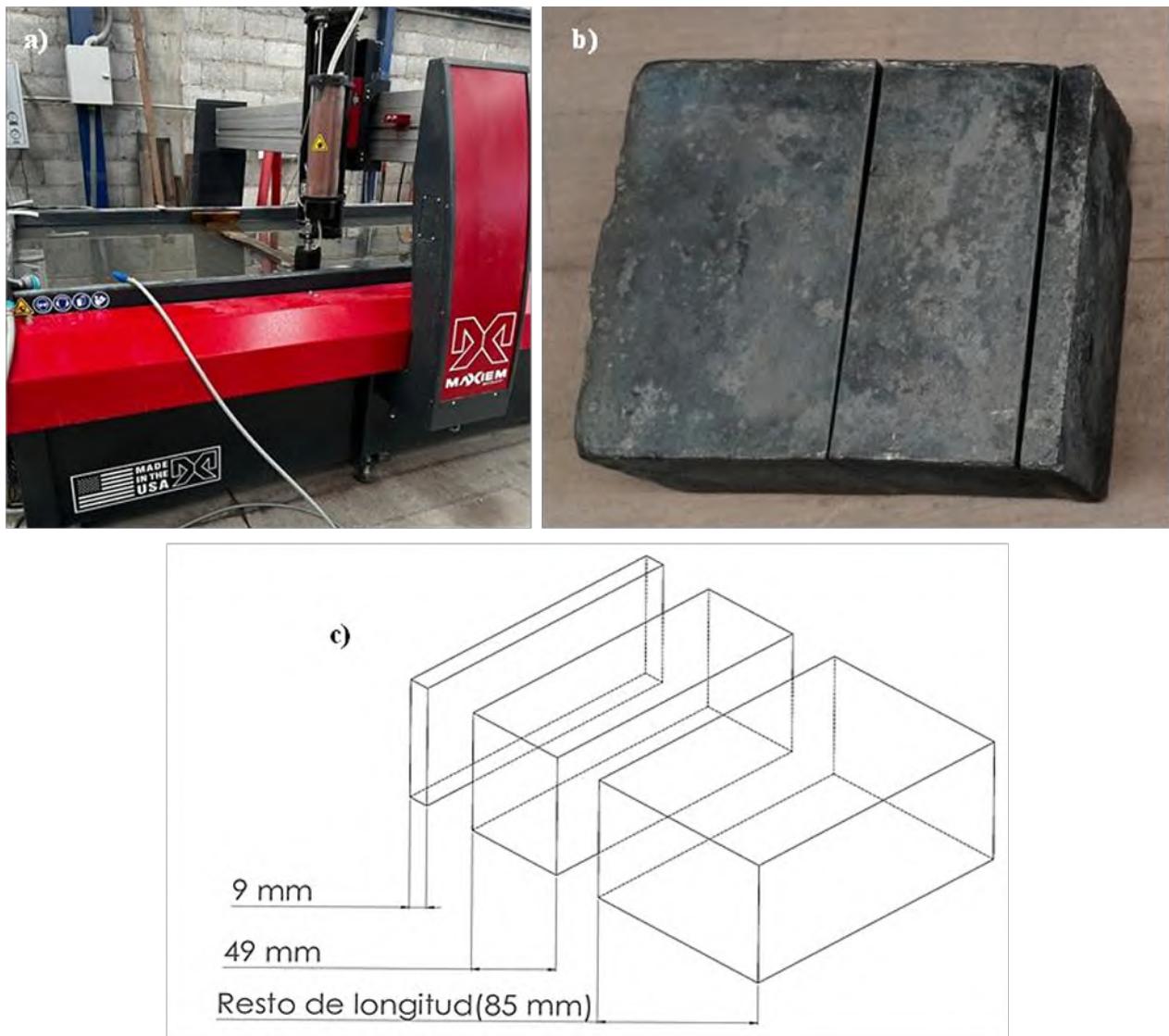


Figura 3.4 Diagrama de cortes realizados en los lingotes.

En general el funcionamiento del equipo se basa en el bombeo a alta presión de una mezcla de agua con material abrasivo, la cual es disparada a alta velocidad por la boquilla. Este proceso permitió cortar el material con gran precisión y sin generar una gran cantidad de calor residual que pueda afectar la microestructura interna. Esta técnica es ideal para obtener cortes limpios y precisos siguiendo las dimensiones indicadas, lo cual resultó oportuno para esta etapa del proyecto, obteniendo como resultado el corte de los tres lingotes como se ilustra en la Figura 3.4 b).

3.6 Análisis y caracterización química de los aceros.

3.6.1 Técnica de espectroscopía de emisión por chispa.

Posterior al seccionamiento de los lingotes se llevó a cabo el análisis y caracterización de la composición química de los aceros. Para este propósito se optó por la aplicación de la técnica de espectroscopía de emisión de chispas, la cual se llevó acabó en el equipo Q4 TASMAN de la marca BRUKER. Este proceso consiste en generar una chispa eléctrica entre dos electrodos, la cual se proyecta a la muestra generando un plasma que volatiliza parte del material, esto permite la determinación de los principales elementos químicos en función de la longitud de onda detectada y la cantidad de luz con la misma longitud de onda registrada, para cada material en función de un parámetro de calibración. Para el caso de los aceros de baja densidad (LD) no existe un patrón de calibración específico que logre cuantificar todos los elementos del sistema, por lo que se optó por el uso del patrón B.S.18A de aceros con alto contenido de Mn.

3.6.2 Técnica de análisis químico por SEM-EDS.

Conjunto con la técnica anterior, la aplicación del análisis químico por EDS, corroboró el porcentaje de los elementos que salían de rango en el análisis espectral por emisión de chispa, los elementos que logran cuantificarse por esta técnica fueron Mn y Al. Esta técnica fue realizada por medio de un análisis químico puntual por espectroscopía de energía dispersiva de rayos-X (EDS), el cual se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido de la marca JOEL modelo FEG-SEM 7600F con detector EDS.

3.7 Aplicación de tratamientos térmicos y acondicionamiento microestructural.

3.7.1 Tratamiento térmico de homogeneizado.

Con la finalidad de disminuir el grado de segregación presente en los materiales obtenidos a partir de la fundición, se realizó un tratamiento térmico de homogenizado a una temperatura de 1100°C con un tiempo de permanencia de 1.5 h/pulgada de espesor, el diagrama de este tratamiento térmico es mostrado en la Figura 3.5, el procedimiento se ha llevado a cabo en un horno tipo mufla de la marca Nabertherm, la velocidad de calentamiento programada fue de 350°C/hora, se realizó un escalón de 30 minutos a 600°C, con el objetivo de homogenizar la temperatura interna del acero y evitar la presencia de esfuerzos térmicos.

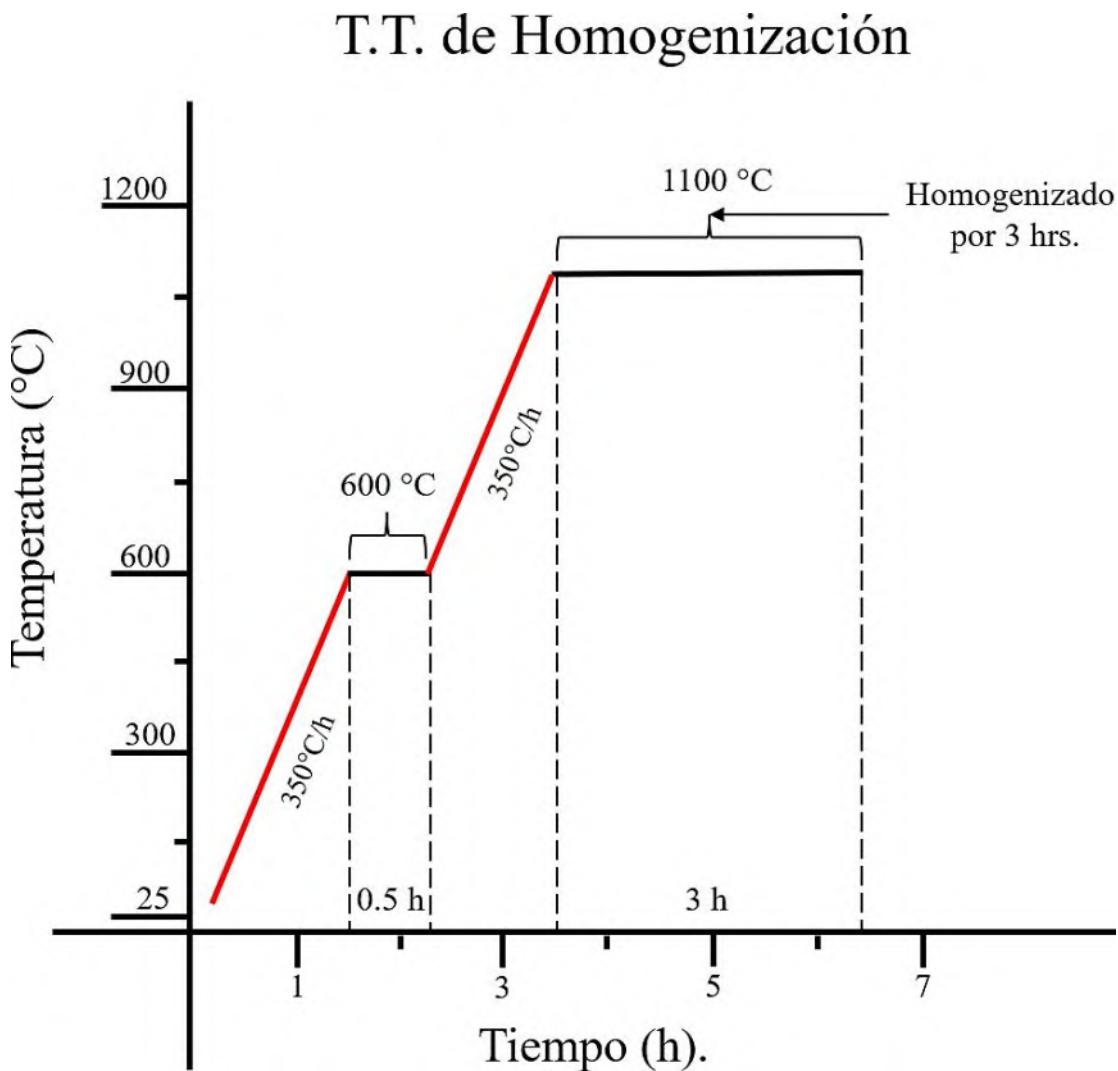


Figura 3.5 Ciclo de tratamiento térmico de homogenización.

3.7.2 Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente.

Se realizaron una serie de tratamientos térmico-mecánicos de laminación, con el propósito de reducir el espesor desde los 50 mm hasta los 5 mm, lo cual se logró mediante 4 etapas de laminación en caliente, ilustrado en la Figura 3.6 donde se aprecia el ciclo de la primera y 4a laminación. Esta etapa se realizó por medio de un laminador reversible de la marca T.J. Pigott (Engineers) modelo 6559/02 con capacidad para 50 toneladas. La laminación se llevó a cabo en un rango de temperatura de 1100 hasta los 950 °C, seguido de un enfriamiento en horno apagado.

T. Termomecánico de Laminación.

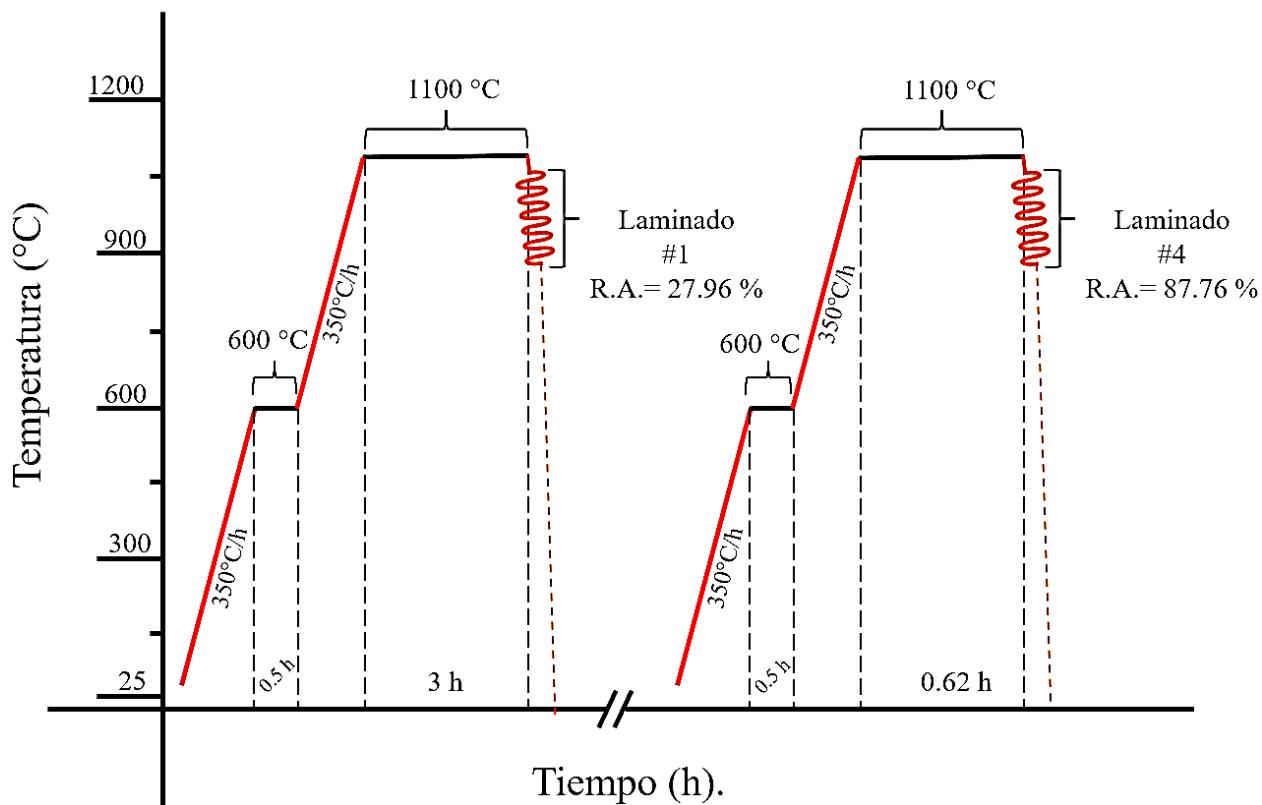


Figura 3.6 Ciclo general de los tratamientos termomecánicos de laminación en caliente.

3.7.3 Tratamiento térmico de solubilizado.

El tratamiento térmico de solubilizado se llevó cabo con el propósito de disolver fases secundarias y precipitados presentes previamente (temperatura ambiente), y así lograr una estructura austenítica homogénea en todo el material. Este tratamiento fue llevado a cabo en un horno tipo mufla, a una temperatura de 1100 °C siguiendo el ciclo mostrado en la Figura 3.7. Se consideró un tiempo de

1h/pulgada de espesor, para posteriormente aplicar un templado en agua con el propósito de retener la microestructura de alta temperatura.

T.T. de Solubilizado

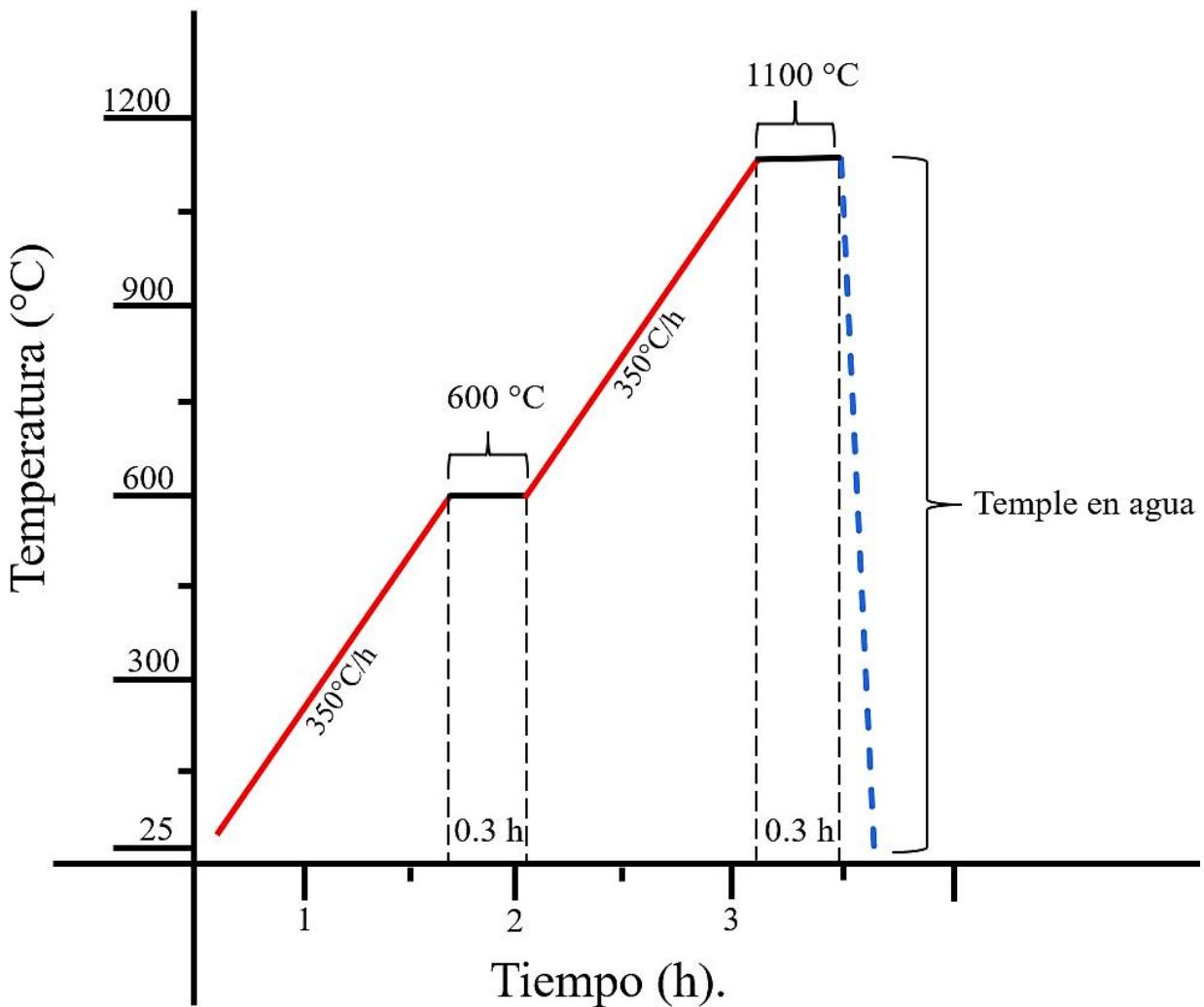


Figura 3.7 Ciclo del tratamiento térmico de solubilizado.

3.7.4 Tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento.

Finalmente, se aplicó un tratamiento térmico de envejecimiento, a temperaturas de 450 y 550 °C con un tiempo de permanencia de 2.5 horas como se muestra en la Figura 3.8, esto con el objetivo de promover el mecanismo de precipitación de la fase kappa mediante la descomposición espinodal de la fase austenítica hacia la fase L1'2 de composición (Fe-Mn)3AlCx. Durante este proceso, es de esperar que los átomos de Al se ubiquen en los vértices de la celda unitaria, los de Fe y Mn

ocupen las posiciones centrales y los de C se ubiquen en posiciones octaédricas alternadas. Este nuevo arreglo contrasta con la distribución ordinaria de la austenita FCC que se presenta en el sistema Fe-Mn-Al-C, lo que promueve una distribución uniforme de los precipitados en la matriz.

T. T. de Precipitación o Envejecimiento.

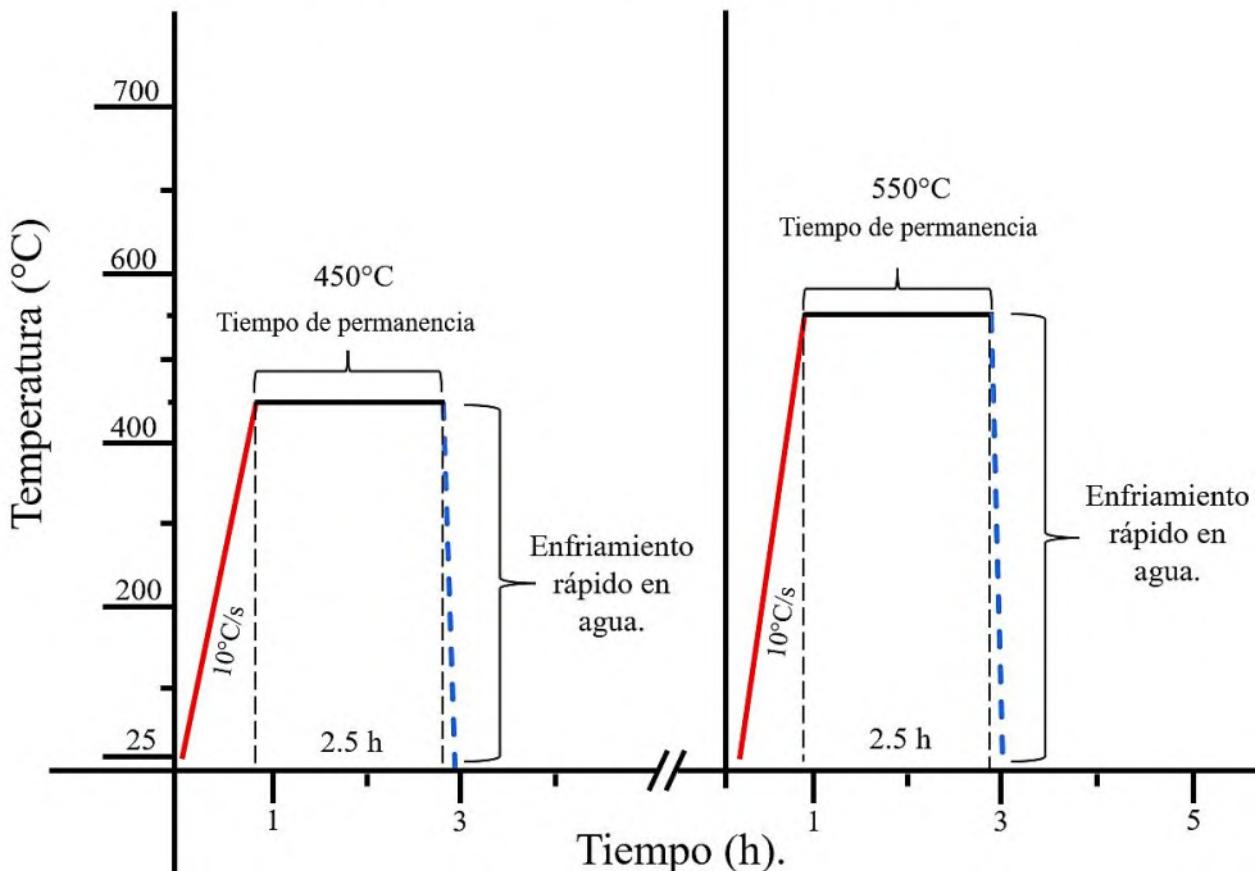


Figura 3.8 Ciclos de los tratamientos térmicos de envejecimiento por precipitación aplicados a los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti.

3.8 Caracterización metalográfica.

El estudio metalográfico proporciona información detallada sobre la microestructura de una aleación, incluyendo el tamaño de los granos, la morfología, la distribución de las fases, así como la presencia de segregaciones, entre otros aspectos. Estos factores pueden influir significativamente en las propiedades mecánicas y el comportamiento general de la muestra examinada.

3.8.1 Preparación metalográfica.

Para la caracterización metalográfica es necesaria la preparación de distintas muestras, el procedimiento realizado consistió básicamente de un desbaste manual por medio de lijas a base de carburo de silicio (SiC), de diferentes granulometrías, donde posteriormente se realizó un pulido espejo con pastas de diamante de 9, 6, 3, 1 y 0.1 μm , en una pulidora LECO modelo Spectrum SystemTM 1000.

3.8.2 Ataque químico.

Para revelar de la microestructura se llevó a cabo un ataque químico convencional mediante una solución de Nital al 5 % y se aplicaron tiempos para garantizar un revelado de límites de grano óptimo (10-20 s).

3.8.3 Microscopía óptica (MO).

Las muestras se analizaron en un microscopio óptico marca Carl Zeiss modelo Axio observer 3, el cual permite observar la microestructura, para posteriormente y a partir de las micrografías obtenidas determinar la morfología, así como el tamaño de grano y la fracción volumétrica de las fases presentes. Se llevaron a cabo una serie de sesiones en las cuales se obtuvieron micrografías de las distintas condiciones establecidas anteriormente, contando con al menos 5 imágenes con cada lente objetivo a 5x, 10x, 20x, 50x y 100x. Se realizó el procesamiento de imágenes por medio del programa computacional Image-J para determinar la fracción volumétrica de fases principales de cada acero y otra por medio del método manual de intersección lineal aplicando la norma ASTM E562-19 [94].

3.8.4 Microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS).

Las muestras se analizaron en un microscopio electrónico de barrido de la marca JEOL modelo JSM-7600F con detector EDS de la marca Bruker modelo XFlash 6|30. Las condiciones que se usaron para dicho análisis fueron, una alimentación de 15 kV y una distancia de trabajo de 15 mm. Se analizó la superficie longitudinal al sentido de la deformación por laminación en caliente para detectar la presencia de precipitados de Nb, Ti y fase kappa.

3.8.5 Ensayos de EBSD.

Se llevaron a cabo ensayos de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en un microscopio JOEL modelo 7600F con detector e-flash^{FS} EBSD para determinar mapas de orientaciones preferenciales en cada una de las muestras, así como identificación de fases, análisis del tamaño de grano, figuras de polo, mapas de desorientación de Kernel, caracterización de límites de grano, etc, esto solo fue llevado a cabo en la condición as-cast.

3.9 Caracterización estructural.

3.9.1 Difracción de rayos-X (DRX).

Se llevaron a cabo análisis de difracción de rayos-X, con rango de barrido 2θ de 30° a 120° con incrementos de 0.02° y radiación de Cu-K α ($K\alpha 1 = 1.5406 \text{ \AA}$, $K\alpha 2 = 1.54439 \text{ \AA}$, $IK\alpha 2/IK\alpha 1 = 0.5$), voltaje de 30 kV y corriente de 10 mA en un difractómetro de la marca Bruker modelo D2 phaser.

La identificación de las fases se llevó a cabo utilizando distintas herramientas. En primera instancia se optó por utilizar el programa X'Pert HighScore Plus, usando la base de datos de COD 2024, la cual contiene 511583 tarjetas cristalográficas, sumado a dos bases de datos más dando un total de 643173 tarjetas, el resultado indicó distintas posibles fases, entre ellas la presencia de intermetálicos y fases relacionadas con la composición, pero no reportadas para este sistema, tal como se puede observar en la Figura 3.9. Debido a la carencia de tarjetas específicas se optó por realizar la identificación de fases por medio de comparación en la literatura, artículos como los presentados por Khaple y Col. [95] y Liu y Col. [96], fueron utilizados para la identificación de las fases austenita y ferrita principalmente. Para el caso de la fase kappa lo reportado por Zhou y Col. [77], fue el sustento principal para la identificación de esta.

Además, se realizaron tratamientos de refinamiento en distintos softwares como MAUD y MATCH. Los refinamientos tipo Rietveld otorgaron datos sobre el porcentaje volumétrico por fases y parámetros de red como se muestra en la Figura 3.10. Este refinamiento se realiza por medio de la señal original otorgada por el equipo de difracción, una vez obtenida estas lecturas son cargadas en el software y seleccionadas junto con las tarjetas cristalográficas, esta información es configurada junto con los parámetros de interés y otras opciones como los elementos constituyentes, defectos instrumentales como las aberraciones, etc., para obtener el resultado esperado.

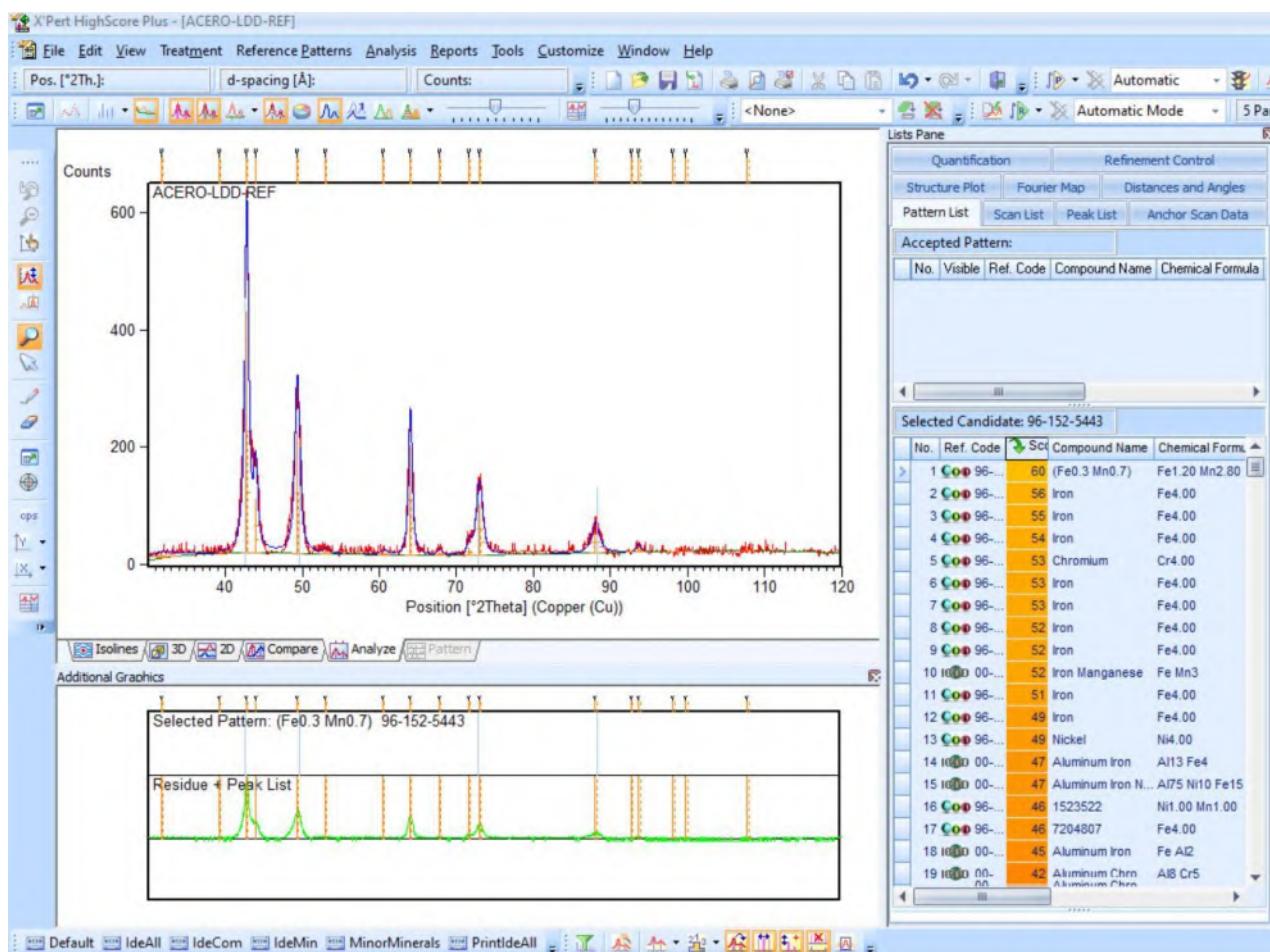


Figura 3.9 Interfase del programa X'Pert HighScore Plus v3.0, con indexación del patrón de difracción del acero LDD-REF en condición de solidificación.

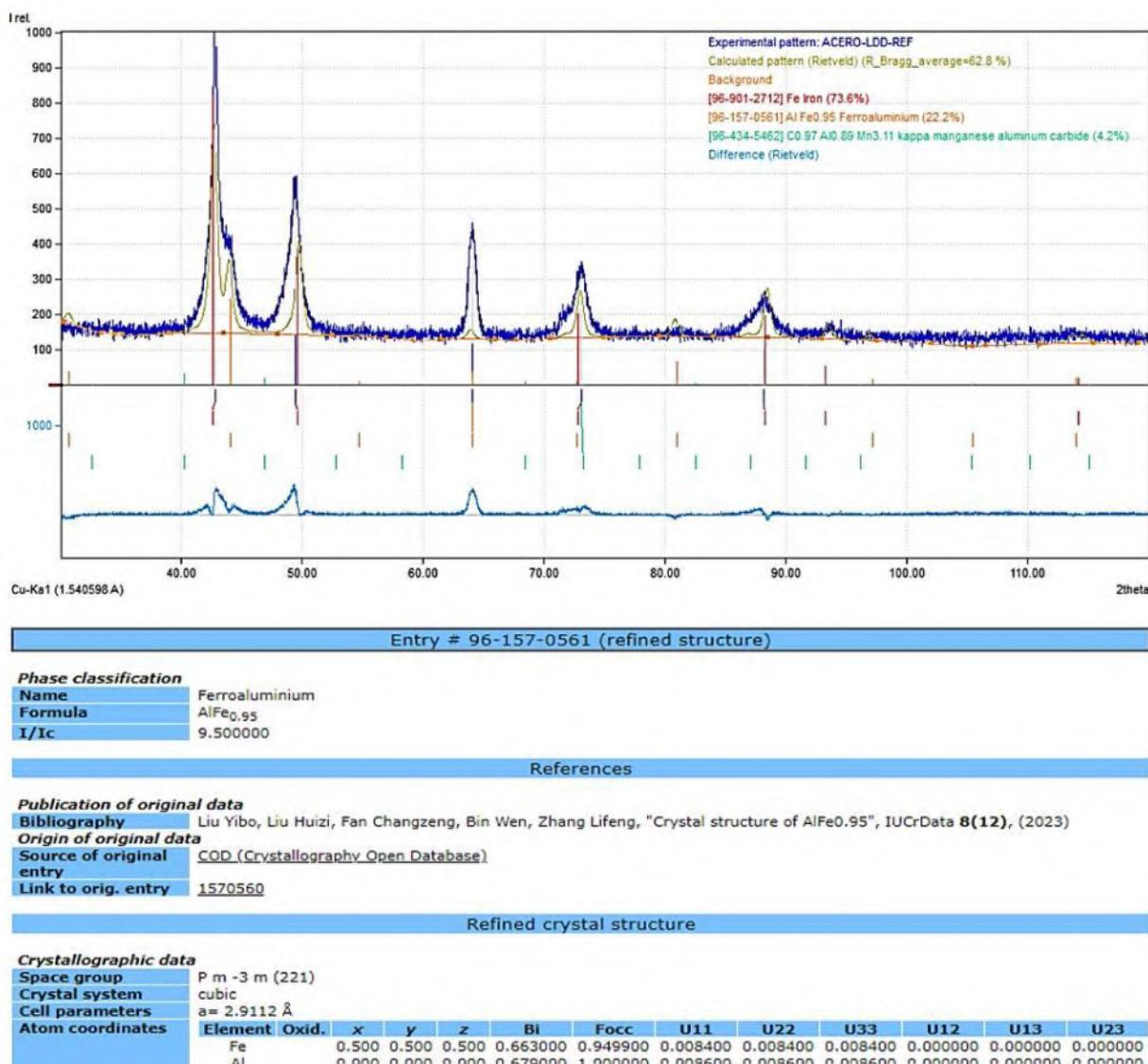


Figura 3.10 Resultado de refinamiento Rietveld en el software Match v3.8.2 para el acero de referencia en condición de solidificación.

3.10 Caracterización mecánica.

3.10.1 Microdureza Vickers (HV).

Se llevaron a cabo una serie de pruebas de microdureza con la aplicación de una carga de 1000 g con una distancia de 125 μ m a lo largo de la muestra, iniciando de la superficie al centro del material, de acuerdo con la norma ASTM E384 [97]. El equipo usado para dicho análisis fue el microdurometro Wilson Hardness Tukon 1120.

3.10.2 Ensayos de tracción uniaxial.

Se realizaron distintos ensayos de tracción uniaxial, iniciado con la preparación de las placas de los tres aceros en distintas condiciones (condición de 4^a laminación, condición de solubilizado y en condición de envejecimiento a 450 y 550 °C), por medio de maquinado en una fresadora de maraca FR modelo 201, seguido de un acabado en la rectificadora marca QUIPTOP modelo ESG-3A818 hasta los 2-3 mm de espesor. Una vez obtenidas las placas como se muestra en la Figura 3.10 a), se procedió a realizar el maquinado de distintas probetas planas de sección calibrada reducida conforme a la norma ASTM-E8 [98], siguiendo el diagrama observado en la Figura 3.11 b). Se logró la fabricación de 16 probetas por medio de corte por hilo en la máquina de electro erosión por hilo de la marca UNIVERSAL modelo CTWG320TB. Los ensayos se realizaron en dos equipos distintos: una primera parte conformada por una probeta de cada acero en condición de ambas temperaturas de envejecimiento, se realizaron en una máquina de ensayos universales marca Instron® modelo 5980 con una velocidad de cabezal de 0.08 mm/s, en el Tecnológico Nacional de México campus Morelia; y la segunda parte conformada por el restante de probetas y condiciones, se llevó a cabo en un equipo de la marca Instron® modelo 6800 ubicado en la Universidad Politécnica de Cataluña en España.

El funcionamiento de la máquina universal de ensayos se basa en la aplicación de una carga axial a una probeta previamente preparada. El equipo registra simultáneamente la carga y el alargamiento elástico o plástico generado, principalmente por medio de extensómetros u otros equipos de medición. A partir de estos datos, es posible obtener la curva esfuerzo-deformación de ingeniería, de la cual es posible obtener valores numéricos para las propiedades mecánicas como el esfuerzo de cedencia (σ_y), el esfuerzo máximo (σ_{UTS} ó σ_{max}), el esfuerzo de fractura (σ_f) y el porcentaje de alargamiento (% EL).

El esfuerzo de cedencia (σ_y) generalmente es determinado por la técnica del 0.2%. Esta técnica consiste en trazar una línea paralela a la región elástica de la curva (zona inicial), desplazada un 0.002 de deformación unitaria (0.2%), y determinar el punto de intersección entre esta línea y la curva original. Los demás valores, como el esfuerzo máximo o el esfuerzo de fractura, son obtenidos directamente de los datos graficados mediante softwares especializados de análisis.

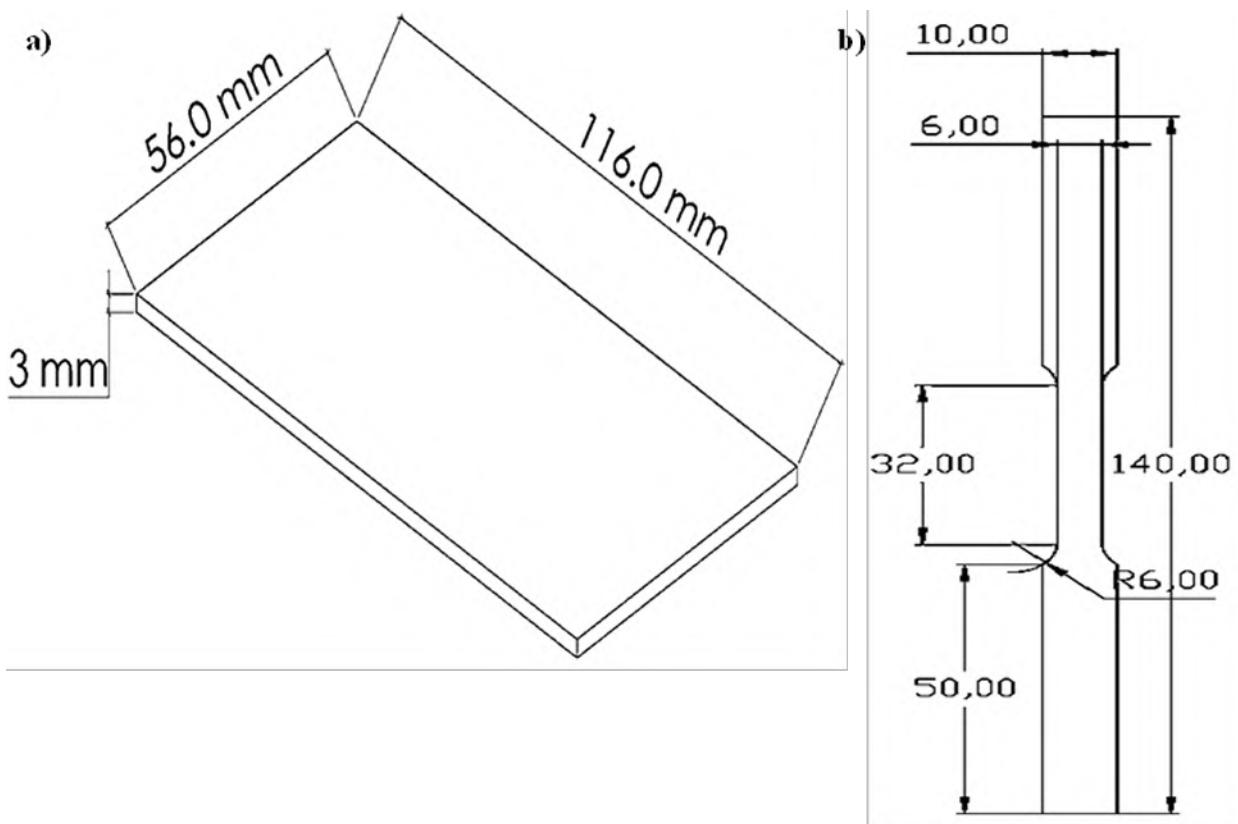


Figura 3.11 a) Dimensiones en milímetros de placa para la fabricación de probetas planas y b) Diseño de probetas planas con dimensiones en milímetros.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

En este capítulo se presentan los resultados experimentales obtenidos en el estudio de los aceros avanzados de baja densidad dúplex LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti del sistema Fe-Mn-Al-C, conforme a la metodología establecida en el Capítulo 3 y en el cronograma de actividades.

4.1 Predicciones de JMatPro®.

4.1.1 Diagramas de equilibrio y metaestables.

La Figura 4.1 muestra las predicciones termodinámicas de fases metaestables para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti, calculadas mediante el software JMatPro®. Los diagramas muestran la evolución del porcentaje de fases presentes en función de la temperatura durante el enfriamiento.

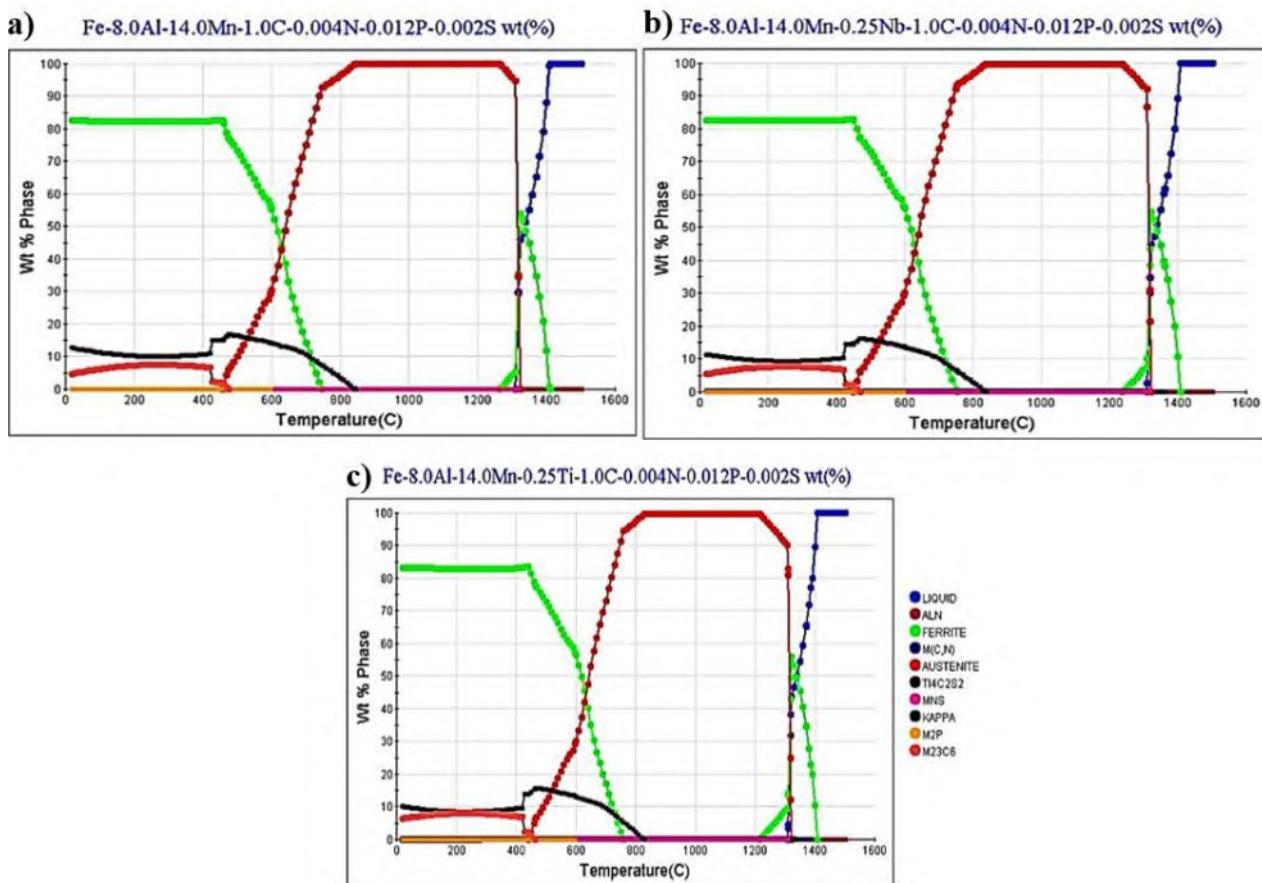


Figura 4.1 Diagramas de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

En la Figura 4.1 a) se observa que para el caso del acero LDD-REF, experimenta la presencia de hasta ocho fases durante el proceso de enfriamiento, siendo las fases líquido, austenita (γ), ferrita (α) y kappa las predominantes. Por encima de 1420 °C la fase líquida es claramente la fase dominante, representando más del 99 % del sistema. Es importante destacar la formación temprana del nitrógeno de aluminio (AlN) el cual es el primer sólido en aparecer, formándose a temperaturas incluso superiores a los 1500 °C pero con un porcentaje mínimo ligeramente mayor al 0.01 %, este comportamiento coincide con lo reportado en la literatura por Kang y Col. [99], quienes atribuyeron la formación del AlN en sistemas Fe-Mn-Al a temperaturas cercanas a los 1500 °C. A 1420 °C aparece ferrita δ , que consume la fase líquida hasta alcanzar un 54 % a 1320 °C. A 1340 °C, el sistema contiene ~50 % líquido, 49.9 % ferrita δ y trazas de AlN. A 1320 °C se forma MnS (0.05 %), coincidiendo con el inicio de la transformación $\delta \rightarrow \gamma$. A 1310 °C predomina la austenita (95 %), con 4.9 % ferrita δ y < 0.1 % de fases secundarias (AlN/MnS). La austenita alcanza el máximo (99.9 %) a 1250 °C, permaneciendo estable hasta 840 °C, característico de aceros avanzados de tercera generación de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C.

La fase κ nuclea a 840 °C, alcanzando un máximo de 17 % a 470 °C y estabilizándose en 12.5 % a temperatura ambiente, de manera similar la Figura 4.2, muestra que la formación de carburos $M_{23}C_6$ comienza alrededor de los 470 °C, y mantiene una relación inversa con la fase kappa, también aparecen los fosfuros M_2P a 600 °C (0.056 %), finalmente la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ inicia a 740 °C, dominando finalmente la ferrita α (82.5 %). Las fases AlN (0.012 %) y MnS (0.0051 %) mantienen estabilidad desde 1300 °C hasta temperatura ambiente.

En la Figura 4.1 b) se observa que para el caso del acero LDD-Nb, experimenta la presencia de nueve fases distintas durante el proceso de solidificación, mostrando un comportamiento similar, aunque con algunas particularidades, respecto al sistema de referencia (LDD-REF). Las fases predominantes en este sistema son la líquida, austenita (γ), ferrita (δ y α) y kappa, las cuales siguen una secuencia de transformación característica de los aceros avanzados de baja densidad.

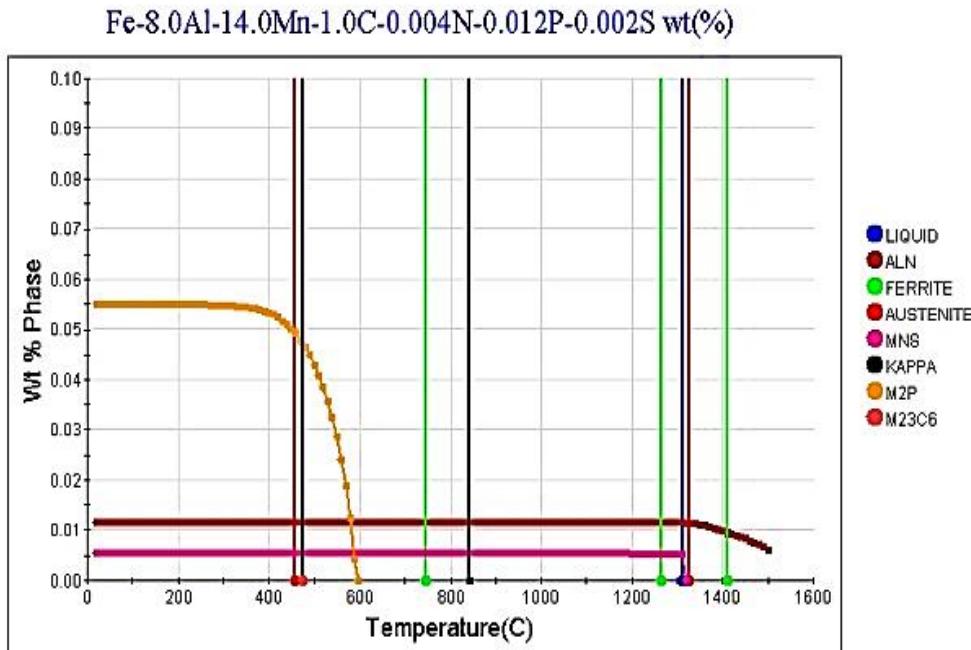


Figura 4.2 Diagrama de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para el acero LDD-REF, con acercamiento a las fases minoritarias.

Por encima de los 1420 °C, la fase líquida es la predominante en el sistema, sin embargo, cabe destacar que el nitruro de aluminio (AlN) es el primer compuesto sólido en formarse, detectándose a temperaturas superiores a 1500 °C, aunque en porcentajes mínimos. A medida que la temperatura desciende por debajo de 1420 °C, comienza a formarse la ferrita δ (de alta temperatura), la cual consume progresivamente la fase líquida, aproximadamente a 1350 °C, el sistema presenta una composición cercana al 50 % líquido, 49.9 % ferrita δ , la ferrita δ alcanza su máxima proporción (55 %) alrededor de los 1300 °C, momento en el cual la fase líquida ha sido casi completamente consumida. Una diferencia significativa respecto al sistema LDD-REF es la formación de carbonitruros [Nb(C,N)], a partir de 1370 °C, los cuales se estabilizan a 960 °C con un contenido aproximado del 0.27%; estos compuestos, que contienen carbono y nitrógeno en su estructura, desempeñan un papel relevante en el endurecimiento secundario del material [9].

A 1320 °C, se inicia la transformación de ferrita δ en austenita (γ), coincidiendo con la aparición de sulfuro de manganeso (MnS) en una proporción inicial del 0.05 %. A los 1310 °C, la microestructura está compuesta principalmente por austenita (93 %), con 6.9 % de ferrita δ residual y pequeñas cantidades de AlN (0.01 %) y MnS (0.05 %).

Al descender a 830 °C, se observa la nucleación de la fase κ (kappa), de particular interés debido a su contribución al endurecimiento por precipitación, esta fase incrementa su fracción de manera gradual hasta alcanzar un 16 % a 460 °C, estabilizándose finalmente en torno al 11.5 % a temperatura ambiente, de manera simultánea y a una temperatura de 740 °C comienza la transformación de austenita en ferrita α (de baja temperatura), la cual termina dominando la microestructura con un 82.5 % en condiciones de equilibrio a temperatura ambiente.

La Figura 4.3, presenta dos tipos de precipitados los cuales pueden llegar a formarse en el material: i) fosfuros M_2P , los cuales aparecen a 600 °C y se estabilizan en un 0.06 %, contribuyendo al endurecimiento por dispersión, y ii) los carburos M_23C_6 , los cuales se forman a 460 °C (alcanzando un 4.9 %) y muestran una relación inversa con la fase κ , sugiriendo una competencia en la captación de elementos aleantes. Cabe destacar que las fases secundarias AlN (0.012 %) y MnS (0.0051 %) demuestran una notable estabilidad desde 1300 °C hasta temperatura ambiente, mientras que los carbo-nitruros $[M(C,N)]$ permanecen constantes en 0.27 % tras estabilizarse a 960 °C tal como se observa en la Figura 4.3.

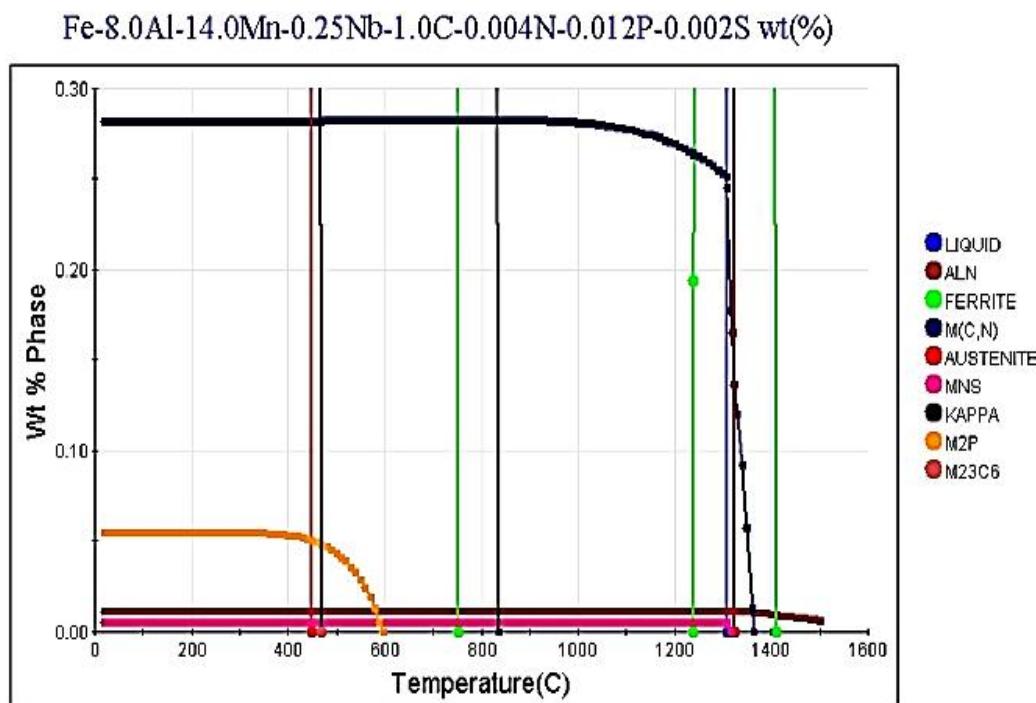


Figura 4.3 Diagrama de fases bajo condición metaestable obtenidos por JMatPro para el acero LDD-Nb, con acercamiento a las fases minoritarias.

Finalmente, en la Figura 4.1 c) correspondiente al sistema LDD-Ti, se muestra la presencia de nueve fases distintas durante el proceso de solidificación y enfriamiento, mostrando un comportamiento similar, aunque con algunas particularidades, al sistema de referencia (LDD-REF), las fases predominantes, de nueva cuenta, son la austenita (γ), ferrita (δ y α) y kappa, las cuales siguen una secuencia de transformación característica de los aceros avanzados de baja densidad.

Por encima de los 1420 °C, la fase líquida es la predominante en el sistema, sin embargo, cabe destacar que el nitruro de aluminio (AlN) es el primer compuesto sólido en formarse, detectándose a temperaturas superiores a 1500 °C, aunque en porcentajes mínimos, de la misma manera que los aceros LDD-REF y LDD-Nb.

A medida que la temperatura desciende por debajo de 1420 °C, comienza a formarse la ferrita δ (de alta temperatura), la cual consume progresivamente la fase líquida, aproximadamente a 1350 °C, el sistema presenta una composición cercana al 50 % líquido, 49.9 % ferrita δ , la ferrita δ alcanza su máxima proporción (55 %) alrededor de los 1300 °C, momento en el cual la fase líquida ha sido casi completamente consumida.

Una diferencia significativa respecto al sistema LDD-REF es la formación de carbo-nitruros [Ti(C,N)] a partir de 1370 °C, los cuales se estabilizan definitivamente a 960 °C con un contenido aproximado del 0.27 %. A 1320 °C, se inicia la transformación de ferrita δ en austenita (γ), coincidiendo con la aparición de sulfuro de manganeso (MnS) en una proporción inicial del 0.05 %. Para los 1310 °C, la microestructura está compuesta principalmente por austenita (93 %), con 6.9 % de ferrita δ residual y pequeñas cantidades de AlN (0.01 %) y MnS (0.05 %).

Al descender a 830 °C, se observa la nucleación de la fase κ (kappa), de particular interés debido a su contribución al endurecimiento por precipitación, esta fase incrementa su fracción de manera gradual hasta alcanzar un 16 % a 460 °C, estabilizándose finalmente en torno al 11.5 % a temperatura ambiente, de manera simultánea y a una temperatura de 740 °C comienza la transformación de austenita en ferrita α (de baja temperatura), la cual termina dominando la microestructura con un 82.5 % en condiciones de equilibrio a temperatura ambiente.

En la Figura 4.4, de manera similar al caso del material LDD-Nb, se pueden observar la presencia de dos tipos de precipitados, los cuales son los fosfuros M₂P que aparecen a 600 °C y se estabilizan

en un 0.06 %, contribuyendo al endurecimiento por dispersión, y los carburos $M_{23}C_6$ los cuales se forman a 460 °C (alcanzando un 4.9 %) y muestran una relación inversa con la fase κ , sugiriendo una competencia en la captación de elementos aleantes.

Finalmente, las fases secundarias AlN (0.012 %) y MnS (0.0051 %) demuestran una notable estabilidad desde 1300 °C hasta temperatura ambiente, mientras que los carbo-nitruros [M(C,N)] permanecen constantes en 0.27 % tras estabilizarse a 960 °C, tal se observa en la Figura 4.4.

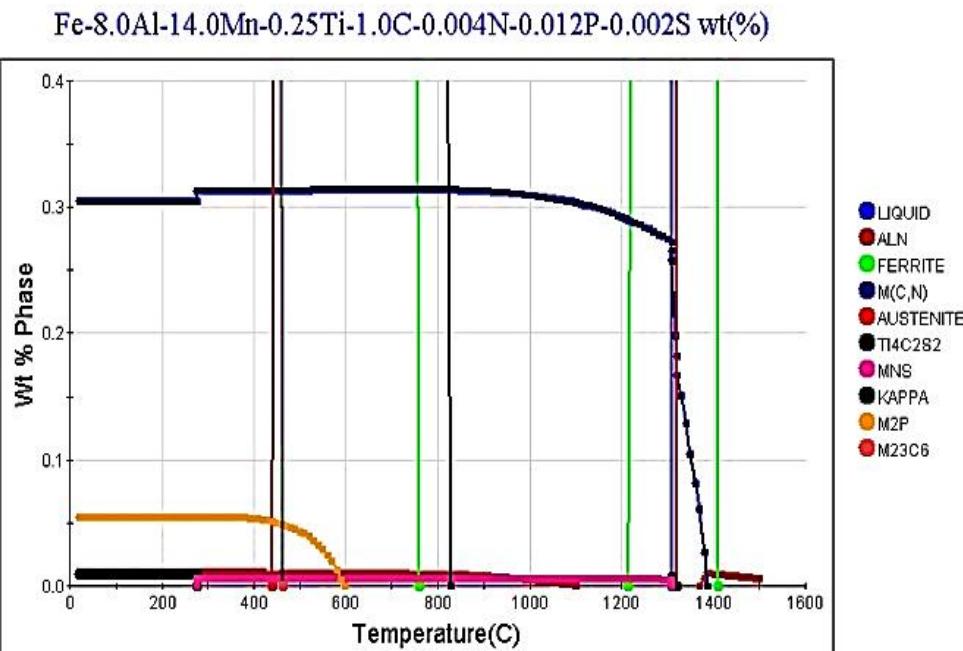


Figura 4.4 Diagramas de equilibrio de fases metaestables obtenidos por JMatPro para el acero LDD-Ti, con acercamiento enfocado a las fases minoritarias.

4.1.2 Isopletas.

4.1.2.1 Sistema LDD-REF.

En la Figura 4.5 se muestran las isopletas obtenidas por JMatPro para el sistema LDD-REF, en donde es posible apreciar ciertas variaciones de las fases presentes en equilibrio en función de la variación en su composición química de elementos como el Aluminio, Carbono y Manganeso.

La Figura 4.5 a) muestra la manera en que el contenido de aluminio (0 a 10 %) afecta la formación de fases en el sistema, se puede observar que el aumento del aluminio incrementa progresivamente la temperatura de formación del AlN (nitruro de aluminio), desde los 1420 °C con el 0 % hasta los

1500 °C con un 4 %. A mayor contenido de aluminio (10 %), la ferrita δ (delta) de alta temperatura comienza a formarse a los 1390 °C, pero solo aparece a 1300 °C cuando la concentración de este supera el 3 %; de lo contrario, predomina la austenita. Por debajo de 1250 °C, la microestructura está dominada por austenita, AlN y MnS (sulfuro de manganeso) con contenidos que oscilan entre un 0.5 % y 9.5 % de Al. A más baja temperatura entre los 800 y 400 °C, las composiciones con más de un 4.5 % en Al presentan múltiples fases coexistentes, mientras que con menor contenido de aluminio se forma cementita. Adicionalmente, por debajo de los 500 °C y con contenidos menores al 6 %, precipitan los carburos $M_{23}C_6$ y M_7C_3 .

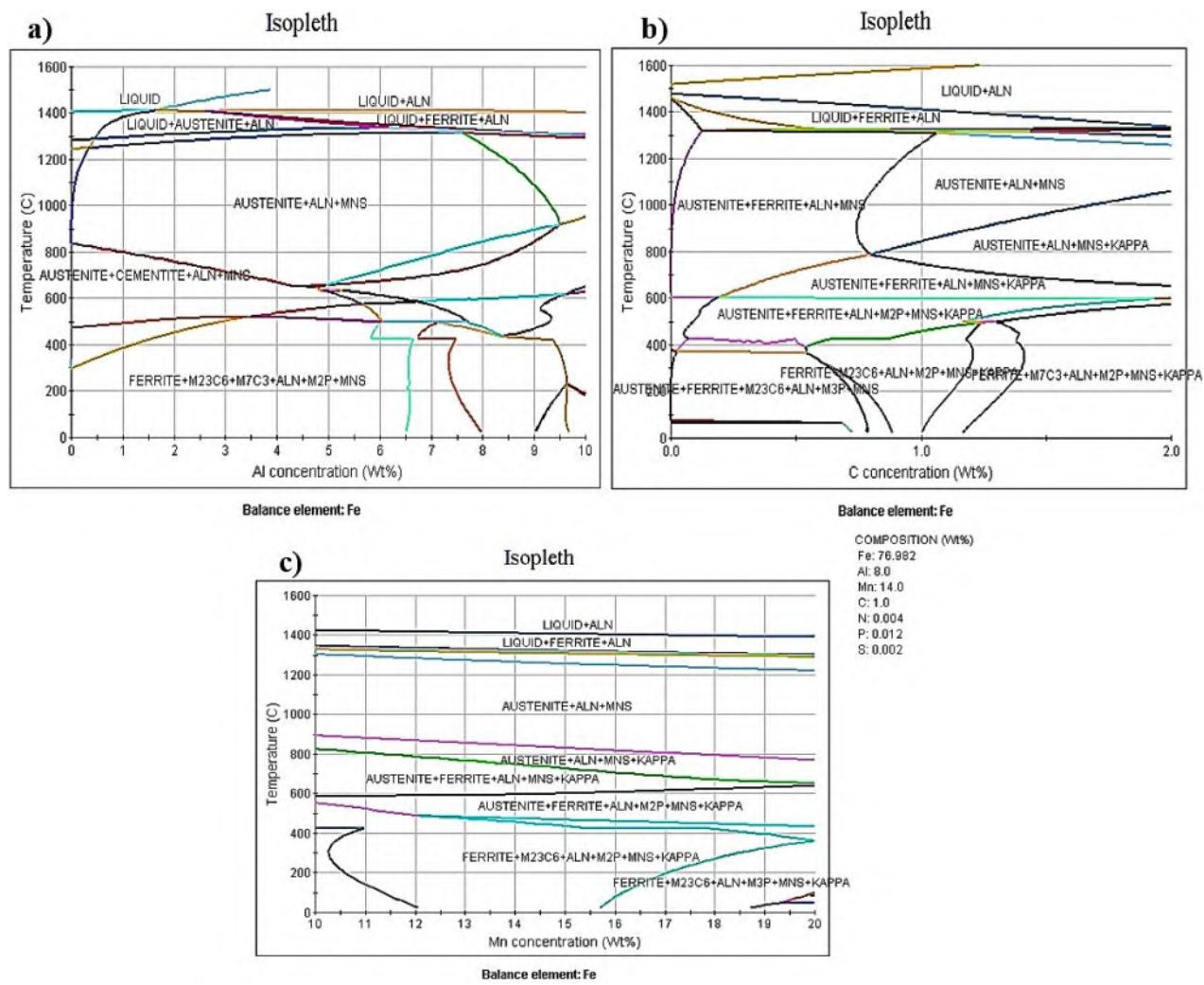


Figura 4.5 Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-REF, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0 a 2 (% en peso) y c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso).

Finalmente, la fase kappa (κ) solo se forma cuando el aluminio supera el 5 %, y su temperatura de aparición aumenta en función de la concentración de este, alcanzando los 820 °C con un 8 % de Al.

En la Figura 4.5 b) se muestra el efecto del contenido de carbono (0 a 2 %), el cual incrementa la temperatura de formación del AlN desde los 1520 °C con el 0 % hasta los 1600 °C con un 1.2 %. El punto de fusión disminuye gradualmente desde 1480 °C con 0 % de carbono, hasta los 1330 °C con el 2 %. La ferrita de alta temperatura mantiene su temperatura de formación alrededor de 1300 °C, pero solo aparece con contenidos superiores al 0.25 % de carbono. Por debajo de 1250 °C, cuando el contenido de carbono es inferior al 0.75 %, coexisten austenita, ferrita, AlN y MnS; mientras que con mayores concentraciones solo se presentan austenita, AlN y MnS. La fase kappa aparece en un amplio rango de temperaturas, desde los 300 °C con el 0.1 % hasta 1050 °C con el 2 % C. Cabe destacar que entre 600 °C y temperatura ambiente coexisten numerosas fases en prácticamente todas las composiciones analizadas.

En la Figura 4.5 c), puede observarse el efecto causado por la variación en el contenido de Mn (10-20 %), el cual afecta la formación de AlN, la cual ocurre por encima de los 1600 °C, pero no es claramente observable. El punto de fusión disminuye ligeramente de 1430 °C con 10 % Mn a 1400 °C con 20 % Mn. La ferrita de alta temperatura aparece cerca de 1340 °C manteniéndose estable. Al igual que la formación de MnS. La austenita reduce su temperatura de aparición de 1310 °C a 10 % Mn hasta 1220 °C con 20 % Mn. La fase Kappa disminuye de aproximadamente 900 °C a 780 °C con el aumento de manganeso. La ferrita de baja temperatura aparece desde 820 °C con 10 % Mn hasta 630 °C con 20 % Mn. Por debajo de 600 °C se encuentran M₂P y M₂₃C₆ en casi todas las composiciones.

4.1.2.2 Sistema LDD-Nb.

En la Figura 4.6 se muestran las isopletas obtenidas por JMatPro para el sistema LDD-Nb, en donde es posible apreciar ciertas variaciones en función de cambios en la composición química de los elementos Aluminio, Carbono, Manganeso y el microaleante Niobio.

La Figura 4.6 a) muestra el efecto del aluminio (0 a 10 %). La variación en este elemento incrementa la temperatura de formación de AlN desde 1590 °C con 8 % Al, el punto de fusión varía mínimamente de 1400 °C sin aluminio a 1390 °C con 10 % Al. La ferrita de alta temperatura

aparece alrededor de 1300 °C solo con más de 3 % Al, de lo contrario domina la austenita. Cerca de 1350 °C se forma M(C,N) (M = Nb) cuya temperatura de formación aumenta con el incremento de aluminio. Por debajo de 1250 °C coexisten austenita, AlN, MnS y M(C,N) entre 0.5-10 % Al, entre 800-400 °C con más de 4.5 % Al hay múltiples fases mientras que con menos aparece cementita. A más baja temperatura, rondando los 500 °C y concentraciones menores al 6 % de Al se presentan los compuestos M₂₃C₆, M₇C₃ y M₂P. La fase kappa solo aparece si hay un contenido igual o mayor al 5 % de aluminio, aumentando su temperatura de formación progresivamente hasta alcanzar los 820 °C con el 8 % de aluminio.

La Figura 4.6 b) muestra el efecto de la variación en el contenido de carbono (0-2 %). En este caso, el carbono eleva la temperatura de formación del AlN desde 1520 °C con un 0 % hasta 1580 °C con 1 %. El punto de fusión disminuye de 1480 °C con 0 %, hasta los 1320 °C con 2 %, la ferrita de alta temperatura aparece alrededor de los 1300 °C solo si el contenido de carbono es superior al 0.5 %. Con un 0.12 % de contenido de carbono, coexisten en equilibrio las fases ferrita y austenita en temperaturas que rondan entre los 1320 a 600 °C.

Si el contenido de carbono supera el 0.75 %, toda la ferrita se transforma en austenita por debajo de 1250 °C, caso contrario, si el carbono es menor de 0.75 %, existirá austenita, ferrita, AlN, MnS y M(C,N), mientras que con mayor contenido solo persisten la austenita, AlN, MnS y M(C,N). La fase kappa aparece desde los 300 °C en concentraciones mayores al 0.1 % y hasta los 1050 °C con 2 %.

En la Figura 4.6 c) se detallan los efectos en la variación del porcentaje de Manganese (10-20 %) en el sistema. Este elemento reduce la temperatura de formación del AlN desde 1610 °C con un 10 % hasta 1580 °C con un 20 %. El punto de fusión disminuye ligeramente de 1420 °C a 1390 °C en los extremos de concentración. De manera similar, al caso del sistema LDD-Nb en función del aumento en el contenido del Mn, la ferrita de alta temperatura aparece cerca de los 1390 °C manteniéndose estable, al igual el MnS, por otro lado, la austenita reduce su temperatura de aparición de los 1290 °C hasta los 1200 °C.

La fase kappa en función del aumento del contenido de Mn disminuye de los 900°C a los 780°C, en cambio a temperaturas más bajas rondando los 600°C se observa la presencia de los compuestos M₂P, M₂₃C₆ y M(C,N), apareciendo el compuesto del tipo M₃P adicionalmente solo si se supera el 15 % de contenido en manganese.

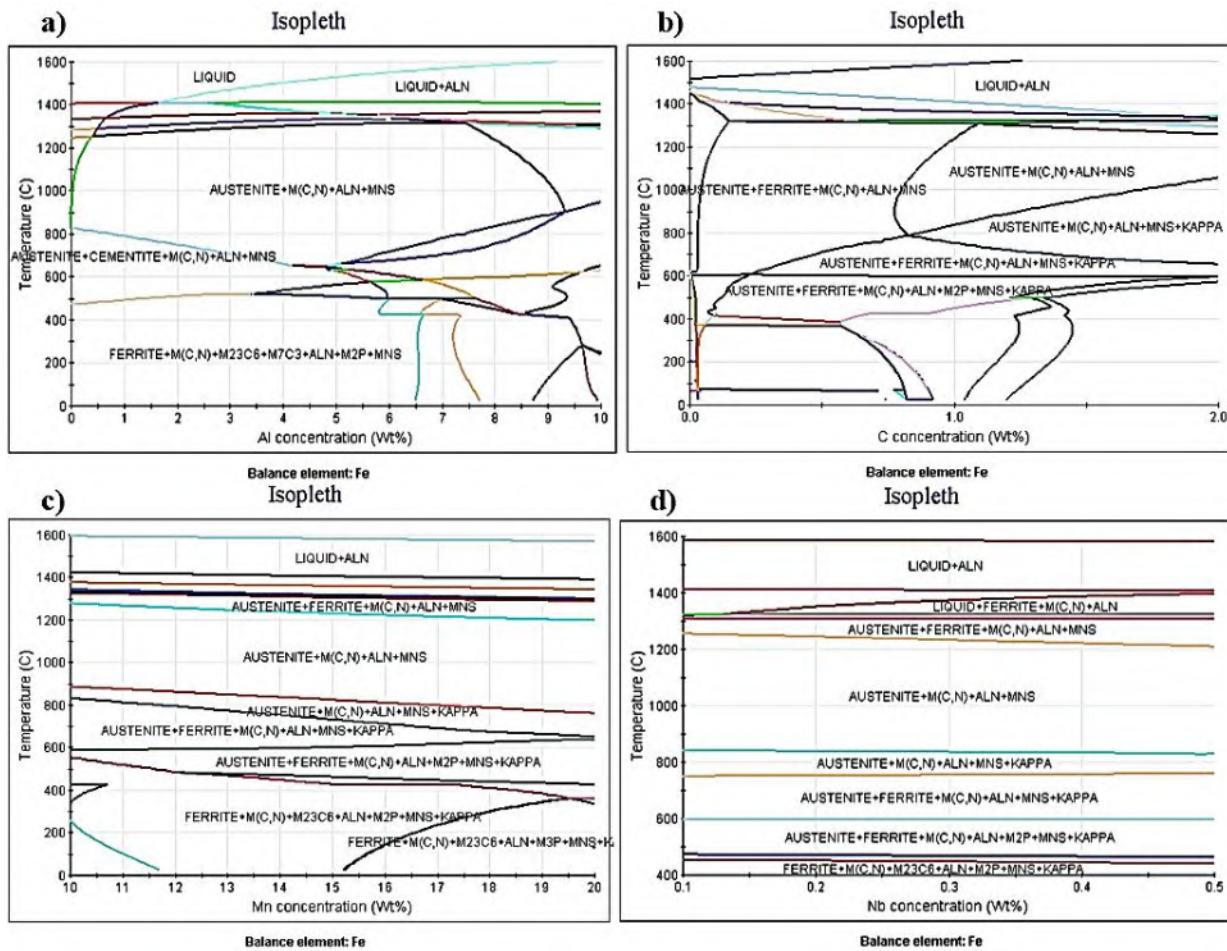


Figura 4.6 Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-Nb, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0 a 2 (% en peso), c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso) y d) Niobio de 0.1 a 0.5 (% en peso).

Finalmente, en la Figura 4.6 d) se muestran los efectos de la variación en el contenido de Nb (0.1 a 0.5 %). Esta variación apenas afecta las fases del sistema, influyendo principalmente en los compuestos del tipo M(C,N) y MnS, ya que la temperatura de formación del compuesto M(C,N) aumenta ligeramente de los 1300°C a 1400°C, mientras que la del MnS disminuye de los 1260°C a los 1200°C, indicando que el niobio afecta moderadamente a los compuestos del tipo M(C,N), pero tiene mayor impacto en la formación de MnS.

4.1.2.3 Sistema LDD-Ti.

En la Figura 4.7 se muestran las isopletas obtenidas por JMatPro para el sistema LDD-Ti, en donde es posible apreciar ciertas variaciones en función de cambios en la composición química de los elementos Aluminio, Carbono, Manganeso y el microaleante Titanio.

La Figura 4.7 a) muestra el efecto de la variación en el contenido de aluminio (0-10 %). Es posible observar que el AlN aumenta su temperatura de formación solo con contenidos superiores al 3.2 % en Al. La ferrita de alta temperatura inicia a formarse alrededor de los 1300 °C y solo se presenta si el contenido de Al supera el 2.5 %. También es posible observar cambios importantes en las fases principales (ferrita y austenita) cerca de los 1350 °C y con concentraciones superiores al 7.7 %, también a los 1120 °C con concentraciones superiores al 8.4 %. Particularmente entre el 6 al 9.5 % en Al, la ferrita se transforma en austenita, mientras que a bajas temperaturas la cementita aparece en concentraciones menores al 4 %. La ferrita de baja temperatura aumenta su punto de formación en función con el aumento del aluminio en el sistema, y a temperaturas muy bajas aparecen los compuestos del tipo Ti₄C₂S₂ y suprime la presencia del compuesto MnS en prácticamente todo el rango de variación.

La Figura 4.7 b) muestra que la temperatura a la que se forma el AlN aumenta en función del aumento en el contenido de carbono, pasando de 1540 °C con un 0.5 % a 1600 °C con un 1.2 %, de manera similar el punto de fusión desciende ligeramente pasando de los 1430 °C a los 1390 °C en función del aumento en el contenido de carbono. La ferrita de alta temperatura se forma cerca de los 1300 °C, con contenidos inferiores al 0.75 % en carbono, se mantiene un equilibrio bifásico con la austenita y la presencia de fases secundarias como el MnS y los M(C,N); en cambio si el contenido de carbono aumenta, la ferrita se desestabiliza y suprime su presencia promoviendo las fases AlN, MnS y M(C,N). La fase kappa aumenta su temperatura de formación pasando de los 700 °C a los 980 °C en función del aumento en el contenido de carbono.

La Figura 4.7 c) muestra el efecto de la variación en el contenido de Mn (10-20 %). El AlN se forma a 1590 °C con un 10 % en Mn y a 1580 °C con un 20 %. El punto de fusión baja ligeramente de los 1410 °C hasta los 1395 °C. Por otra parte, la ferrita de alta temperatura mantiene su temperatura de formación alrededor de los 1390 °C junto con el MnS. La austenita reduce su temperatura de formación pasando de los 1290 °C hasta los 1200 °C. La fase kappa aparece en temperaturas cercanas a los 890 °C y baja hasta los 760 °C en función del aumento en el contenido

de manganeso. A más bajas temperaturas rondando los 600 °C se presentan fases (M_2P , $M(C,N)$, AlN , MnS y κ appa) en equilibrio con la austenita y ferrita, mientras que el MnS aumenta ligeramente su temperatura de formación de los 590 °C a 630 °C.

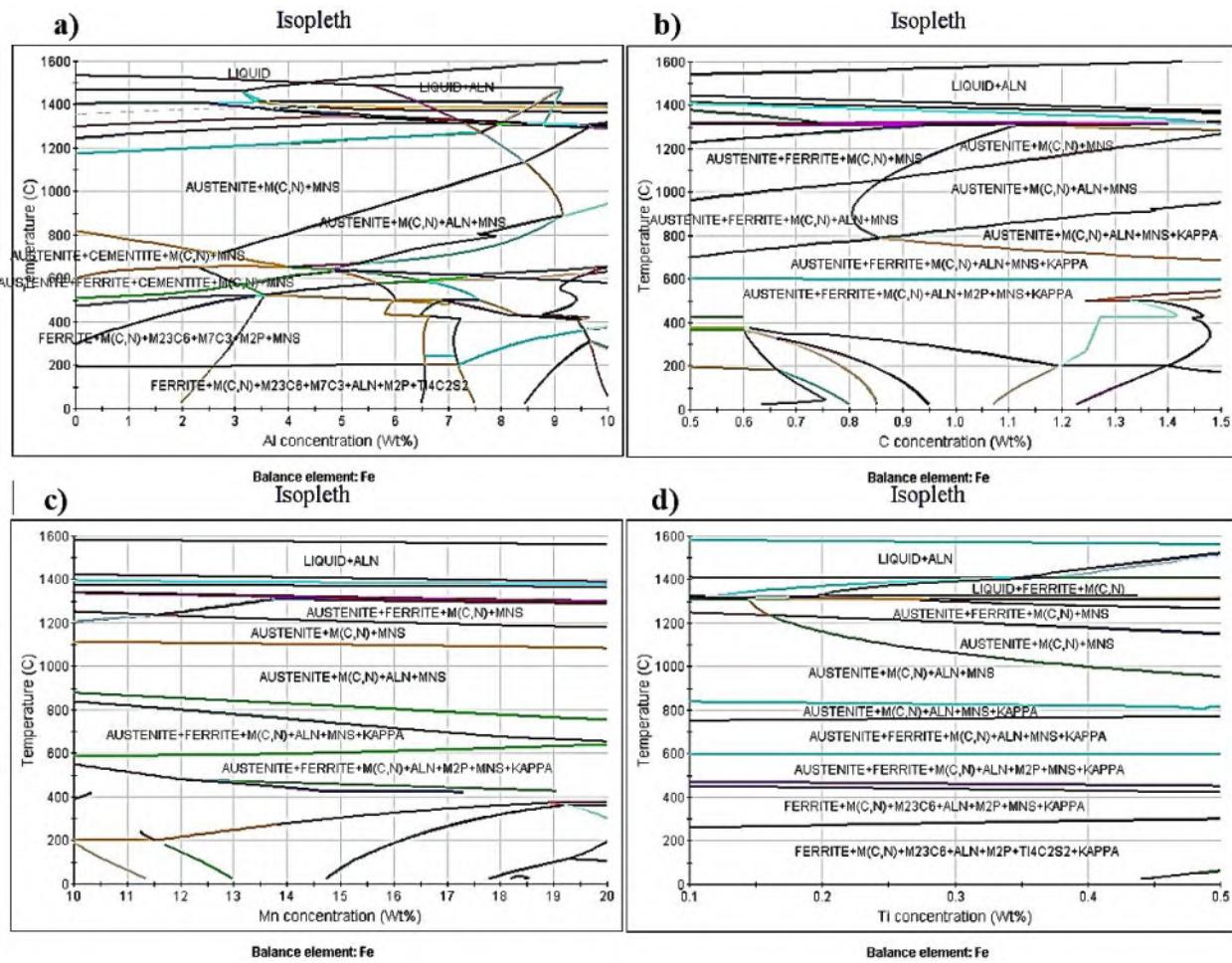


Figura 4.7 Isopletas obtenidas por JMatPro para el acero LDD-Ti, con variaciones en la composición química de: a) Aluminio de 0 a 10 (% en peso), b) Carbono de 0.5 a 1.5 (% en peso), c) Manganeso de 10 a 20 (% en peso) y d) Titanio de 0.1 a 0.5 (% en peso).

La Figura 4.7 d) muestra las posibles variaciones de fases en función de la concentración del elemento microaleante titanio (Ti) (0.1 a 0.5 %). Pequeñas cantidades de Ti tienen un efecto limitado en la mayoría de las fases, pero reducen ligeramente la temperatura de formación de los compuestos del tipo $M(C,N)$. Lo que resulta notable ya que, incluso cantidades mínimas puedan disminuir estas temperaturas en más de 10 °C.

4.1.3. Diagramas de transformación TTT y CCT.

La Figura 4.8 presenta los diagramas de transformación isotérmica (TTT) y de enfriamiento continuo (CCT) para el acero LDD-REF, calculados mediante JMatPro. Estos diagramas son herramientas esenciales para predecir la cinética de las transformaciones de fase, mostrando cómo la microestructura evoluciona bajo condiciones de enfriamiento específicas (CCT) o mantenimiento isotérmico (TTT). Su análisis es fundamental para el diseño y optimización de tratamientos térmicos.

La Figura 4.8 a) presenta el diagrama TTT, el cual muestra la cinética de transformación isotérmica de la austenita. Muestra que la transformación a perlita es relativamente rápida cerca de la temperatura A₁ (~585 °C). Sin embargo, a temperaturas inferiores (por debajo de ~400 °C), las transformaciones se vuelven significativamente lentas. El diagrama TTT también confirma la ausencia de campos de transformación martensítica o bainítica en rangos de tiempo/temperatura típicos de tratamientos térmicos.

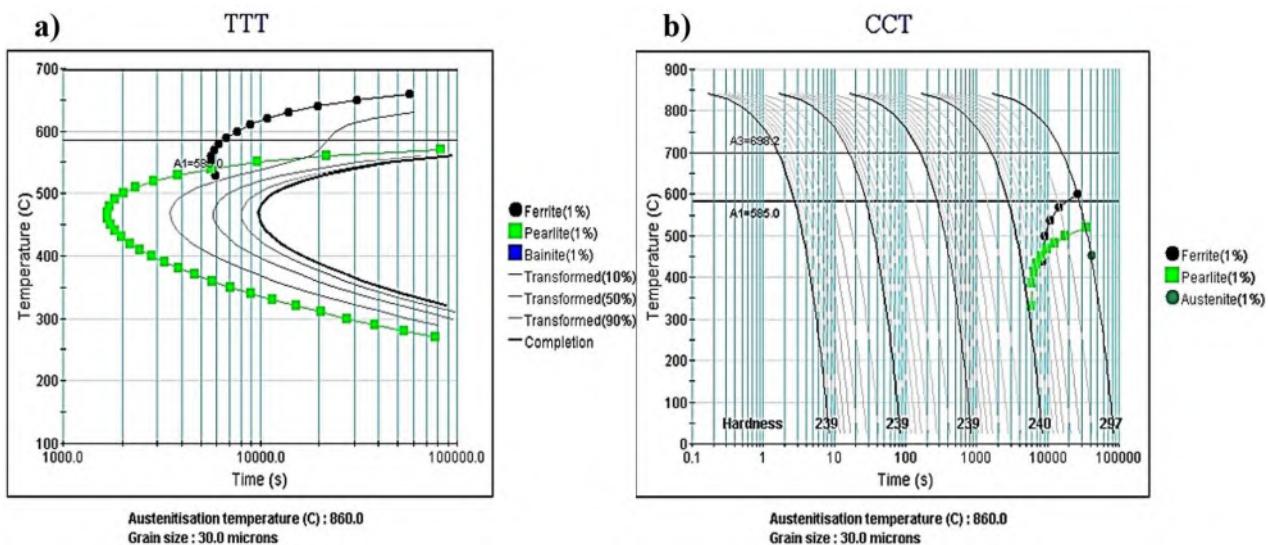


Figura 4.8 Diagrama de transformación TTT (a) y CCT (b) para el acero LDD-REF.

Por su parte, la Figura 4.8 b) muestra que, bajo condiciones de enfriamiento continuo, no se da la formación de martensita ni bainita, las transformaciones principales conducen a microestructuras de ferrita y perlita. Esto se refleja en las durezas moderadas observadas (~239-297 HV) a través de distintas velocidades de enfriamiento.

La Figura 4.9 presenta los diagramas de transformaciones isotérmicas (TTT) y de enfriamiento continuo (CCT) para el acero LDD-Nb, calculados mediante JMatPro.

Similar al acero de referencia (LDD-REF), ambos diagramas predicen una fuerte supresión de las transformaciones martensítica y bainítica; la martensita y bainita no logran formarse o posiblemente su temperatura de inicio de transformación podría ser extremadamente baja. Bajo enfriamiento continuo, Figura 4.9 b), el acero transforma principalmente a ferrita y perlita, resultando en microestructuras ferrítico-perlíticas con durezas moderadas (~237-297 HV) en el rango de enfriamientos presentados.

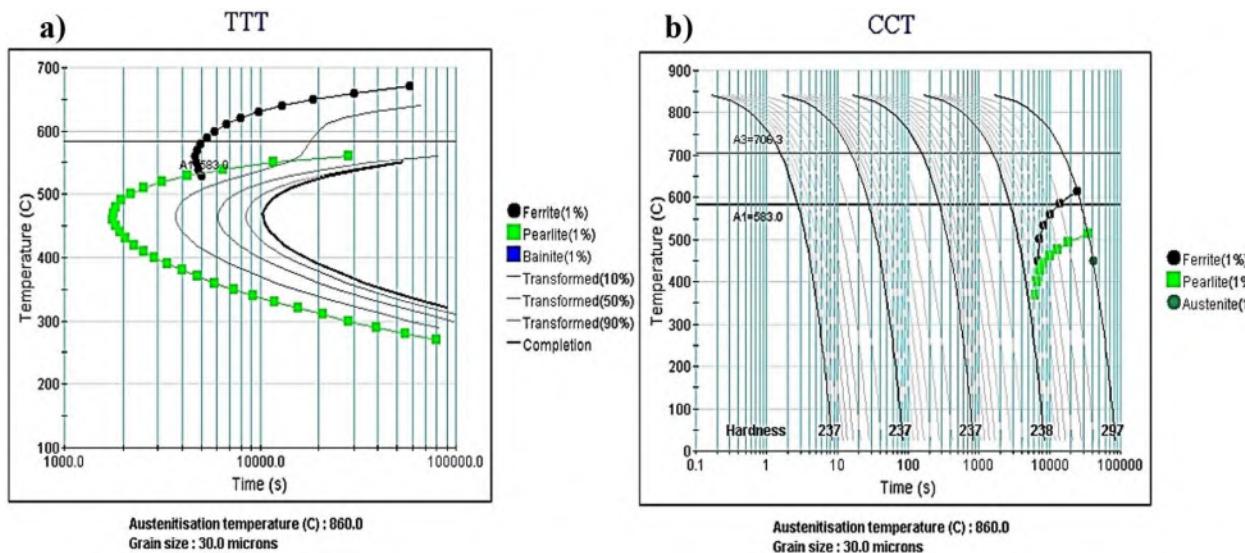


Figura 4.9 Diagrama de transformación TTT (a) y CCT (b) para el acero LDD-Nb.

El diagrama TTT (Figura 4.9 a) detalla la cinética de transformación isotérmica. Muestra que la transformación a perlita es rápida y cercana a A1 (583°C), comparado con el acero LDD-REF, la adición de 0.25% Nb parece retardar ligeramente el inicio de las transformaciones difusionales (ferrita/perlita), desplazando las curvas TTT/CCT a tiempos ligeramente más largos. Esto sugiere un marginal aumento en la templabilidad.

En conjunto, los diagramas indican que, si bien el Nb influye sutilmente en la cinética, el comportamiento de transformación masiva no cambia fundamentalmente. La microestructura obtenida por enfriamiento convencional seguirá siendo predominantemente ferrítico-perlítica. Un temple para obtener martensita no es viable para esta composición.

La Figura 4.10 presenta los diagramas de transformaciones isotérmica (Figura 4.10 a) y de enfriamiento continuo (Figura 4.10 b) para el acero LDD-Ti, calculados mediante JMatPro. La Figura 4.10 a) muestra el diagrama TTT y la Figura 4.10 b) el diagrama CCT para el acero LDD-Ti, microaleado con 0.25% de Titanio.

El diagrama TTT Figura 4.10 a) detalla la cinética de transformación isotérmica, muestra que la transformación a perlita es relativamente rápida cerca de A1 (581.5 °C).

De manera similar a los aceros anteriores, ambos diagramas predicen una supresión de transformación a martensítica y bainítica (Bs bajo ~600°C, Ms ausente). Bajo enfriamiento continuo, el acero transforma a ferrita y perlita, resultando en microestructuras ferrítico-perlíticas con durezas moderadas (~235-297 HV).

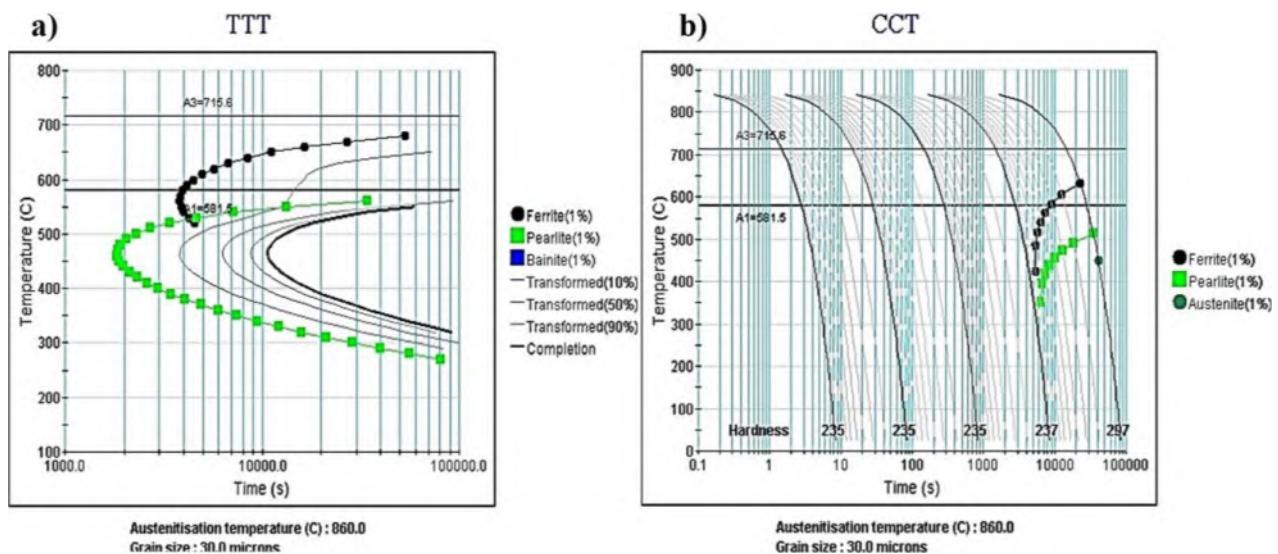


Figura 4.10 Diagrama de transformación TTT (a) y CCT (b) para el acero LDD-Ti.

Comparado con los aceros LDD-REF y LDD-Nb, la adición de 0.25% Ti retarda el inicio de las transformaciones ferrítico-perlíticas, desplazando ligeramente las curvas CCT a tiempos más largos, esto puede ser un dato indicativo de la mayor capacidad de temple para el caso del acero microaleado con titanio.

4.2 Caracterización química de los aceros.

4.2.1 Espectrometría por chispa

La Tabla 4.1 muestra los resultados obtenidos por medio de la técnica de espectrometría por emisión de chispa, para los tres aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti, con la composición base como referencia (Fe-14Mn-8Al-1C), mencionada en el capítulo 3.

Tabla 4.1 Resultados concentrados de espectrometría por chispa para los tres aceros (LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti), valores en % en peso.

Elemento	Acero		
	LDD-REF	LDD-Nb	LDD-Ti
Fe	79.06	78.83	78.57
Mn	14.11 ± 0.03	14.06 ± 0.04	14.39 ± 0.01
Al	3.60*	3.60*	3.60*
C	1.049 ± 0.010	1.034 ± 0.009	1.070 ± 0.007
S	<0.150	<0.150	<0.150
P	<0.005	<0.005	<0.005
Nb	0.0059 ± 0.0003	0.211 ± 0.003	0.0066 ± 0.0005
Ti	0.0064 ± 0.0002	0.0095 ± 0.0003	0.089 ± 0.007
N	0.044 ± 0.001	0.044 ± 0.001	0.040 ± 0.002

*Los valores del Al son aproximados (~) debido a limitaciones en la calibración del equipo para aceros con altos contenidos de Al.

Los resultados obtenidos por espectrometría por emisión de chispa para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti revelan aspectos fundamentales sobre su composición química en condición de solidificación. El análisis muestra que mientras el contenido de manganeso (14.06-14.39%) y carbono (1.034-1.070%) se ajustan adecuadamente a los valores objetivo del sistema Fe-14Mn-8Al-1C, el aluminio indica lecturas distintas, cuyos valores medidos (~3.6%) resultaron considerablemente inferiores al 8% esperado, esta variación es atribuida principalmente a limitaciones instrumentales. El equipo fue calibrado utilizando el patrón STD BS 18a para aceros al manganeso, el cual no está establecido para cuantificar altos contenidos de aluminio en aceros

de baja densidad. Se ha reportado que los métodos convencionales de espectrometría pueden presentar limitaciones para ciertos elementos en altas concentraciones y en matrices complejas, debido principalmente al efecto de la presencia de interferencias entre elementos y la necesidad de calibraciones específicas o uso de técnicas alternativas para conseguir una mayor precisión [100]. En general, la literatura indica que la cuantificación del Al en sistemas como el de estos aceros puede ser particularmente sensibles a variaciones si no se aplican correcciones de matriz adecuadas. En este caso, la cuantificación del Al se realizó mediante análisis químico puntual SEM-EDS.

En lo que respecta a los elementos microaleantes, para el acero LDD-Nb presentó un contenido de niobio de 0.211%, valor cercano al objetivo de 0.25%, mientras que el acero LDD-Ti mostró un contenido de titanio de 0.089%, inferior al 0.25% planeado. Estos resultados son relevantes al considerar el trabajo de Ren y Col. [101], quienes reportaron que concentraciones de Nb superiores al 0.1% son suficientes para inducir la formación de precipitados del tipo M(C,N), mientras que para el caso del acero microaleado con Ti, Tang y Col. [102] establecen que se requieren contenidos mínimos de 0.2% para lograr un efecto significativo en el refinamiento microestructural. La homogeneidad de distribución de estos elementos, evaluada mediante el coeficiente de variación, mostró valores de 1.232% para el Nb en el acero LDD-Nb (indicando excelente uniformidad) y 7.528% para el Ti en el acero LDD-Ti (sugiriendo posible segregación).

La precisión de las mediciones para los elementos principales fue generalmente buena, con coeficientes de variación inferiores al 0.3% para el Mn, lo que confirma una adecuada homogeneización durante la solidificación, no obstante, la limitación en la cuantificación precisa del Al mediante espectrometría, como señalan Chen y Col. [9] en sus estudios comparativos, hace necesario complementar estos resultados con técnicas como EDS o fluorescencia de rayos-X para obtener valores más confiables.

4.2.2 Caracterización por análisis químico puntual mediante SEM-EDS.

La Tabla 4.2 muestra los resultados obtenidos por EDS en microscopía electrónica de barrido, para los tres aceros, LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti.

Dado que la espectrometría por chispa presentó limitaciones para cuantificar con precisión el contenido de aluminio en los aceros, se llevó a cabo la técnica de análisis químico puntual EDS.

Esta técnica permitió la evaluación de la composición por elementos directamente en las fases: austenita, ferrita y kappa.

Estos estudios confirmaron la presencia del aluminio cercana al 8%, lo cual había sido preestablecido en el diseño de la composición química. El aluminio se encontró en rangos promedio de 7.43% a 8.05% en la austenita, 8.48% a 8.70% en la ferrita, y 8.44% a 9.19% en la fase kappa, dependiendo del tipo de acero (LDD-REF, LDD-Nb, LDD-Ti), tal como se muestra en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2 Composición química de los aceros obtenida por análisis puntual (EDS) para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti (% en peso).

Acero	Fase	Carbono (C)	Aluminio (Al)	Manganoso (Mn)	Hierro (Fe)
LDD-REF	Austenita	0.94	08.05	11.11	59.89
	Ferrita	0.59	8.70	6.98	56.00
	KAPPA	1.24	8.44	10.93	58.10
LDD-Nb	Austenita	0.88	7.65	10.45	60.33
	Ferrita	0.68	8.36	8.25	62.03
	KAPPA	1.22	9.19	11.85	57.33
LDD-Ti	Austenita	0.88	7.43	12.67	58.13
	Ferrita	0.67	8.48	08.06	51.40
	KAPPA	1.36	8.76	10.67	54.19

El análisis por EDS también mostró con más detalle las concentraciones de otros elementos en cada fase, por ejemplo, el carbono, muestra una tendencia a concentrarse más en la fase kappa, en aproximadamente un 1.22 a 1.36 %, en comparación con la austenita con un 0.88 a 0.94 % y la ferrita con un 0.59 a 0.67 %. El manganoso y el hierro, también mostraron variaciones en su distribución, dependiendo de cada fase, pero con una menor dispersión que el carbono y el aluminio. En el acero LDD-Ti, se detectaron trazas de titanio, oxígeno y azufre asociadas a la ferrita, lo que sugiere la posible presencia de inclusiones.

4.3 Condición de solidificación (As-Cast).

4.3.1 Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz (LOM).

Para el caso particular de la condición de solidificación, al carecer de una morfología de tamaño de grano bien definida, la técnica recomendada que brinda un parámetro más acertado respecto a la medición de su tamaño morfológico, es por medio del cálculo del parámetro DAS (distancia entre brazos dendríticos), la cual consiste en la medición de la media del espaciamiento entre brazos secundarios de las microestructuras dendríticas. Este dato es de gran ayuda ya que a partir de estos resultados es posible obtener parámetros relacionados con la calidad de la fundición, tiempo de solidificación y propiedades mecánicas.

La Figura 4.11 muestra los resultados del DAS obtenidos para cada sistema, cabe destacar que el sistema LDD-Nb es el que presentó el valor más elevado, lo que indicaría que las dendritas en este sistema son más grandes en comparación con los otros sistemas, por el contrario el sistema LDD-Ti fue el que presentó un tamaño menor lo que indicaría la presencia de dendritas más pequeñas y refinadas. Como se mencionó anteriormente es posible relacionar este parámetro con el tiempo de solidificación, el cual a su vez puede indicar un valor de referencia para la calidad general de la fundición, lo cual implicaría directamente las propiedades mecánicas del acero.

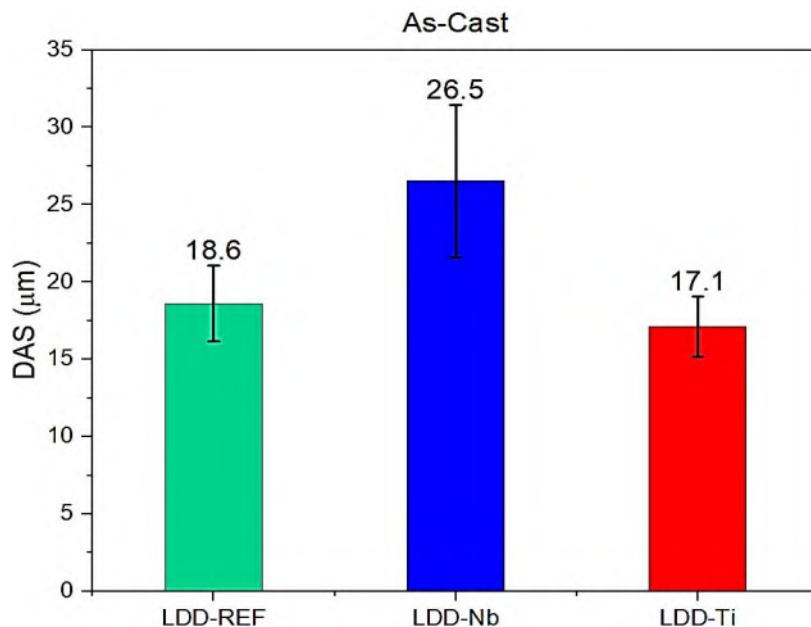


Figura 4.11 Tamaño medio de separación entre brazos secundarios de las dendritas (DAS) para los tres aceros.

Las micrografías mostradas en la Figura 4.12, revelan la morfología de solidificación para los tres aceros, confirmado la presencia de estructuras de tipo dendrítico, coherente con lo reportado en literatura general sobre la solidificación de aceros colados en matriz metálica, tal como en este caso. Como se menciona anteriormente es posible observar una estructura dendrítica bien definida, semejante a lo reportado por Frommeyer y Grüssner [103], quiénes atribuyen una solidificación dendrítica dúplex para aceros pertenecientes al sistema Fe-Mn-Al-C. El análisis visual sugiere la presencia de dos fases predominantes: una fase clara, que corresponde a ferrita δ o ferrita de alta temperatura, y una fase más opaca correspondiente a la austenita, la cual es un producto de transformación de fase a más baja temperatura.

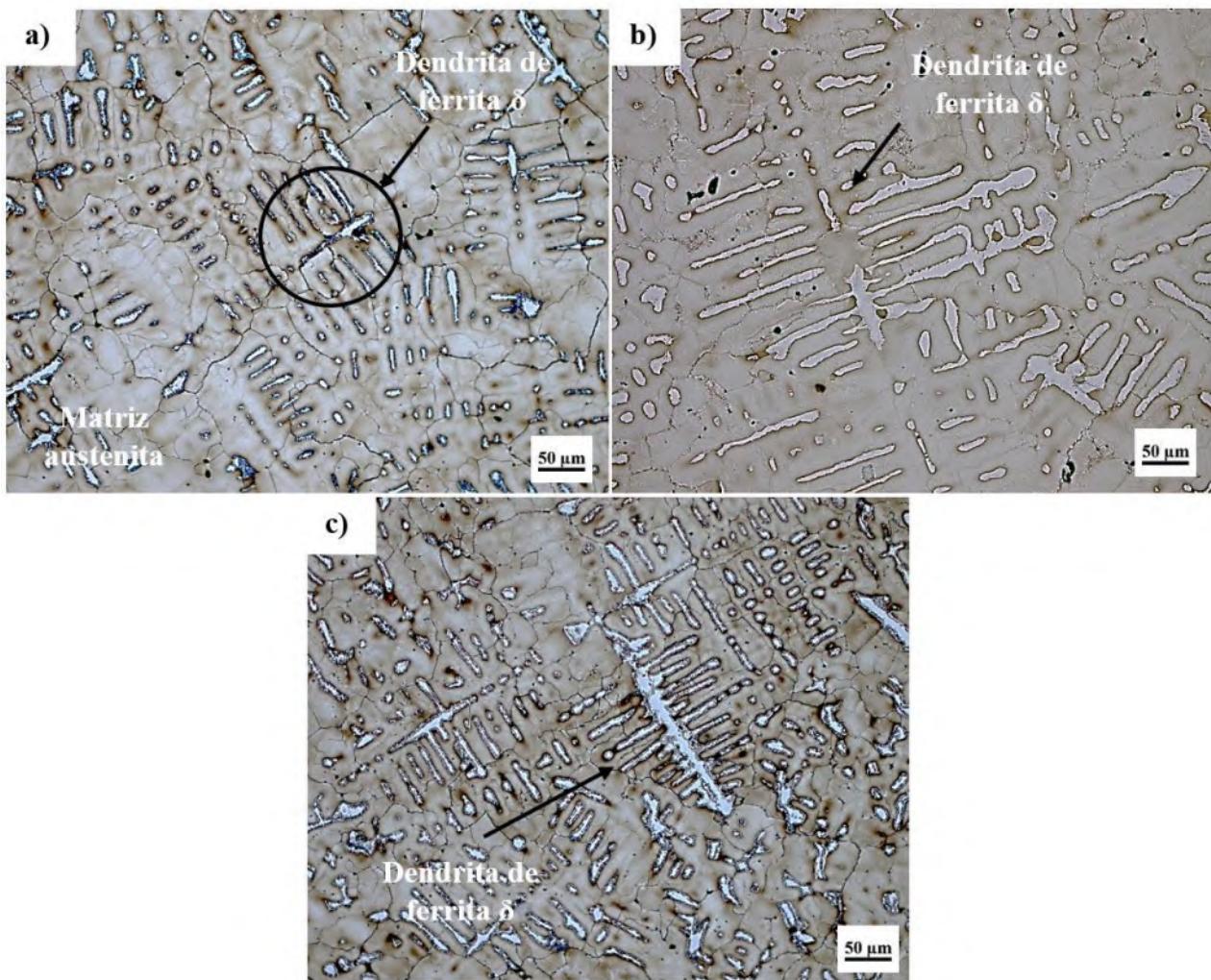


Figura 4.12 Metalografías por microscopio óptico, para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.

La formación de esta microestructura bifásica concuerda con lo reportado en la literatura para aceros con composiciones similares, en particular, los trabajos de Ding y Col. [104] han demostrado que en el sistema Fe-Mn-Al-C, la ferrita δ se forma primariamente durante la solidificación, mientras que la austenita puede precipitar a lo largo de los límites de grano y entre brazos dendríticos durante el enfriamiento subsiguiente. Lo anterior también es confirmado por Choi y Col. [105], quienes reportan que la ferrita llega a tomar un tono más claro y blanquecino, atribuido a las diferentes propiedades de reflectividad de luz entre ambas fases (ferrita y austenita).

4.3.2 Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS.

La Figura 4.13 muestra micrografías de SEM de los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti, en este caso la estructura multifásica es observada más claramente. La fase matriz corresponde a la austenita (γ), la cual es estabilizada por elementos como el Mn y el C, siendo coherente con lo reportado por Sohn y Col. [35], quienes atribuyen una fuerte metaestabilidad en fases como la ferrita y algunos carburos.

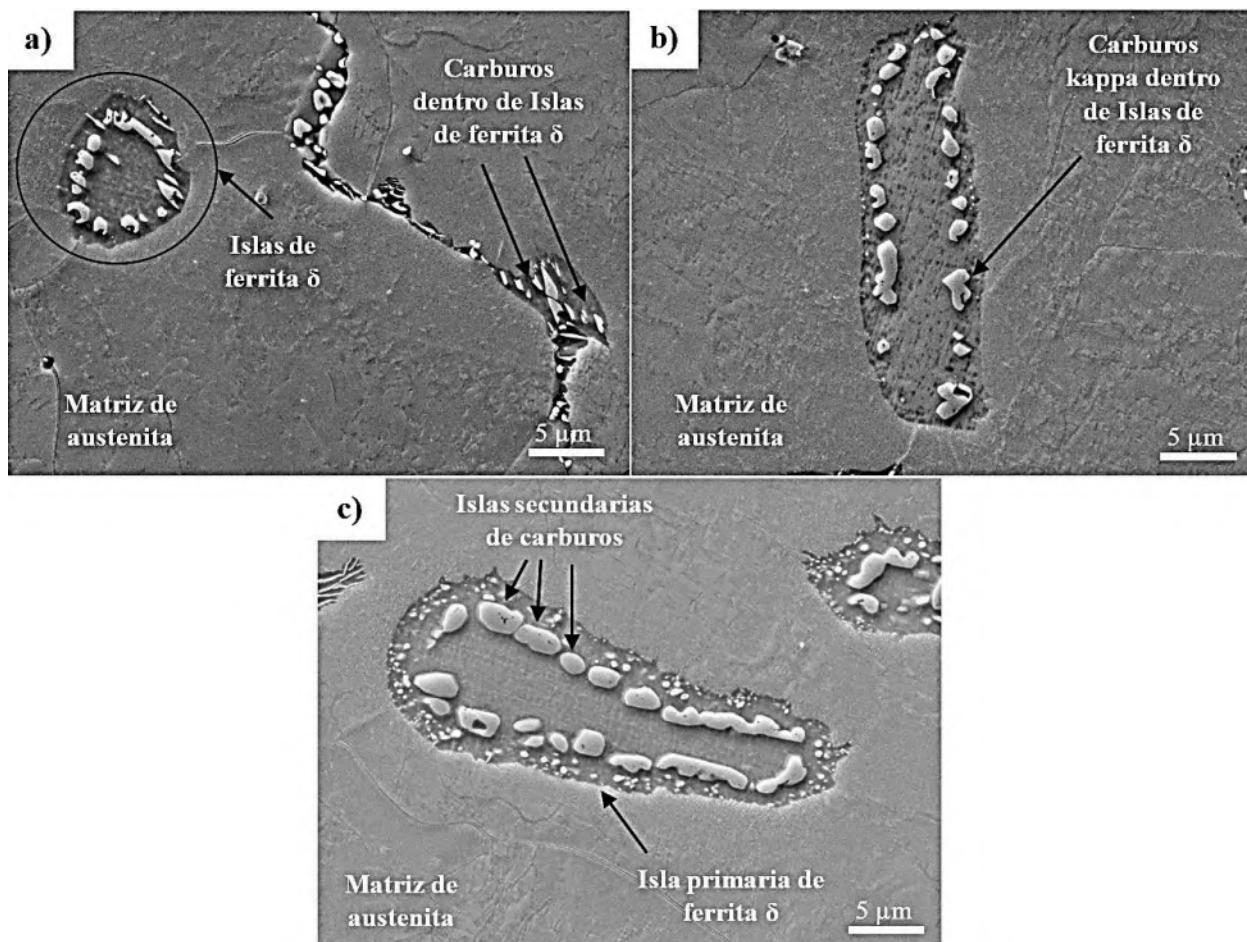


Figura 4.13 Metalografías por microscopía electrónica, para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.

Dentro de esta matriz es posible distinguir dos tipos de “islas”, denominadas de esta manera por la clara evidencia de su menor porcentaje comparado con la matriz. La “isla mayor o primaria” presenta al interior “islas menores o secundarias” atribuidas a una tercera fase. La “isla mayor” se ha identificado como ferrita δ de alta temperatura, que muestra una morfología típica de regiones interdendríticas formadas durante la solidificación inicial (ver Figura 4.14); hallazgos similares han sido reportados por Park y Col. [90].

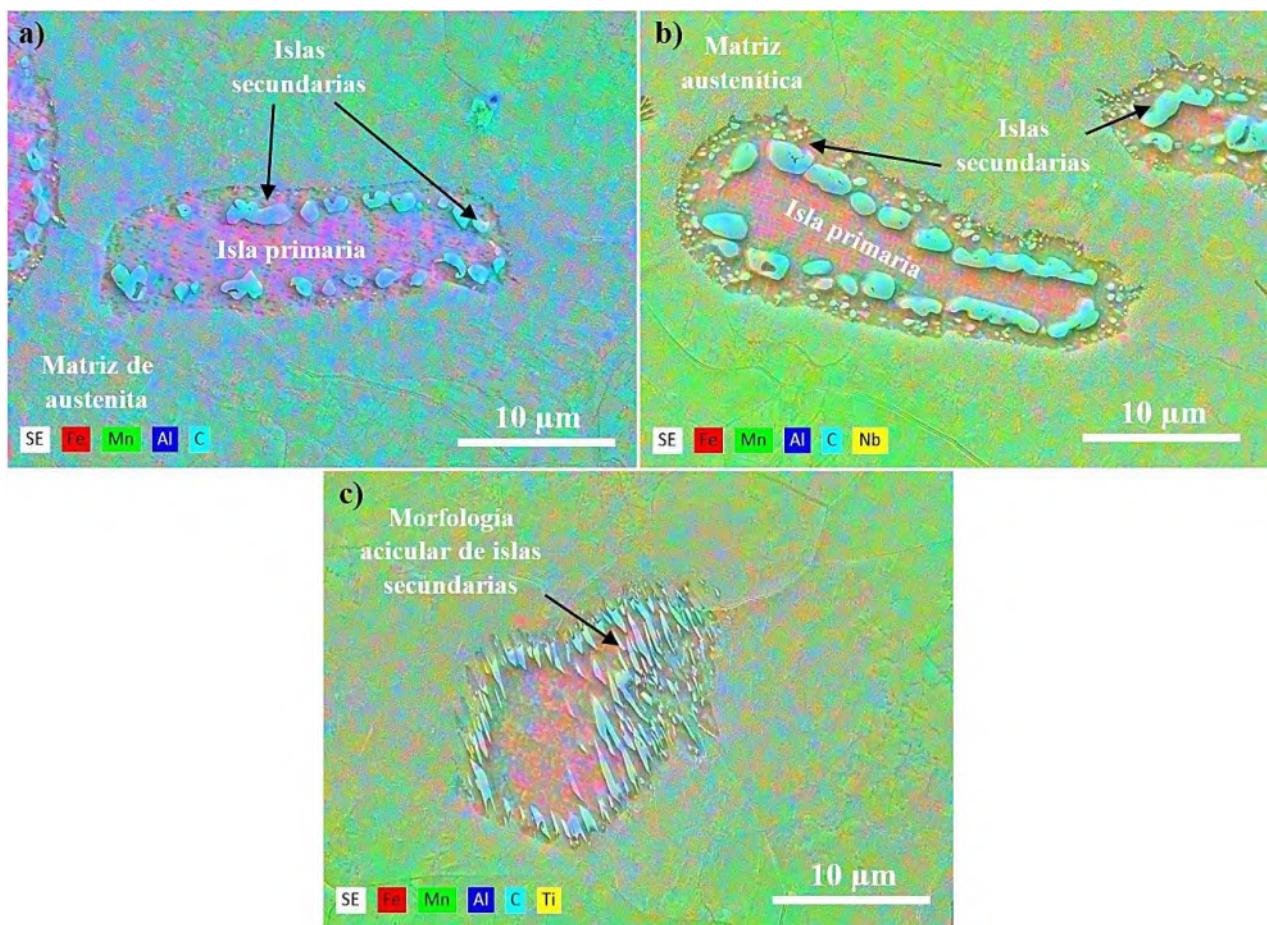


Figura 4.14 Mapeo químico elemental por EDS para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Las “islas menores” o secundarias, resultan particularmente interesantes, se ha identificado que la gran mayoría de estas islas pertenece a la fase κ (Fe_3AlC), tal como se muestra en las Figuras 4.14 a), b) y c), su morfología y distribución son acordes a lo reportado en literatura [52, 87]. Así mismo la aparición de las tres fases es consistente con los diagramas de fase reportados para el sistema Fe-Mn-Al-C en condiciones fuera del equilibrio [38, 106], la secuencia de solidificación y transformaciones metaestables puede generar microestructuras complejas.

4.3.3 Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X.

La Figura 4.15 presenta los patrones de difracción de rayos-X. Se utilizaron las tarjetas cristalográficas de la base de datos COD-ID para la austenita-9012711, ferrita-1570560 y fase kappa-4345461, para los tres aceros en condición de solidificación.

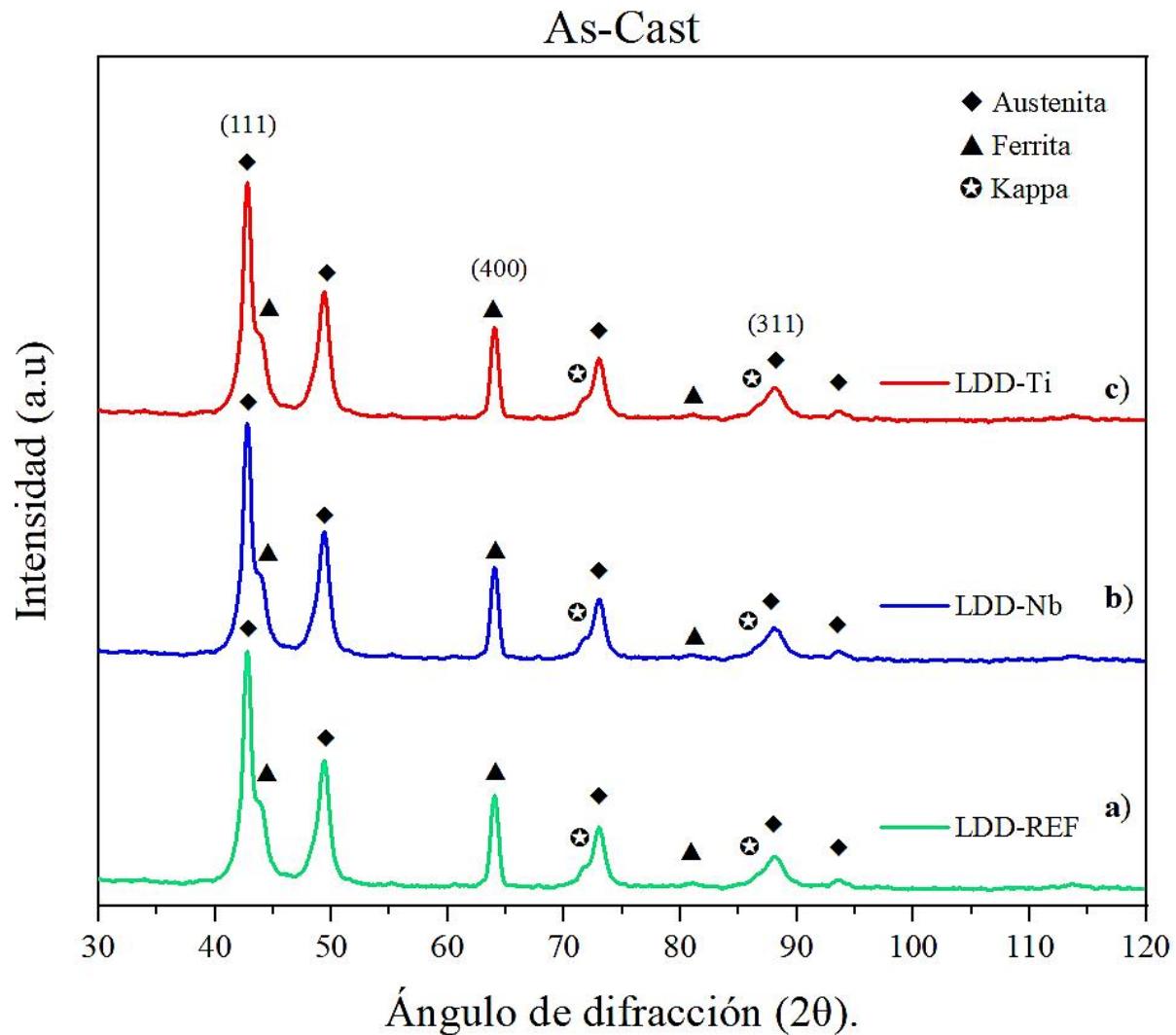


Figura 4.15 Diffractogramas en condición de solidificación de los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Es posible apreciar ligeras variaciones entre cada uno de los tres sistemas, principalmente en los valores del ángulo de reflexión 2θ . Ejemplo de ello puede observarse en la Figura 4.15 a), donde para el acero LDD-REF la austenita (FCC) presenta picos de difracción en los valores 2θ de 42.78° , 49.41° , 73.04° , 88.20° y 93.67° , la ferrita (BCC) en los ángulos 43.99° , 64.01° y 81.39° y la fase kappa (FCC) se presenta en los ángulos 71.99 y 86.69 . Por otro lado, las Figuras 4.15 b) y c) para los aceros LDD-Nb y LDD-Ti presentan diferencias leves en los valores de difracción 2θ , los cuales son atribuidos al efecto de distorsión en la red cristalina que ejercen los elementos microaleantes. Estos ángulos e intensidades son coincidentes con lo reportado por varios autores [77, 95, 96], quienes identifican grupos espaciales, grupos planares y ángulos 2θ de difracción en aceros de alto

contenido en Mn. Particularmente, para los aceros de baja densidad Fe-7Al-0.35C los ángulos 20 de los carburos-kappa son acordes con lo reportado por Khaple y Col. [95].

Posterior a la indexación de los difractogramas se procedió a realizar el análisis por refinamiento Rietveld. Los resultados de este procedimiento se concentran en la Tabla 4.3, donde se indican valores en porcentaje volumétrico por fases y parámetros de red, principalmente el parámetro de red “a” el cual resulta ser el más oportuno para la caracterización de redes cristalinas cubicas como es el caso de las tres fases mayoritarias presentes en los aceros bajo estudio. Las variaciones en los porcentajes de fases y el parámetro reticular “a” demuestran un efecto de los elementos microaleantes en comparación con el acero de referencia, denotando la estabilización de fases preferencialmente y la dilatación de red por efecto de estos mismos elementos.

Tabla 4.3 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de solidificación.

Acero	Fase	Porcentaje (% vol.)	Parámetro de red a (Å)
LDD-REF	Austenita-FCC	73.6	3.6636
	Ferrita-BCC	22.2	2.91121
	Kappa-FCC	4.2	3.71862
LDD-Nb	Austenita-FCC	79.2	3.6683
	Ferrita-BCC	17.8	2.9196
	Kappa-FCC	2.9	3.8497
LDD-Ti	Austenita-FCC	67.3	3.6558
	Ferrita-BCC	27.8	2.9022
	Kappa-FCC	4.9	3.8350

4.3.4 Aplicación de la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

La aplicación de la técnica de EBSD (Electron Backscatter Diffraction), logró identificar orientaciones cristalográficas, texturas y deformaciones presentes en los tres aceros, estos datos han brindado una sólida base que permite encontrar relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas.

La Figura 4.16 presenta los resultados del post procesamiento por medio del software ESPRIT 2®, las fases identificadas se han relacionado al siguiente código de colores: i) rojo = austenita, ii) verde = ferrita, iii) azul = carburos-kappa y iv) amarillo = partículas de NbC y TiC.

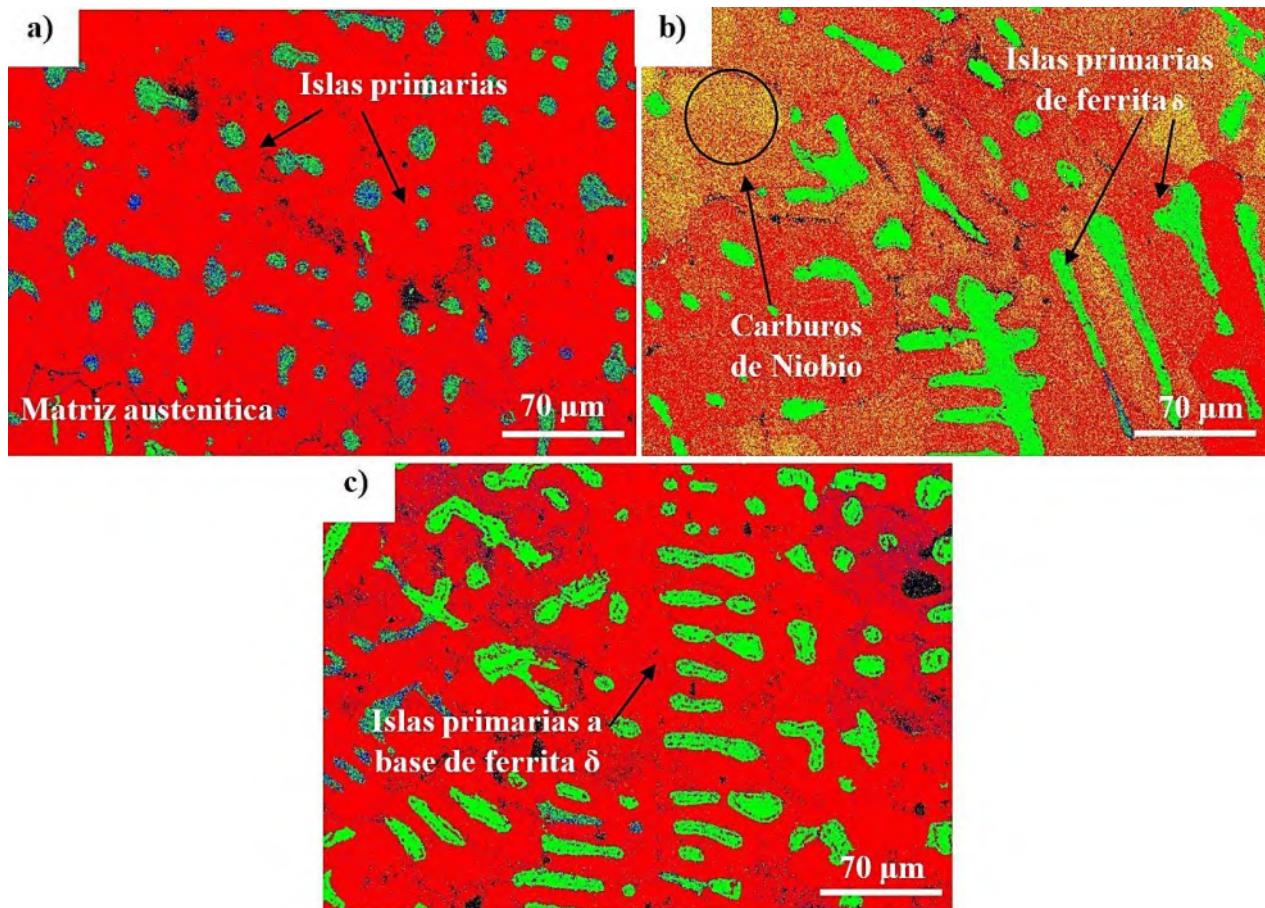


Figura 4.16 Resultado del post procesamiento para los mapas de fases de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solidificación.

A partir de las Figuras 4.16 a), b) y c), queda demostrado que la fase mayoritaria es la austenita, con un porcentaje aproximado del 90%, por otra parte, se identifica la fase ferrita en “islas primarias” como la fase secundaria y una tercera fase identificada como carburos-kappa ubicados en islas secundarias. En el caso particular de los sistemas microaleados, muestran una distribución no uniforme de las islas secundarias, lo cual es corroborado por la presencia de distintos tipos de carburos entre los que se encuentran partículas de NbC y TiC.

Por otro lado, en la Figura 4.17 se presentan los mapas de Kernel, los cuales representan una medida de la desorientación local dentro de cada grano y son indicadores de la presencia de deformación plástica y de la densidad de dislocaciones acumuladas.

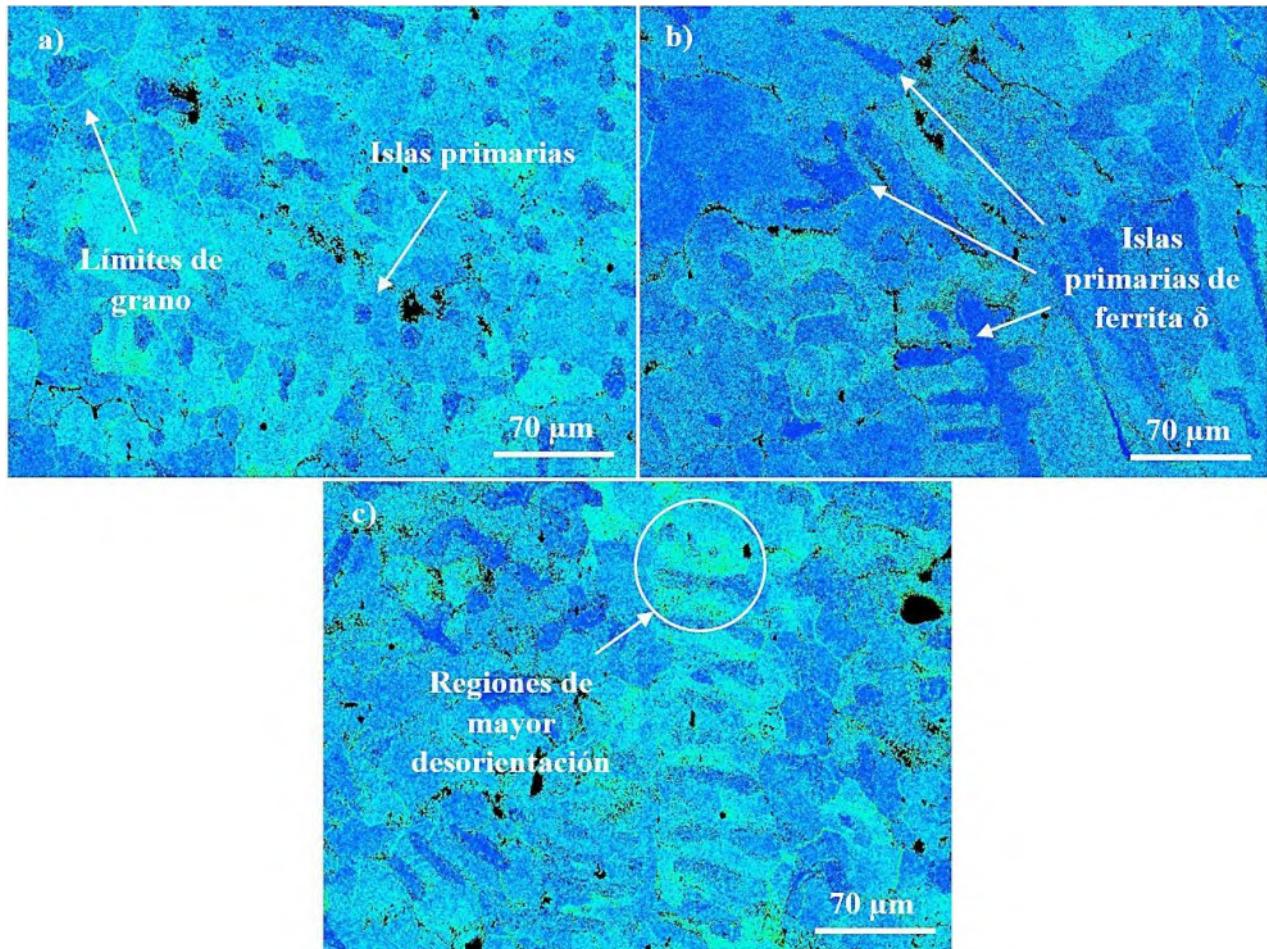


Figura 4.17 Mapas de Kernel de los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Para las Figuras 4.17 a), b) y c) es posible observar distintas tonalidades que van desde azul, el cual representaría una baja desorientación o una red cristalina más homogénea, hasta tonalidades más vivas como el verde y amarillo, los cuales representan una mayor desorientación y por ende mayor energía acumulada en el sistema asociada a mayor cantidad de defectos microestructurales.

La Figura 4.18 presenta las figuras de Polos o PF por fases para los tres aceros. Las PF revelan la textura cristalográfica global del material, consolidan la información de orientación de todos los granos (o de una fase específica) para mostrar cómo se orientan preferencialmente algunos planos cristalográficos con respecto a la geometría de la muestra.

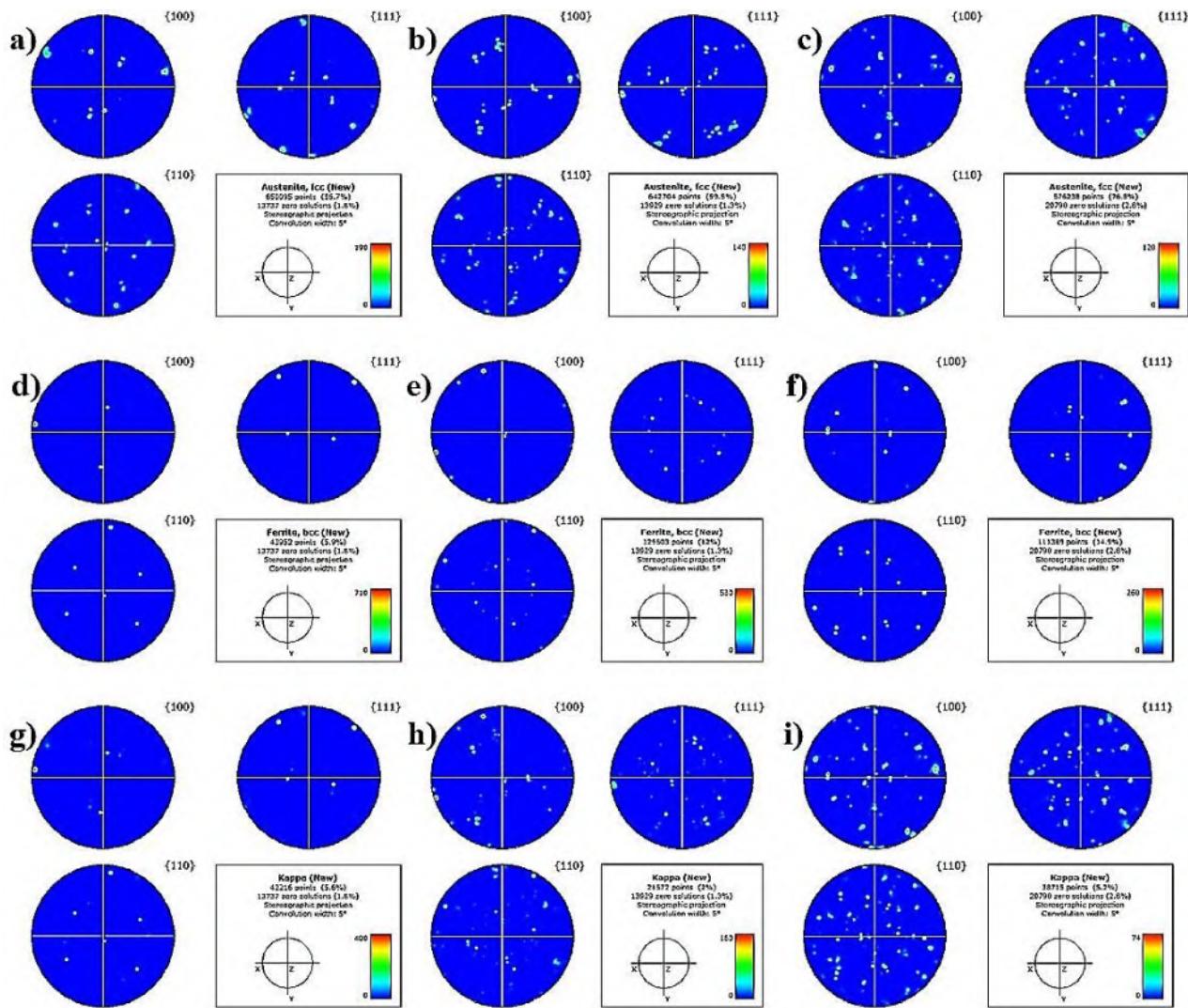


Figura 4.18 Figuras de polos para los aceros: LDD-REF a), d), g), LDD-Nb b), e), h) y LDD-Ti c), f) e i).

Para el caso del sistema LDD-REF ((Figuras 4.18 a), d) y g)), exhibe algunas texturas cristalográficas localizadas en cada una de las fases, en particular la ferrita presenta intensidades de hasta 710 múltiplos de distribución aleatoria (MRD) en los planos $100\}$, este valor sugiere que esta fase tiene un gran número de granos orientados a los planos $100\}$, casi alineados a su dirección normal. La fase kappa muestra valores de hasta 480 MRD en los planos $100\}$, lo que exhibe una textura moderadamente fuerte, solo un poco menos intensa que la ferrita. Por su parte la austenita muestra valores de hasta 190 MRD en la familia de planos $111\}$, lo que indica la presencia de cierto grado de textura, pero menos intensa.

Para el caso de los aceros microaleados ((Figuras 4.18 b), c), e), f), h) e i)), la situación es similar al acero de referencia con leves variaciones. En términos generales, los resultados indican una relación con el proceso de solidificación, transformación de fase y precipitación que experimentan los aceros durante la fundición y el enfriamiento posterior. En esta condición la anisotropía cristalográfica tendrá implicaciones significativas en las propiedades mecánicas y funcionales de los aceros.

La Figura 4.19 muestra las figuras de polos inversa o IPF para los tres aceros por fase (austenita, ferrita y kappa), las cuales muestran la textura global de planos específicos, revelan orientaciones cristalográficas para cada punto individual en el proceso de mapeo por EBSD, indicado la dirección específica de la muestra (X, Y y Z), donde es posible observar las orientaciones de los granos individuales y cómo varían entre ellos.

En los triángulos IPF se muestra la densidad de orientación en los puntos resaltados, indicando la frecuencia de esa orientación, cada punto de color representa la orientación de un píxel/medición en el mapa EBSD real, pero son agrupados por su orientación, no por su posición espacial.

Los puntos con colores más vivos como amarillo, naranja y rojo, indican que una fracción significativa de los granos (o píxeles) tienen una orientación cristalográfica particular alineada con la dirección de la muestra que se está considerando (X, Y o Z).

Para la ferrita BCC y la fase kappa FCC, los tres IPFs (X, Y, Z), muestran picos fuertes y concentrados cerca de la dirección $\langle 001 \rangle$, indicando un alineamiento preferencial sobre la misma familia de direcciones.

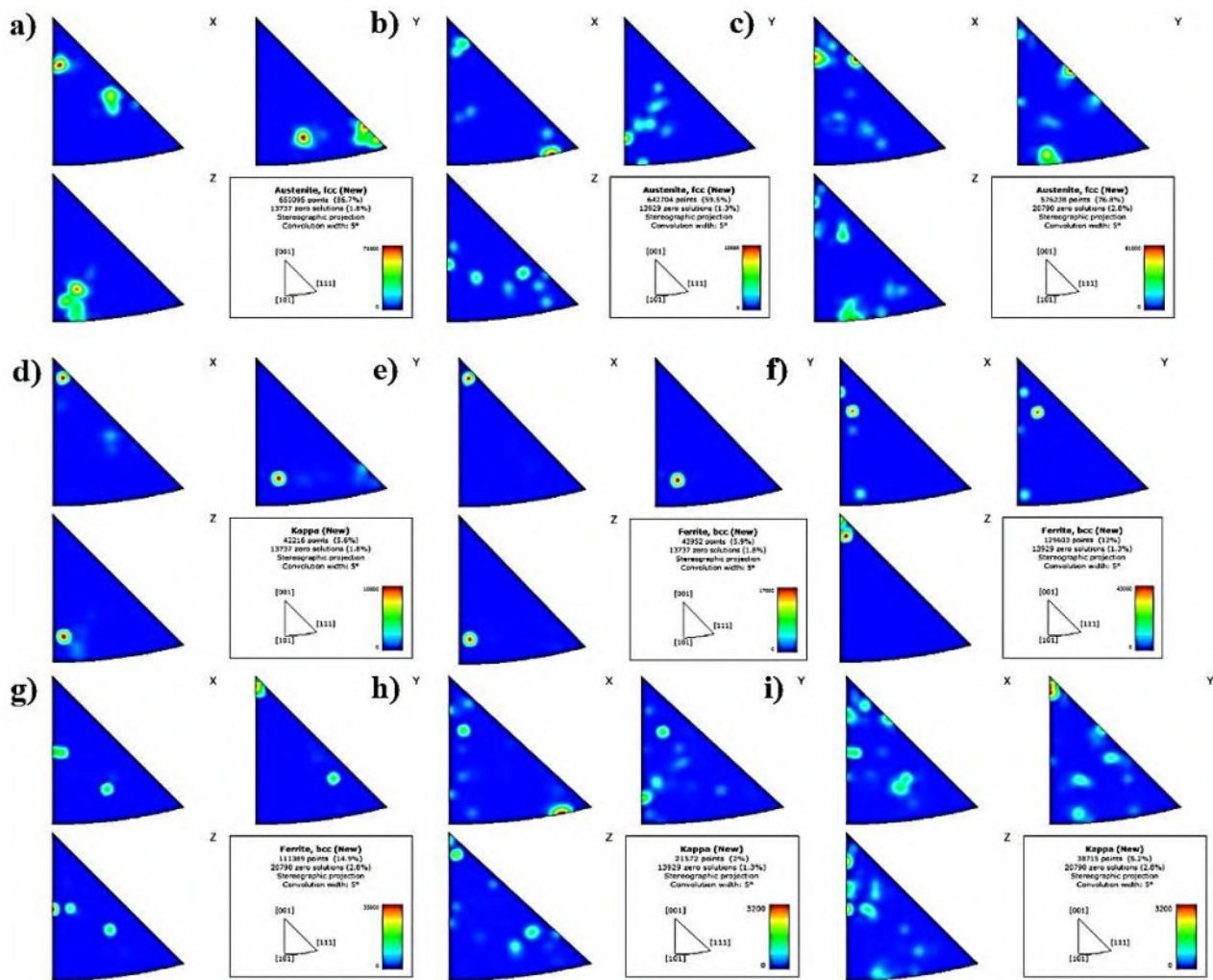


Figura 4.19 Figura de polos inversa o IPF para los aceros LDD-REF a), d) y g), LDD-Nb b), e) y h) y LDD-Ti c), f) e i).

La presencia de picos sobre la familia de direcciones $\langle 001 \rangle$ en las tres direcciones (X, Y, Z) de la muestra, sugiere que estas fases tienen una textura muy fuerte donde la dirección $\langle 001 \rangle$ es una dirección de alineación preferencial en el material, independientemente de la dirección de la muestra que se considere, lo cual refuerza la idea de una textura de crecimiento o de transformación altamente epitaxial.

En el caso de la austenita se aprecia que esta fase presenta una textura más compleja, mostrando lecturas cerca de la familia de direcciones $\langle 001 \rangle$ sobre el eje X, en el eje Y las direcciones $\langle 001 \rangle$ y $\langle 101 \rangle$ muestran puntos fuertes y para el caso de la dirección Z existen lecturas cerca de las direcciones $\langle 111 \rangle$ y $\langle 101 \rangle$. En general, esta fase posee múltiples componentes de textura activas

que dependerán de la dirección de la muestra. Las texturas de fibra $\langle 001 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$ son comunes en aceros austeníticos, especialmente después de procesos de deformación o recristalización. La presencia de la fibra $\langle 111 \rangle$ en ND (Z) es particularmente relevante para propiedades como la embutibilidad.

Los mapas IPF revelan las orientaciones cristalográficas preferentes de las diferentes fases en relación a las direcciones de la muestra, esto permite identificar las "fibras" o "componentes" de textura dominantes. Estos resultados enriquecen en gran medida la información sobre la anisotropía cristalográfica que presentan los tres aceros.

Las Figuras 4.20, 4.21 y 4.22 muestran los mapas de función de distribución de orientación (ODF) de la austenita para cada acero respectivamente, cada uno de estos mapas otorgan información valiosa referente a las componentes de textura y orientaciones preferenciales de cada uno de los granos, donde los tres ángulos de Euler (ϕ_1, Φ, ϕ_2) se usan para describir la orientación de un cristal en el espacio.

Cada una de las imágenes mostradas en las Figuras 4.20, 21 y 22, muestra una sección constante de la ODF donde el tercer ángulo ϕ_2 es fijo, con valores que van de 0 a 90° , los puntos picos determinados en cada una de las imágenes por tonalidades más fuertes como el rojo indican la concentración de un determinado número de granos con orientaciones preferentes en estos ángulos, esto evidencia la presencia de cristales con orientaciones preferenciales y, por lo tanto, la textura del material.

Generalmente el análisis de las ODF es de gran relevancia para el análisis de los mecanismos de deformación y la anisotropía presentada en cada fase. En general las componentes se dividen en grupos de distintos valores para cada uno de los ángulos de Euler, un primer grupo abarca los valores de ángulo ϕ_1, Φ, ϕ_2 de $90^\circ, 35^\circ$ y 45° , respectivamente, estos valores están relacionados principalmente a metales con estructura cristalina FCC, con alta energía de falla de apilamiento y procesos de laminación.

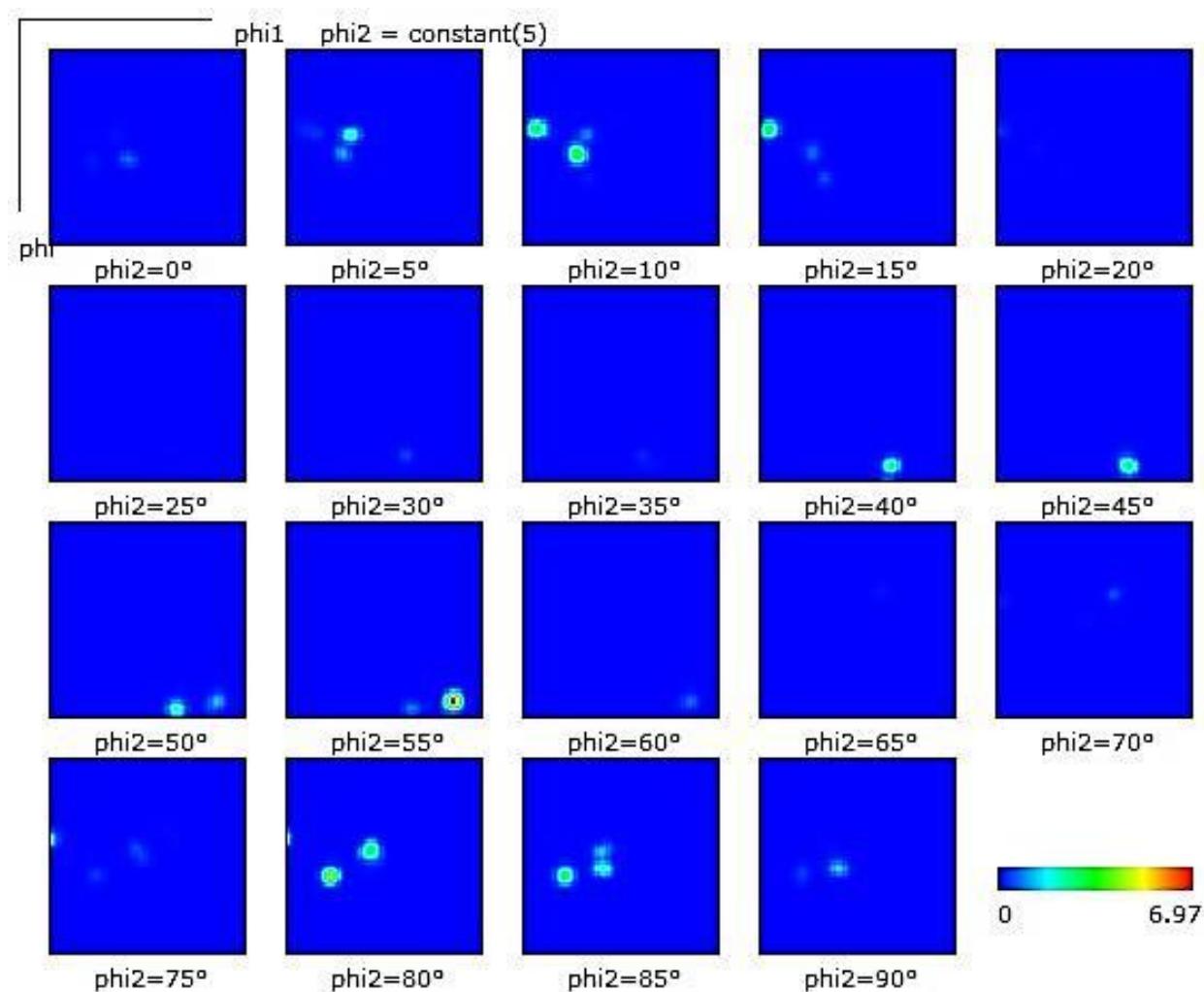


Figura 4.20 ODF para la fase austenita en el acero de referencia en condición de solidificación.

El hallazgo de una textura en ϕ_2 10°, 55°, 80° y 85°, en los diferentes aceros puede ser evidencia de que la microestructura no es resultado de la solidificación, sino una microestructura modificada por el efecto de la deformación plástica inducida por tensiones térmicas durante el enfriamiento en las lingoteras.

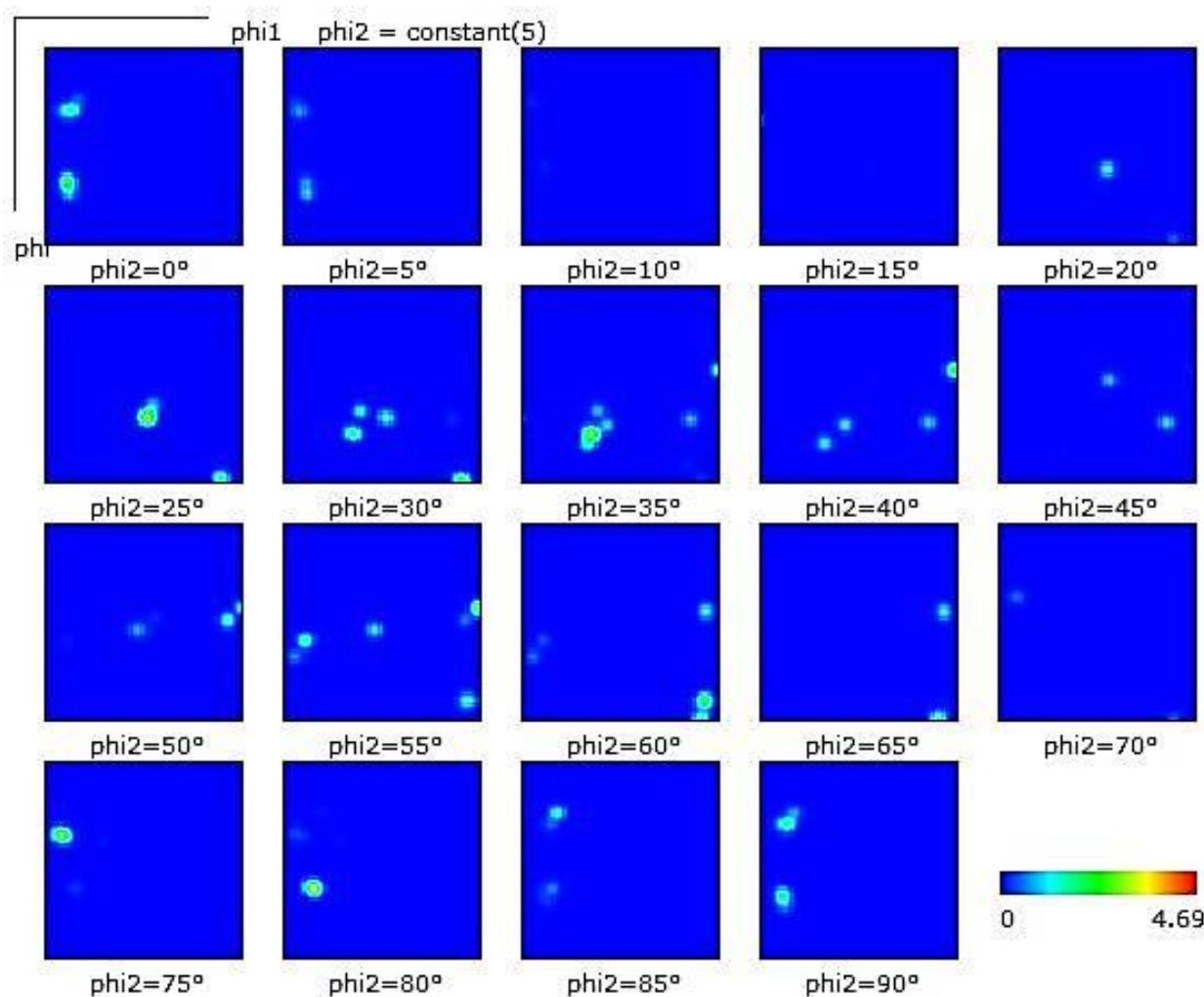


Figura 4.21 ODF para la fase austenita del acero microaleado con niobio en condición de solidificación.

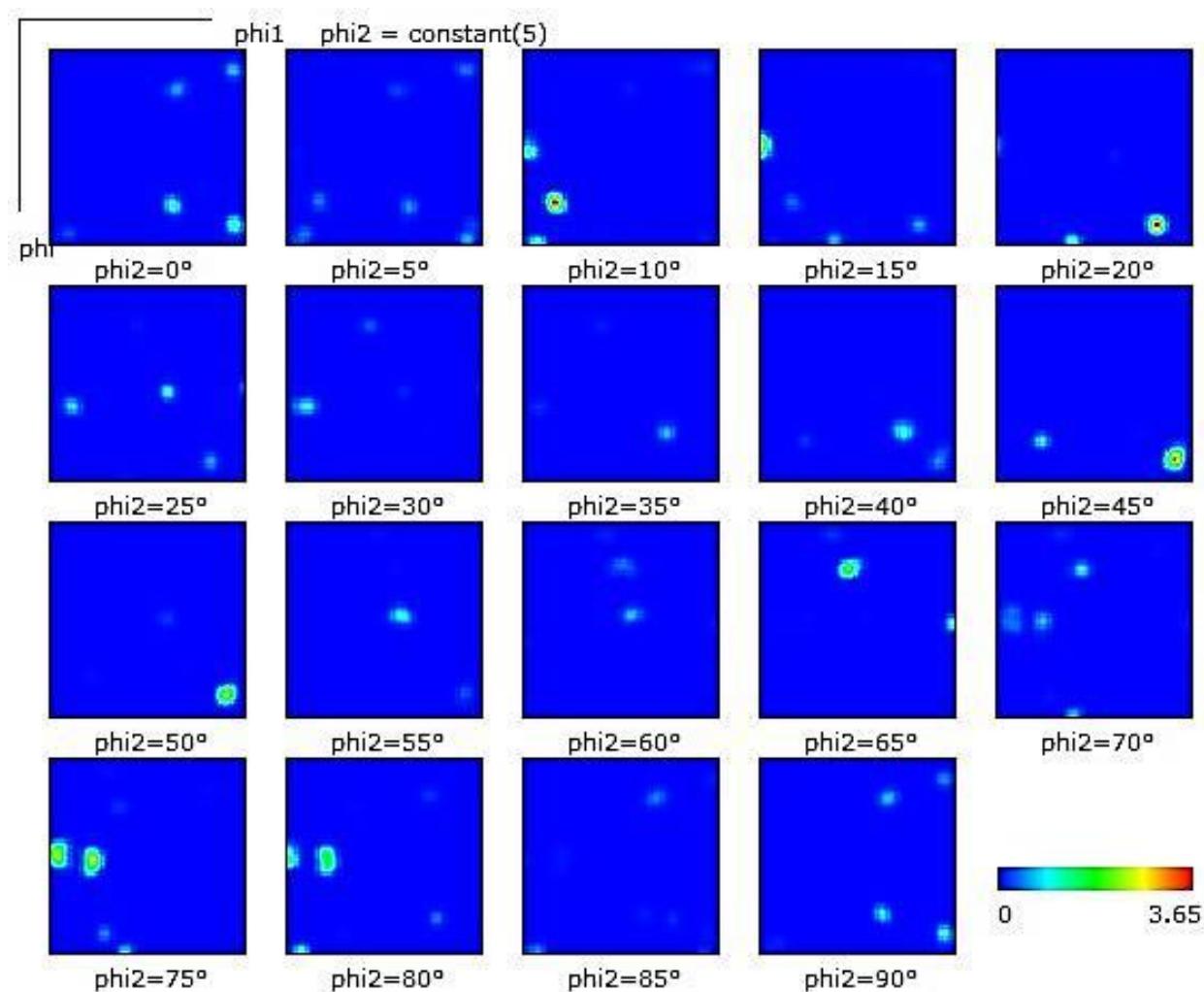


Figura 4.22 ODF para la fase austenita del acero microaleado con titanio en condición de solidificación.

En general las componentes de textura (hkl)[uvw] encontradas en los diferentes aceros son muy localizadas y los valores de intensidad del orden medio/bajo.

4.3.5 Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers.

La parte final de caracterización de esta condición de solidificación, consta de los resultados de microdureza Vickers indicados en la Tabla 4.4, la cual concentra los valores obtenidos en los tres aceros, siguiendo los lineamientos indicados en el capítulo 3.

Tabla 4.4 Resultados de ensayos por microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de solidificación.

Acero	Nº de identaciones	Media (Vickers HV)	Desviación Estándar
LDD-REF	25	384.41	±7.61
LDD-Nb	25	372	±12
LDD-Ti	25	360.5	±14

En la Tabla 4.4 es posible apreciar que el acero LDD-REF, presentó la mayor dureza obteniendo un promedio de 384.41 HV con una desviación de ±7.61, este resultado puede sugerir que la microestructura presenta una tendencia a presentarse más homogéneamente distribuida y que presenta un efecto de endurecimiento por solución sólida, aparentemente provocada por el Carbono.

En contraste, los aceros microaleados con Niobio (LDD-Nb) y Titanio (LDD-Ti) obtuvieron durezas ligeramente más bajas siendo estas de 372 HV y 360.5 HV, con desviaciones de ±12 y ±14, respectivamente, estos datos pueden sugerir una distribución menos uniforme de los elementos o posibles segregaciones, lo cual podría atribuirse a la presencia de los elementos microaleantes.

Cabe mencionar que la disminución de dureza en estos aceros resulta contradictorio a lo esperado, debido a que los precipitados (NbC y TiC) generalmente contribuyen al endurecimiento y no a un ablandamiento. Una posible explicación es que la formación de estos carburos y carbonitratos reducen la cantidad de carbono en solución sólida, lo que disminuiría el efecto de endurecimiento por solución. Otra explicación podría ser que exista una fuerte segregación que genere una microestructura muy heterogénea, lo que llevaría a obtener valores de desviación más altos. Este efecto fue más notable en el sistema microaleado con titanio, posiblemente debido a su mayor

afinidad de este elemento con el carbono, lo que favorecería la formación de compuestos del tipo TiC y limitaría a la matriz de este elemento.

4.4 Condición de laminación en caliente y/o tratamiento termomecánico.

4.4.1 Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM.

En la Figura 4.23 se observan las micrografías correspondientes a los tres aceros (LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti) en condición de cuarta laminación, los aceros comenzaron el tratamiento de laminación con un espesor de 4.9 cm hasta alcanzar los 1.3 cm, 1.2 cm y 1.5 cm de espesor, respectivamente. Esto implicó una reducción de espesor considerable, superior al 85% para todos los casos. Las metalografías finales revelan algunas diferencias notorias entre los aceros, las cuales se analizan en detalle.

En la Figura 4.23 a) es posible apreciar la micrografía del acero LDD-REF, donde se puede observar a primera instancia un tamaño de grano mayor en comparación con los otros dos sistemas, siendo este de $67.5 \pm 6.6 \mu\text{m}$. A grandes rasgos puede identificarse una microestructura conformada mayoritariamente por austenita, reduciendo la presencia de otras fases; esto debido al tratamiento térmico de homogeneización aplicado previo a la primera laminación y posteriores recalentamientos. Por otro lado, las Figuras 4.23 b) y 4.23 c) muestran las metalografías de los sistemas LDD-Nb y LDD-Ti, respectivamente. Cabe destacar que el sistema LDD-Ti presentó el tamaño de grano más fino siendo este de $38.96 \pm 3.32 \mu\text{m}$, mientras que el sistema microaleado con Nb presentó un valor de $55.3 \pm 1.34 \mu\text{m}$. De manera similar al caso del sistema de referencia se observa una microestructura de granos austeníticos.

Un dato relevante en esta condición es la morfología de granos, los cuales se presentan ligeramente alargados debido a las deformaciones producidas por diferentes etapas de laminación, este efecto es más notable en el sistema LDD-REF, donde también se distinguen estructuras tipo collar que son evidencia de granos recristalizados, o lo que también podrían ser zonas de transformación eutéctica ferrita + fase kappa. En contraste, en el sistema LDD-Nb es perceptible un refinamiento de grano, pero con la misma morfología, mientras que en el sistema LDD-Ti este efecto es menos notable, presentando granos más equiaxiales. Esta diferencia podría atribuirse a variaciones en la recristalización dinámica entre sistemas.

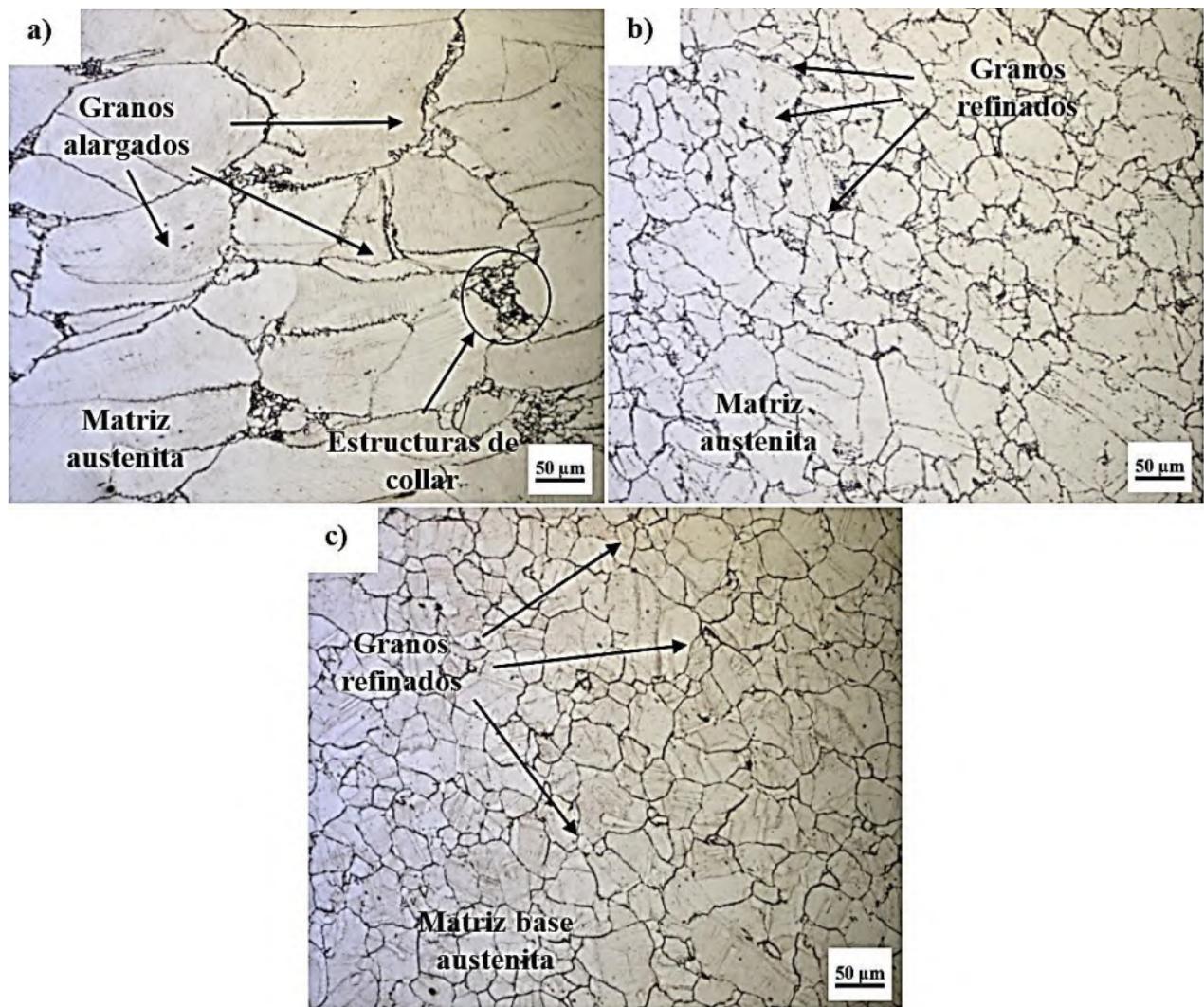


Figura 4.23 Metalografías de microscopía óptica, en condición de 4a laminación de los aceros:
a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

4.4.2 Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS.

La Figura 4.24 muestra las micrografías por SEM de los tres aceros tras la cuarta laminación, en ellas es posible observar una microestructura mayoritariamente conformada por austenita con diferencias significativas entre cada uno de los sistemas. El acero LDD-REF (Figura 4.24 a)) presenta una microestructura conformada por granos de austenita alargados con una alta cantidad de bandas de deslizamiento. Esta morfología es característica de los aceros avanzados de baja densidad del sistema Fe-Mn-Al-C después de un proceso de laminado en caliente, donde la recristalización no se ha completado [106].

El sistema LDD-Nb mostrado en la Figura 4.24 b) presenta una estructura similar, pero con límites de grano más pequeños y partículas precipitadas de NbC, las cuales han sido reportadas en aleaciones microaleadas con Nb sometidas a deformación en caliente [107]. Estos precipitados, identificados por medio de EDS, inhiben el crecimiento de grano durante el proceso de recristalización y crecimiento, lo cual podría dar explicación al menor tamaño observado respecto al acero LDD-REF. Por otro lado, el sistema microaleado con Ti (Figura 4.24 c) muestra bandas de deslizamiento junto con partículas de TiC, que según estudios comparativos [108], presentan mayor estabilidad térmica que los NbC bajo condiciones de laminación. La presencia simultánea de estos precipitados y las bandas de deformación podrían sugerir un equilibrio entre endurecimiento por deformación y procesos de recuperación dinámica [109].

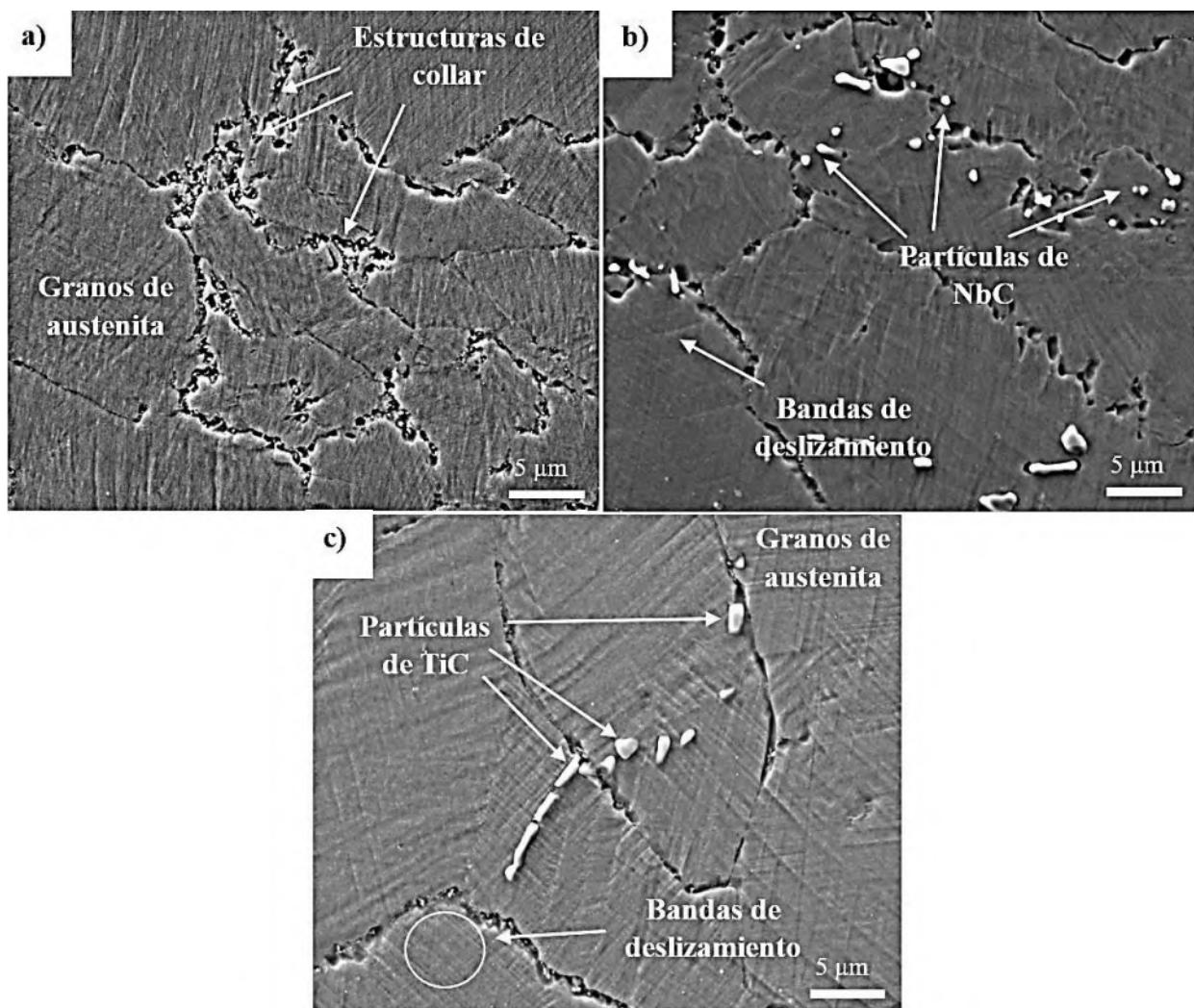


Figura 4.24 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM), en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Las Figuras 4.25b y 4.25c confirman la presencia de partículas del tipo NbC y TiC con tamaños promedio de 230 nm, esto es evidencia de la gran afinidad que tiene el carbono por reaccionar con los elementos microaleantes, lo que explicaría la formación preferencial de estas partículas, la cual es consistente con las predicciones obtenidas por JMatPro. Su mecanismo de formación es por medio de nucleación y crecimiento, principalmente activado por las altas temperaturas y deformación. Durante la laminación en caliente, la elevada energía térmica permite la difusión de átomos a través de la matriz, formando precipitados estables, con una relación estequiométrica 1:1; en ambos casos los carburos adoptan una estructura cristalina cúbica lo que da lugar a morfologías cúbicas o cuboides observadas microestructuralmente como lo reporta diversos estudios [23, 91, 110, 111].

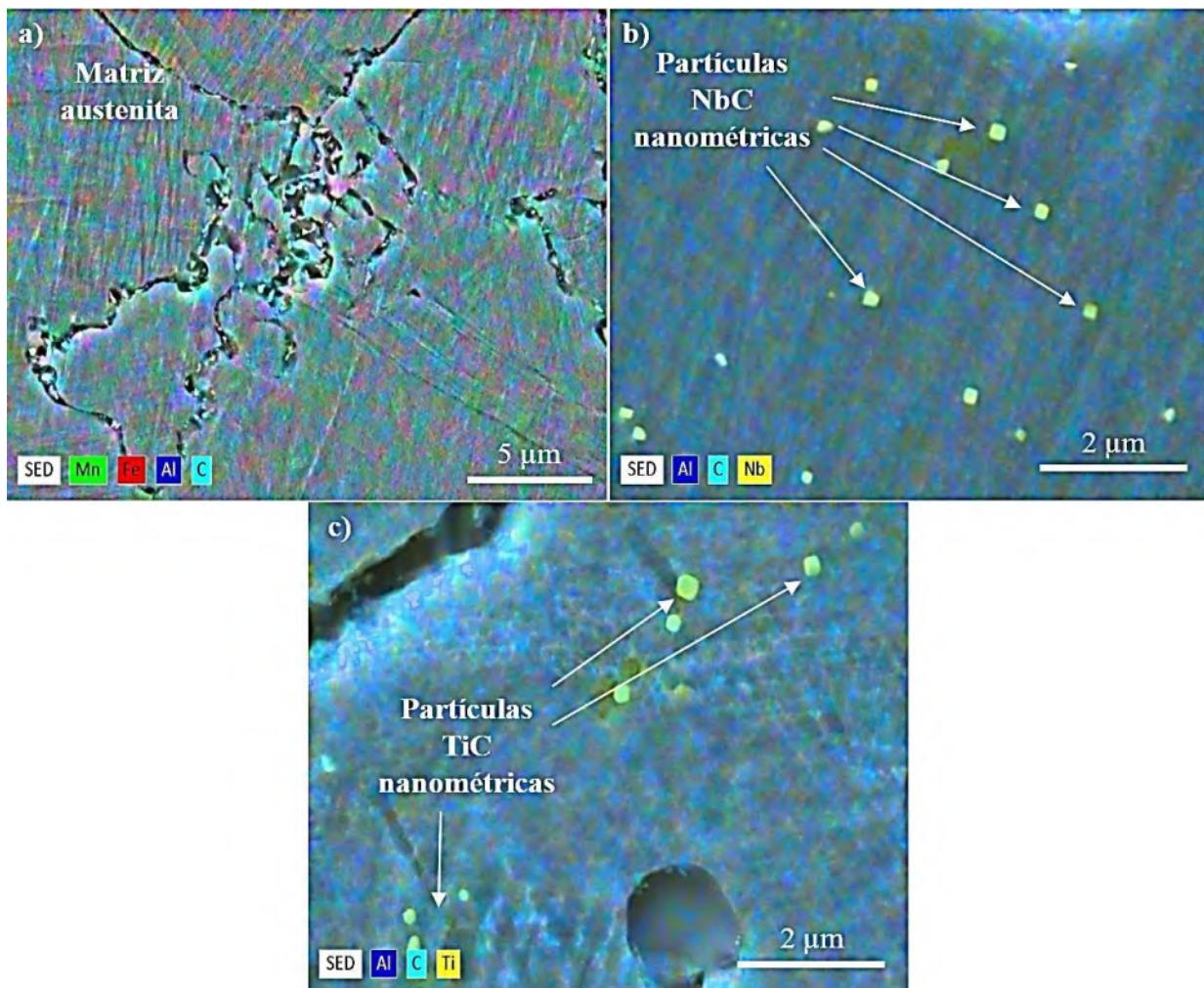


Figura 4.25 Mapeo químico elemental por EDS, en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

4.4.3 Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X.

En la Figura 4.26 se presentan los patrones de difracción de rayos-X. Se utilizaron las tarjetas cristalográficas de la base de datos COD-ID para la austenita-9012711, ferrita-1570560 y fase kappa-4345461, para los tres aceros en condición de 4^a etapa de laminación. Los difractogramas muestran diferencias evidentes comparándolos con la condición de solidificación, esto demuestra la constante evolución microestructural que presentan los tres aceros tras la aplicación del tratamiento termomecánico de laminación en caliente. Estos cambios son manifestados principalmente por variaciones en la intensidad de los picos y desplazamientos angulares, lo que indica posibles modificaciones en la estabilidad de las fases presentes.

4a Laminación

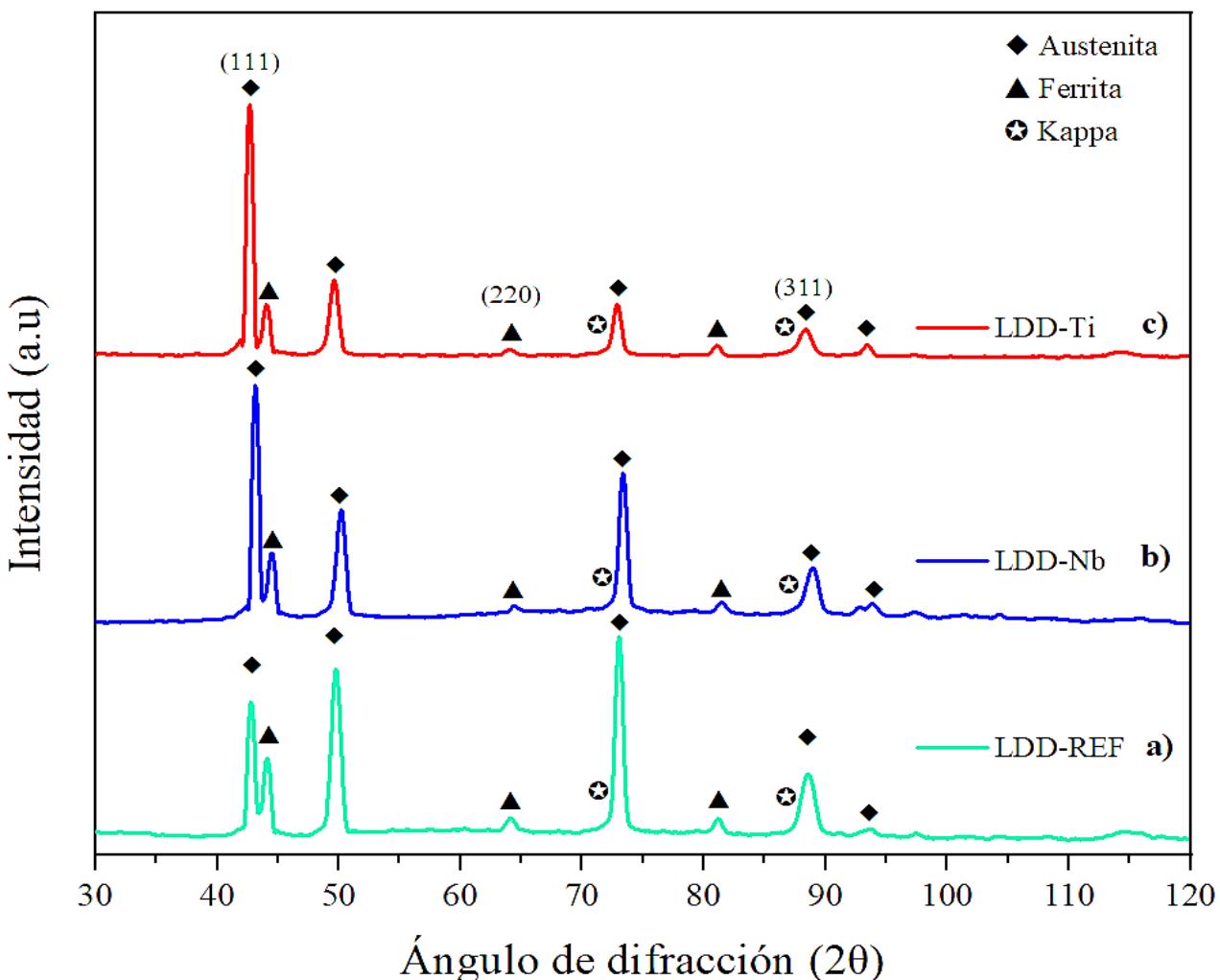


Figura 4.26 Diffractogramas en condición de 4a. laminación para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

La Figura 4.26 a) muestra el caso del acero de referencia, donde el difractograma muestra la existencia de las fases austenita (γ) y ferrita (α), con una disminución en la intensidad de los picos de ferrita si se comparan con la condición de solidificación. Esto sugiere que el proceso de laminación promueve la retención de austenita y una explicación de esto puede ser que la deformación plástica favorece la estabilización de esta fase, debido a que promueve: i) un aumento en la densidad de defectos cristalinos (como dislocaciones), que actúan como sitios preferentes para su nucleación, y ii) provoca cambios en la distribución de los elementos aleantes, alterando la energía libre del sistema.

Por otro lado, la Figura 4.26 b) para el acero microaleado con Nb muestra una reducción más notoria de ferrita, promoviendo aún más la intensidad de los picos de austenita. Este comportamiento puede ser atribuido a las temperaturas elevadas del proceso de laminación las cuales promueven la estabilización de la austenita, ya sea por efecto de homogenización o la estabilización de fases, condiciones que resultan inhibidoras de la presencia de ferrita, si bien la menor presencia de ferrita en este acero en comparación con el acero de referencia no está clara del todo, principalmente debido a la gran cantidad de variables que afectan la microestructura, también se puede asociar a un posible efecto donde el Nb influye activamente en la evolución microestructural durante el procesamiento termomecánico.

El difractograma del acero microaleado con Ti (Figura 4.26 c)) presenta picos de austenita con mayor intensidad. En este sistema aún es posible distinguir picos de ferrita, aunque con baja intensidad, esta situación puede ser producto del aumento en la formación de carburos, los cuales disminuyen el contenido de carbono en el sistema.

De manera similar a la condición de solidificación y posterior a la indexación de los difractogramas se procedió a realizar el análisis por refinamiento Rietveld, los resultados de estos procedimientos se presentan en la Tabla 4.5. Esta tabla muestra las variaciones en el parámetro reticular “a” para estructuras cristalinas cubicas, así como el porcentaje volumétrico de cada fase determinados a partir de los patrones de difracción. En general, el acero de referencia obtuvo el menor porcentaje de austenita (71.2 %) y mayor contenido de ferrita (25.8 %) y fase kappa (3.0 %) comparándolo con los aceros microaleados, esto demuestra el efecto competitivo entre la fase kappa y los elementos microaleantes por el carbono.

Tabla 4.5 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de 4^a laminación.

Acero	Fase	Porcentaje (% vol.).	Parámetro de red a (Å).
LDD-REF	Austenita-FCC	71.2	3.6577
	Ferrita-BCC	25.8	2.90051
	Kappa-FCC	3.0	3.84582
LDD-Nb	Austenita-FCC	85.9	3.6322
	Ferrita-BCC	12.0	2.8795
	Kappa-FCC	2.1	3.8648
LDD-Ti	Austenita-FCC	80.8	3.6695
	Ferrita-BCC	18.1	2.90578
	Kappa-FCC	1.1	3.86225

4.4.4 Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers.

La Tabla 4.6 presenta los resultados de los ensayos de microdureza llevados a cabo para los tres aceros en condición de 4a. laminación.

Tabla 4.6 Resultados del ensayo de microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de 4a. laminación en caliente.

Acero	Nº de identaciones	Media (HV)	Desviación Est.
LDD-REF	15	309.1	±12
LDD-Nb	15	313.5	±11
LDD-Ti	15	329.5	±28

Estos resultados muestran un comportamiento distinto al observado en la condición de solidificación, ya que, en esta condición, los aceros microaleados presentaron las mayores durezas, destacando el acero microaleado con Ti, el cual presentó una dureza media de 329.5 HV con desviación de ±28, seguido por el acero microaleado con Nb obtenido un valor de 313.5 HV con

desviación de ± 11 , finalmente el acero de referencia con un valor de 309.1 HV con desviación de ± 12 . En los resultados de la condición de solidificación el acero de referencia exhibía la dureza más alta, lo que puede indicar que el proceso de las distintas etapas de laminación tiende a modificar las propiedades mecánica de los aceros, particularmente por la presencia de elementos microaleantes y su distribución.

La mayor dureza registrada en el sistema LDD-Ti, puede atribuirse a la combinación de dos efectos: i) La formación de precipitados del tipo TiC, quienes actúan como barreras para el movimiento de las dislocaciones durante la deformación plástica, y ii) Refinamiento de grano inducido por el Titanio durante el proceso termomecánico, sin embargo, la elevada desviación estándar (± 28) indica una microestructura heterogénea, probablemente asociada a una distribución no uniforme de precipitados o a la presencia de zonas con diferente grado de recristalización.

Por otra parte, el acero microaleado con niobio mostró un comportamiento intermedio, con una dureza ligeramente superior a la del acero de referencia y una menor desviación en los resultados (± 11), esto podría sugerir que el Nb ejerce un efecto más homogéneo en la microestructura, posiblemente debido a una mejor distribución de los precipitados del tipo NbC o a un mayor control del crecimiento de grano durante el proceso de laminación.

Finalmente, para el caso del acero de referencia, el cual presentó la menor dureza, puede ser evidencia de que la ausencia de elementos microaleantes como el Ti y Nb, restringe el endurecimiento por precipitación durante los tratamientos termomecánicos. No obstante, debido a su desviación estándar (± 12) indica que existe una mayor uniformidad microestructural, la cual se puede asociar a una distribución de granos más equiaxiales y una menor segregación, lo que puede favorecer propiedades mecánicas como la tenacidad o resistencia a la fractura.

4.4.5 Ensayos de tracción uniaxial.

Como parte final del análisis de esta etapa (4a. laminación) se llevaron a cabo ensayos de tracción uniaxial, las condiciones y características usadas para estas pruebas, se han descrito en el capítulo 3 sección 3.10.2, el número total de probetas ensayadas fue de 6, dos muestras por material, los resultados obtenidos son condensados en la gráfica ilustrada en la Figura 4.27.

El acero LDD-Nb, fue el que presentó el máximo valor en su esfuerzo de fluencia, seguido por el acero LDD-Ti, el acero de referencia por su parte presentó el menor valor de este parámetro. El esfuerzo máximo y el esfuerzo de fractura siguieron el mismo comportamiento. Por otro lado, el cálculo del módulo de elasticidad o módulo de Young se determinó en función de la ley de Hooke ($E = \sigma/\epsilon$), la cual solo es válida en la porción lineal de la curva esfuerzo-deformación. Los resultados de propiedades mecánicas se indican en la Tabla 4.7.

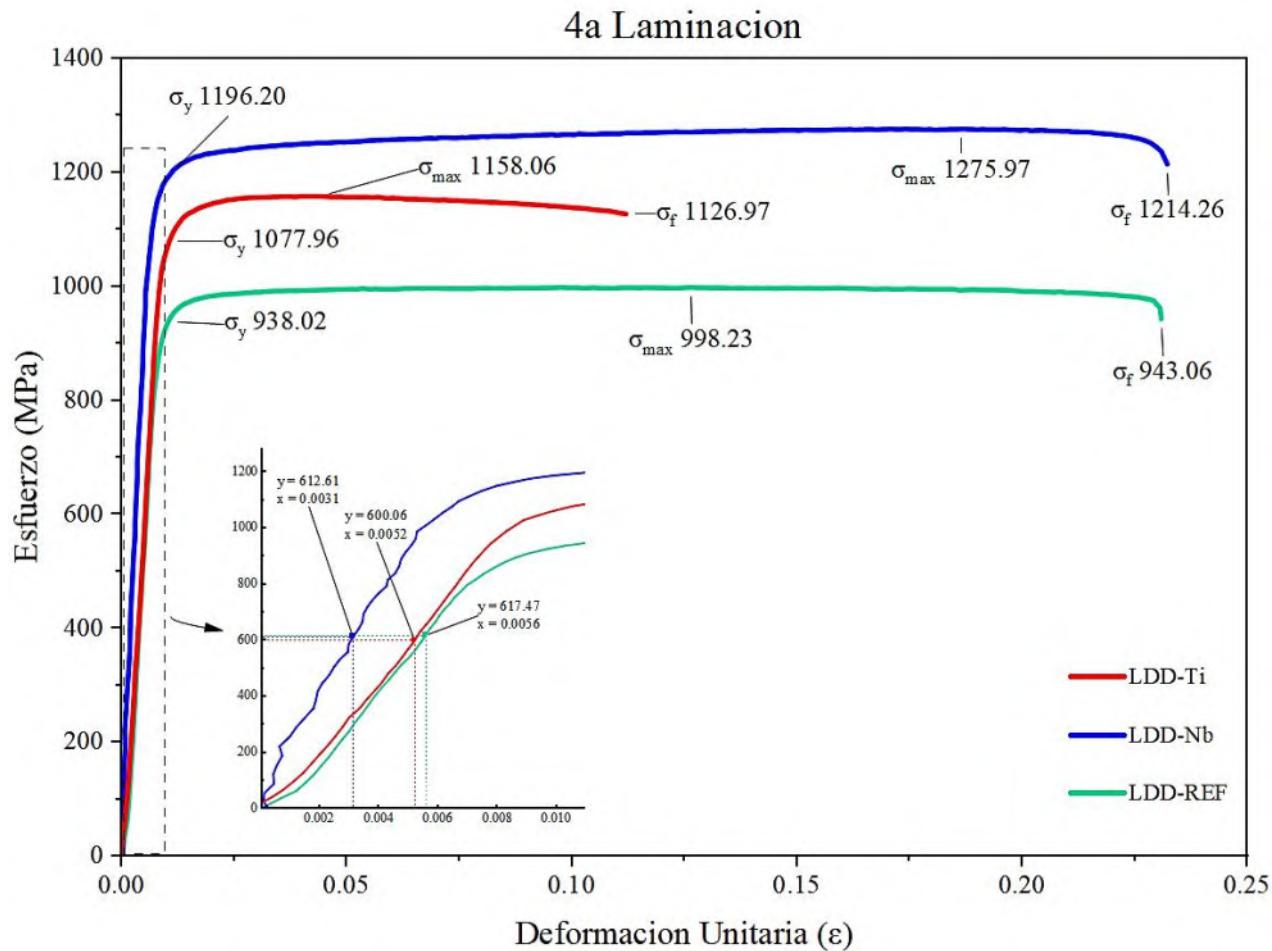


Figura 4.27 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de laminación.

El porcentaje de deformación fue el siguiente, el acero microaleado con Nb obtuvo el mayor porcentaje de alargamiento, logrando 23.2 %, seguido del acero de referencia el cual obtuvo un valor cercano al 23 %, finalmente el acero microaleado con Ti obtuvo un valor de deformación unitaria cercano al 12 %.

En la Tabla 4.7 se indican los resultados promedio de los distintos ensayos llevados a cabo para los tres aceros en la condición de 4a. laminación. Las propiedades mecánicas obtenidas a partir de estos experimentos se han regido por la siguiente nomenclatura, la cual es adoptada para el resto del documento: σ_y = Esfuerzo de fluencia, σ_{max} = Esfuerzo máximo, σ_f = Esfuerzo de fractura, E = Módulo de Young o módulo de elasticidad.

Tabla 4.7 Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tracción uniaxial de los tres aceros en condición de 4a. laminación.

Acero	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	σ_f (MPa)	Alargamiento (%)	E (GPa)*
LDD-REF	938.02	998.23	943.06	23 %	110.26
LDD-Nb	1196.20	1275.97	1214.21	23.2 %	197.64
LDD-Ti	1077.96	1158.06	1126.97	11.2 %	115.4

*Los valores del módulo elástico (E) deben ser tratados con reserva, debido a las variaciones en la porción lineal de los ensayos de tracción uniaxial.

En conclusión, el aumento en la resistencia de los aceros LDD-Nb y LDD-Ti es debido a dos factores principales, i) el efecto Hall-Petch, el cual indica que a menor tamaño de grano habrá un mayor número de límites de grano y ii) el endurecimiento por precipitación, ambos efectos son promovidos por los elementos microaleantes, demostrando de esta manera su efecto.

4.5 Condición de tratamiento térmico de solubilizado.

4.5.1 Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM.

En la Figura 4.28 se presentan las micrografías LOM de los tres aceros en condición de solubilizado. El análisis metalográfico revela una serie de diferencias microestructurales que demuestran el efecto de los elementos microaleantes, principalmente en el control del tamaño de grano y la estabilización o retención de distintas fases en la microestructura a través de las distintas etapas de acondicionamiento.

Ejemplo de esto es el sistema de referencia mostrado en la Figura 4.28 a), donde es posible observar una microestructura caracterizada por granos austeníticos de gran tamaño rondando las $78 \pm 8 \mu\text{m}$, con una marcada presencia de maclas de recocido y una morfología que sugiere un efecto de

recristalización parcial. En otras palabras, la estructura mostrada evidencia un crecimiento de grano pronunciado durante el tratamiento térmico, con límites de grano bien definidos, pero irregularmente distribuidos, junto con la presencia de bandas de deslizamiento.

Por otro lado, los sistemas microaleados presentan un notable refinamiento de grano, ejemplo de ello es el caso del acero microaleado con Nb mostrado en Figura 4.28 b), en donde es posible observar un tamaño de grano más pequeño rondando las $35 \pm 5.5 \mu\text{m}$, y una morfología con tendencia más equiaxial y homogénea, conservando la alta densidad de maclas, lo que podría sugerir la existencia de un proceso de recristalización más completo. Este comportamiento se atribuye principalmente al efecto de los precipitados del tipo Nb(C,N), los cuales actúan más eficientemente en la delimitación de los límites de grano durante los tratamientos térmicos.

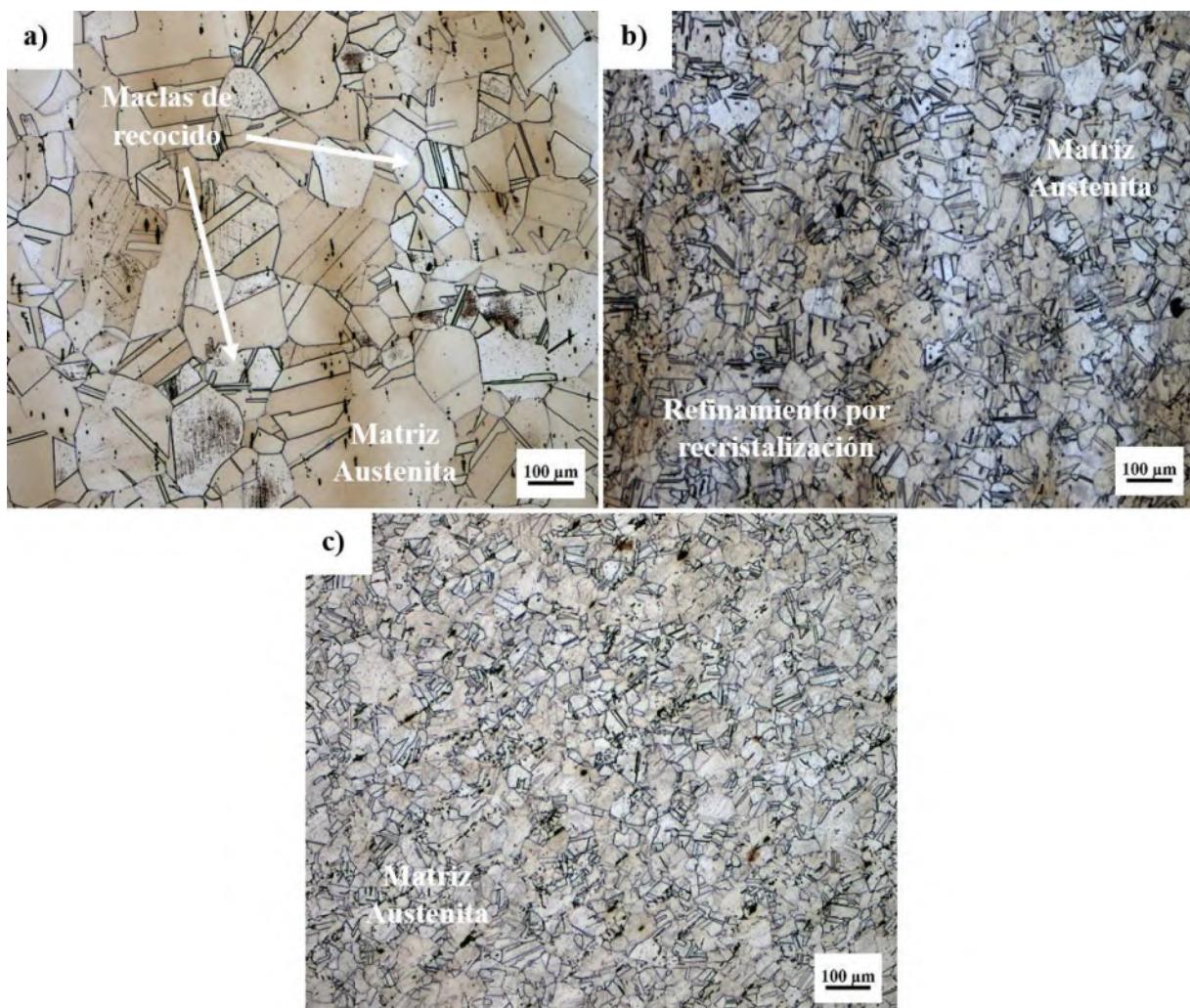


Figura 4.28 Metalografías de microscopía óptica en condición de solubilizado a 1100 °C para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

En contraste, el sistema LDD-Ti (Figura 4.28 c) muestra un tamaño de grano intermedio cercano a las $35.7 \pm 4.5 \mu\text{m}$, con morfología alargada y alta densidad de dislocaciones, característica de una recristalización incompleta. Esto sugiere que los precipitados del tipo Ti(C,N) en este sistema, aunque efectivos para limitar el crecimiento de grano, tienen una distribución menos homogénea y un tamaño mayor que los precipitados del tipo Nb(C,N) del sistema microaleado con Nb, lo que reduce la eficiencia de estos en el bloqueo de los límites de grano durante los tratamientos térmicos.

4.5.2 Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS.

La Figura 4.29 muestra las micrografías SEM de los tres aceros en condición de solubilizado.

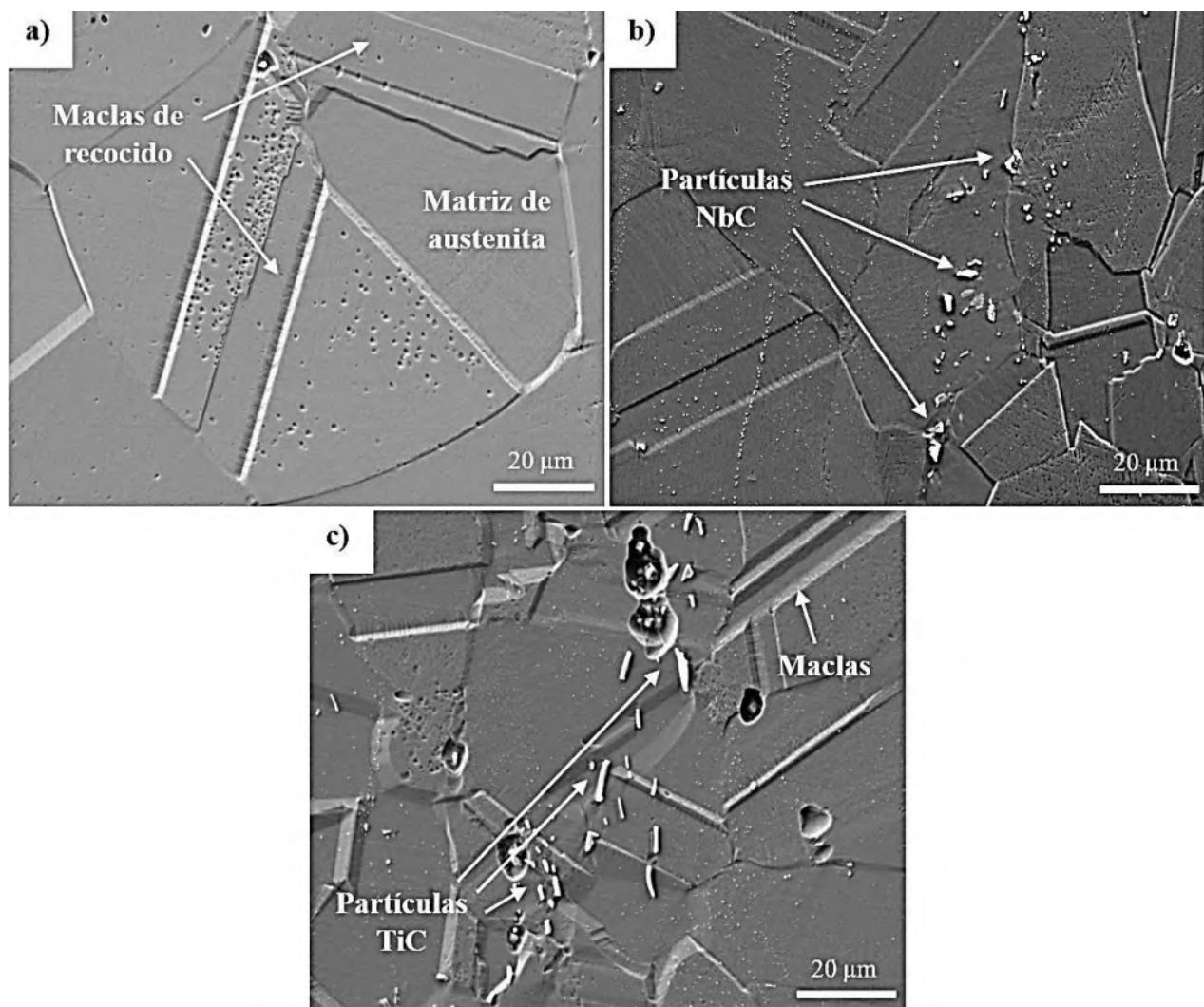


Figura 4.29 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM), en condición de solubilizado a 1100 °C para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

A grandes rasgos es posible observar una microestructura más homogénea y completamente austenítica. En el caso del acero de referencia mostrado en la Figura 4.29 a) es posible observar granos completamente recristalizados, retenidos por el proceso de templado, se mantienen las maclas de recocido más definidas y de mayor longitud, y la microestructura se aprecia aparentemente más limpia.

Para el caso del sistema microaleado con Nb mostrado en las Figuras 4.29 b) y 4.30 a), este presenta de manera similar granos de austenita con límites de macla, en donde es posible apreciar la presencia de partículas precipitadas en la matriz, estas partículas corresponden a compuestos generados principalmente por el Carbono y el Niobio.

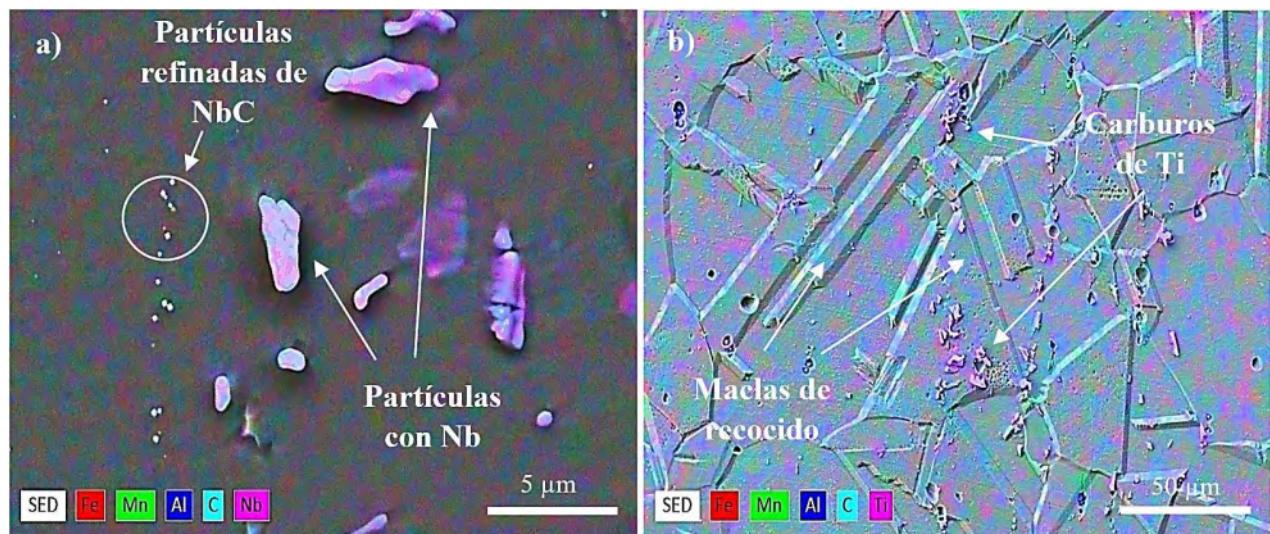


Figura 4.30 Mapeo químico elemental por EDS en condición de solubilizado a 1100 °C para los aceros: a) LDD-Nb y b) LDD-Ti.

Finalmente, para el caso del acero microaleado con Ti que se puede observar en las Figuras 4.29 c) y 4.30 b), el mismo patrón de morfología de los granos, con la diferencia de que muestra partículas del tipo Ti(C,N), que según estudios comparativos [108], presentan mayor estabilidad térmica que los NbC bajo condiciones de laminación en caliente.

4.5.3 Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X.

En la Figura 4.31 se muestran los difractogramas. Se utilizaron las tarjetas cristalográficas de la base de datos COD-ID para la austenita-9012711, ferrita-1570560 y fase kappa-4345461, para los tres aceros en condición de solubilización. Estos difractogramas, resultan ser relevantes ya que es

possible apreciar cambios microestructurales importantes que experimentaron los aceros tras los tratamientos de laminación en caliente y solubilizado.

Al realizar un análisis comparativo se revela que el tratamiento térmico de solubilizado induce una transformación microestructural hacia la fase austenítica en todos los sistemas, para el caso del acero de referencia Figura 4.31 a), es posible observar la presencia de hasta cinco picos bien definidos de austenita (γ), con una elevada reducción de ferrita (α). Este resultado es acorde con lo esperado en el tratamiento térmico de solubilizado ya que este promueve la homogenización microestructural hacia una única fase (austenita).

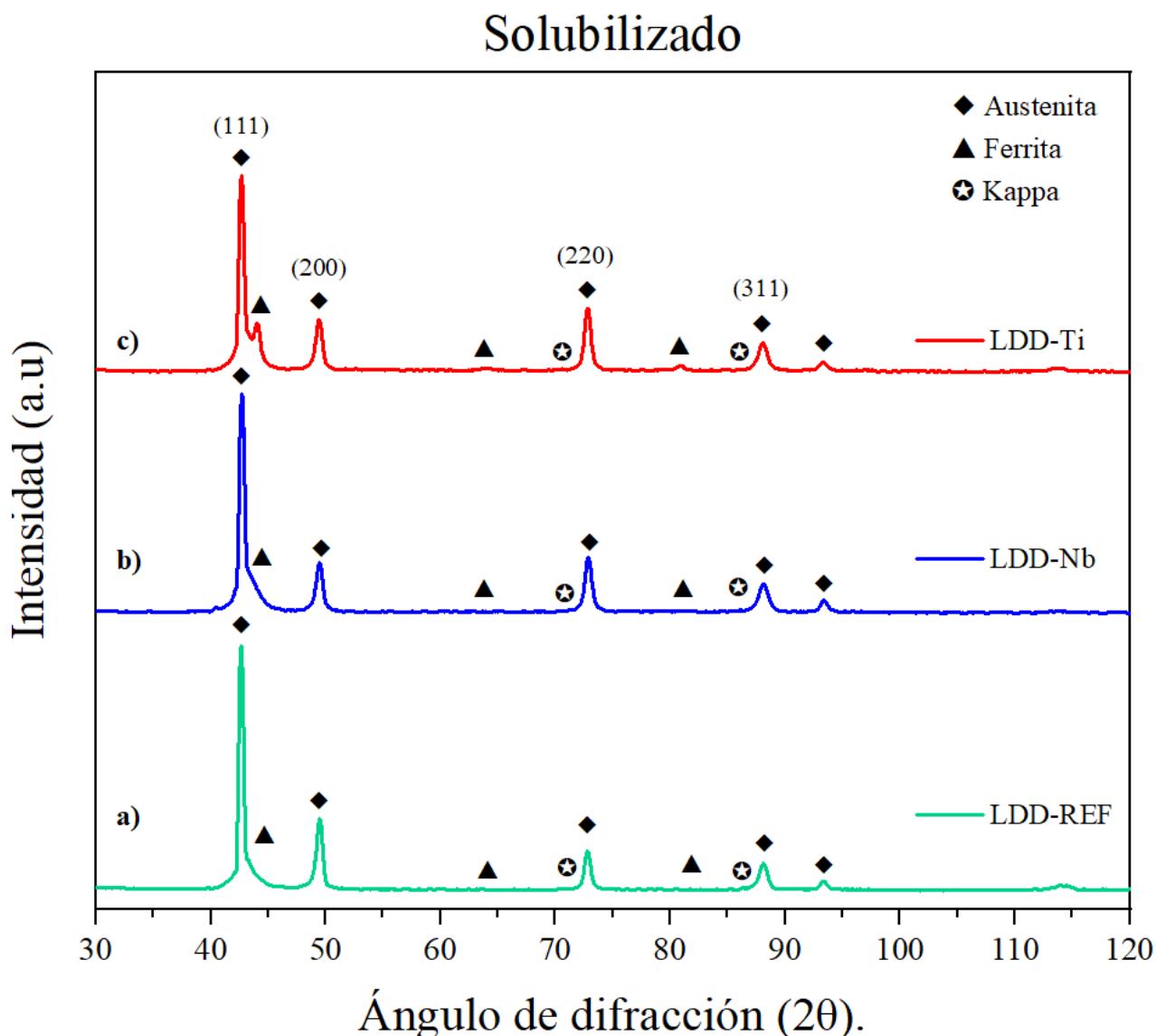


Figura 4.31 Diffractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de solubilizado a 1100 °C.

De manera similar a las condiciones anteriores, y posterior a la indexación de los difractogramas se procedió a realizar el análisis por refinamiento Rietveld, los resultados de estos procedimientos se han concentrado en la Tabla 4.8. Esta Tabla concentra las variaciones en el parámetro reticular “a” para estructuras cristalinas cubicas, así como el porcentaje volumétrico de cada fase encontrado a partir de los patrones de difracción.

Tabla 4.8 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de solubilizado.

Acero	Fase	Porcentaje (% vol.)	Parámetro de red a (Å)
LDD-REF	Austenita-FCC	91.4	3.6714
	Ferrita-BCC	6.6	2.9207
	Kappa-FCC	1.9	3.84855
LDD-Nb	Austenita-FCC	87.0	3.68191
	Ferrita-BCC	10.0	2.9494
	Kappa-FCC	3.0	3.87726
LDD-Ti	Austenita-FCC	77.3	3.6740
	Ferrita-BCC	20.8	2.90943
	Kappa-FCC	1.9	3.85374

Por otro lado, y de manera similar a la condición de 4a. laminación, el difractograma del acero LDD-Nb observado en la Figura 4.31 b) muestra un patrón de difracción dominado por picos bien definidos de austenita. La disminución en los picos de ferrita indica que el tratamiento térmico de solubilizado, evita el crecimiento masivo de precipitados de Nb y fase kappa, lo que favorece la estabilización de la austenita al no disminuir drásticamente el porcentaje de carbono disponible en solución sólida. Otro efecto que también puede atribuir a esta condición es la redistribución homogénea del resto de elementos aleantes en la matriz, así como la estabilización termodinámica de la austenita a la temperatura de solubilizado. El sistema microaleado con Ti mostrado en la Figura 4.31 c) presenta un comportamiento ligeramente distinto, evidenciando la presencia de cinco picos principales de austenita, pero acompañados por dos picos de baja intensidad de ferrita, lo cual

es confirmado por el refinamiento Rietveld, el cual indica un porcentaje cercano al 20 % de ferrita, la persistencia de estos picos, en primera instancia puede ser atribuido a múltiples factores tanto de la muestra como su preparación o calibración del equipo, sin embargo también puede sugerir la presencia regiones ferríticas no transformadas, que existan precipitados ricos en Ti que no se disolvieron completamente o haber una segregación local de elementos que estabilizan parcialmente la ferrita.

4.5.4 Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers.

La Tabla 4.9 presenta los resultados de los ensayos de microdureza de los tres aceros en condición de solubilizado. Los ensayos de dureza llevados a cabo después del tratamiento térmico de solubilizado, revelan cambios significativos en el comportamiento de las propiedades mecánicas de los aceros. El acero microaleado con titanio presentó nuevamente los valores más altos de dureza siendo estos de 259.5 HV, seguido por el acero LDD-Nb el cual obtuvo valores de 233 HV, finalmente, para el caso del acero de referencia, este obtuvo una lectura de 230.5 HV, estos resultados revelan la influencia que presenta la presencia de los elementos microaleantes en las propiedades finales del material y el efecto de los tratamientos térmicos y termomecánicos.

Tabla 4.9 Resultados del ensayo de microdureza Vickers para los aceros LDD-REF, LDD-Nb y LDD-Ti en condición de solubilizado.

Acero	Nº de identaciones	Media (HV)	Desviación Estándar
LDD-REF	10	230.5	±6
LDD-Nb	10	233	±4.5
LDD-Ti	10	259.5	±19

El acero microaleado con Ti no solo mantuvo la dureza más elevada, sino que también denoto una diferencia más marcada respecto a los otros sistemas, sin embargo, la alta desviación estándar (±19) puede sugerir que el tratamiento de solubilizado no eliminó completamente la heterogeneidad microestructural asociada a la presencia de precipitados del tipo M(C,N). Esta diferencia podría deberse a la coexistencia de los precipitados o a una distribución no uniforme de los mismos después del tratamiento térmico.

Para el caso del acero microaleado con Nb y el de referencia, ambos exhibieron valores de dureza muy similares de 233 HV y 230.5 HV, respectivamente, lo que indica que el efecto del Niobio disminuye significativamente después del solubilizado, también la baja desviación estándar del sistema microaleado con Nb (± 4.5) sugiere que este microaleante contribuye a una microestructura más estable y más homogénea después del tratamiento térmico, posiblemente debido a una mejor disolución de los precipitados del tipo M(C,N) en la matriz.

4.5.5 Ensayos de tracción uniaxial.

De manera similar que la condición de laminación se llevaron a cabo distintos ensayos de tracción uniaxial con el objetivo de caracterizar mecánicamente los aceros en condición de solubilizado. Las curvas esfuerzo-deformación características de cada acero se muestran en la Figura 4.32.

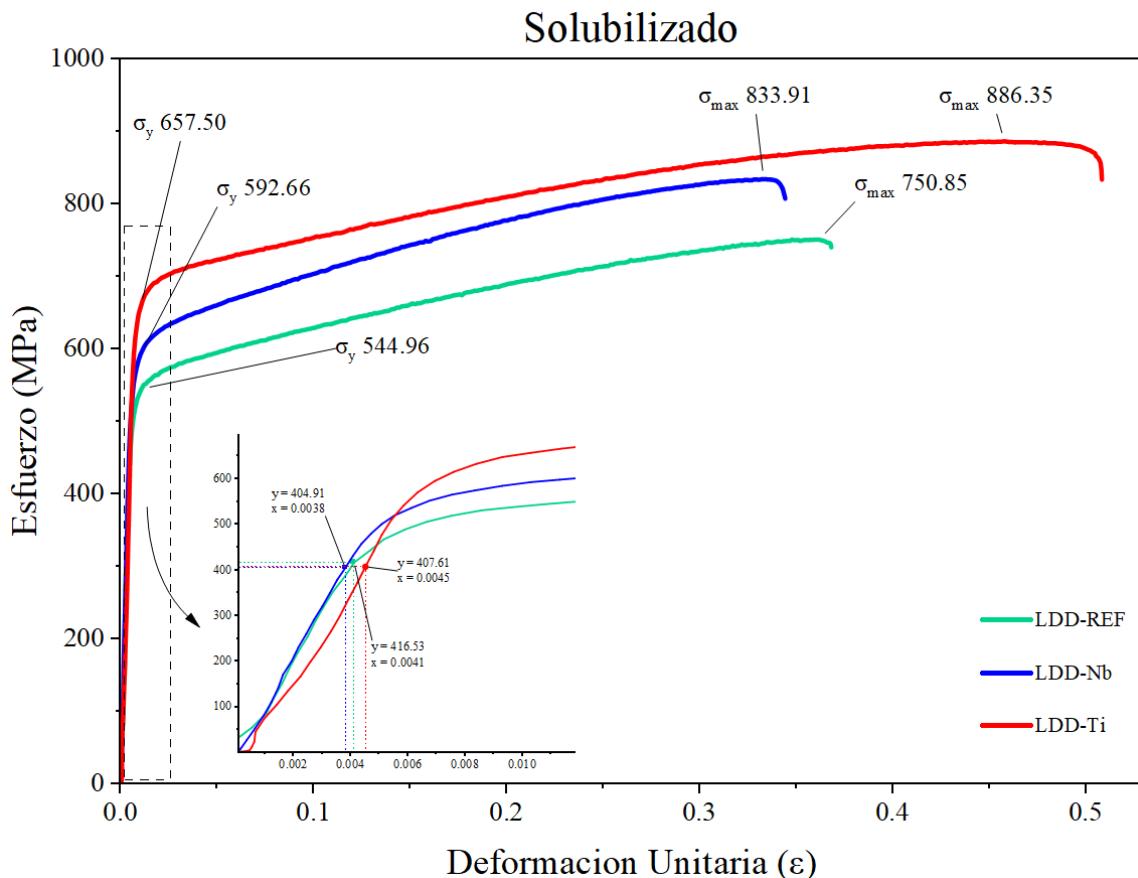


Figura 4.32 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de solubilizado a 1100 °C.

En este caso el acero LDD-Ti, fue el que presentó el máximo valor en su esfuerzo de fluencia, seguido por el acero LDD-Nb y finalmente el acero de referencia con el menor valor. Los valores del esfuerzo máximo y el esfuerzo de fractura siguieron el mismo comportamiento. De manera similar a la condición de laminación se determinó el módulo de elasticidad o módulo de Young, los resultados de propiedades mecánicas se indican en la Tabla 4.10.

El porcentaje de deformación fue el siguiente, el acero microaleado con Ti obtuvo el mayor porcentaje de alargamiento, logrando 50 %, seguido del acero de referencia el cual obtuvo un valor cercano al 40 %, finalmente el acero microaleado con Nb obtuvo un valor de deformación unitaria cercano al 35 %, los valores exactos se muestran en la Tabla 4.10.

Tabla 4.10 Propiedades mecánicas a partir de ensayos de tracción uniaxial de los tres aceros en condición de solubilizado.

Acero	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	σ_f (MPa)	Alargamiento (%)	E (GPa)*
LDD-REF	544.96	750.85	672.47	37.9 %	101.59
LDD-Nb	592.66	833.91	750.85	34.7 %	106.55
LDD-Ti	657.50	886.35	770.01	50.7 %	90.58

*Los valores del módulo elástico (E) deben ser tratados con reserva, debido a las variaciones en la porción lineal de los ensayos de tracción uniaxial.

En general, el acero LDD-Ti obtuvo los valores más elevados de resistencia, seguido por el acero LDD-Nb, y finalmente el acero de referencia, la mayor resistencia de los aceros microaleados se atribuye principalmente a los siguientes efectos: i) se mantiene el efecto Hall-Petch, similar al de la condición de laminación, ii) la presencia de carburos no disueltos, pese a que el objetivo del solubilizado es disolver fases, los carburos formados por elementos microaleantes son muy estables a altas temperaturas como se ha detallado en secciones anteriores, y iii) un efecto de endurecimiento por solución, la fracción de Nb y Ti que logró disolverse, entró en solución sólida con la matriz lo cual contribuye al endurecimiento y aumento de la resistencia general del sistema.

4.6 Tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento.

Tras la aplicación del tratamiento térmico de solubilizado, los tres aceros fueron sometidos a un tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento. El objetivo principal de este proceso fue obtener la fase kappa (κ) intragranular y al mismo tiempo, evitar la formación de esta fase en los límites de grano (intergranular). Esto se hizo para incrementar la resistencia mecánica de los aceros, el tratamiento consistió en la selección de dos temperaturas, una de 450 °C y otra de 550 °C, ambas con tiempo de permanencia de 2.5 horas. La selección de los tiempos y temperaturas para este procedimiento se basó en la literatura, específicamente en los hallazgos de Chen y Col. [12] y resultados pre-eliminarios del grupo de trabajo de Metalurgia Mecánica del IIMM-UMSNH, quienes sugieren que el rango de 400 a 650 °C es óptimo para obtener la fase kappa intragranular y evitar la fragilización por aparición de fase kappa intergranular, el diagrama del tratamiento térmico llevado a cabo es ilustrado en la Figura 3.8 del capítulo 3.

4.6.1 Aplicación de la técnica de microscopía óptica de luz o LOM.

Una vez finalizados los tratamientos térmicos se procedió a la caracterización por medio de microscopía óptica para los aceros envejecido a 450°C (Figura 4.33) y para los aceros envejecidos a 550°C (Figura 4.34), la preparación de muestras fue convencional, tomando zonas lo más cercanas al centro para evitar las zonas de afectación externa por oxidación y la consecuente pérdida de elementos como carbono y manganeso.

La Figura 4.33 muestra las metalografías de los tres aceros en condición de envejecimiento a 450°C, se aprecia la presencia de granos alargados característicos de la aplicación de ensayos de tensión, al mismo tiempo es posible apreciar un elevado aumento en el número de bandas de deslizamiento, las cuales es posible observar con tonalidades más oscuras, en especial para el caso del sistema microaleado con Ti (Figura 4.33 c) , donde es posible observar un ligero aumento en la presencia de una segunda fase más clara que la austenita, la cual corresponde a ferrita producto de una transformación eutéctoide de la austenita a dos sólidos distintos.

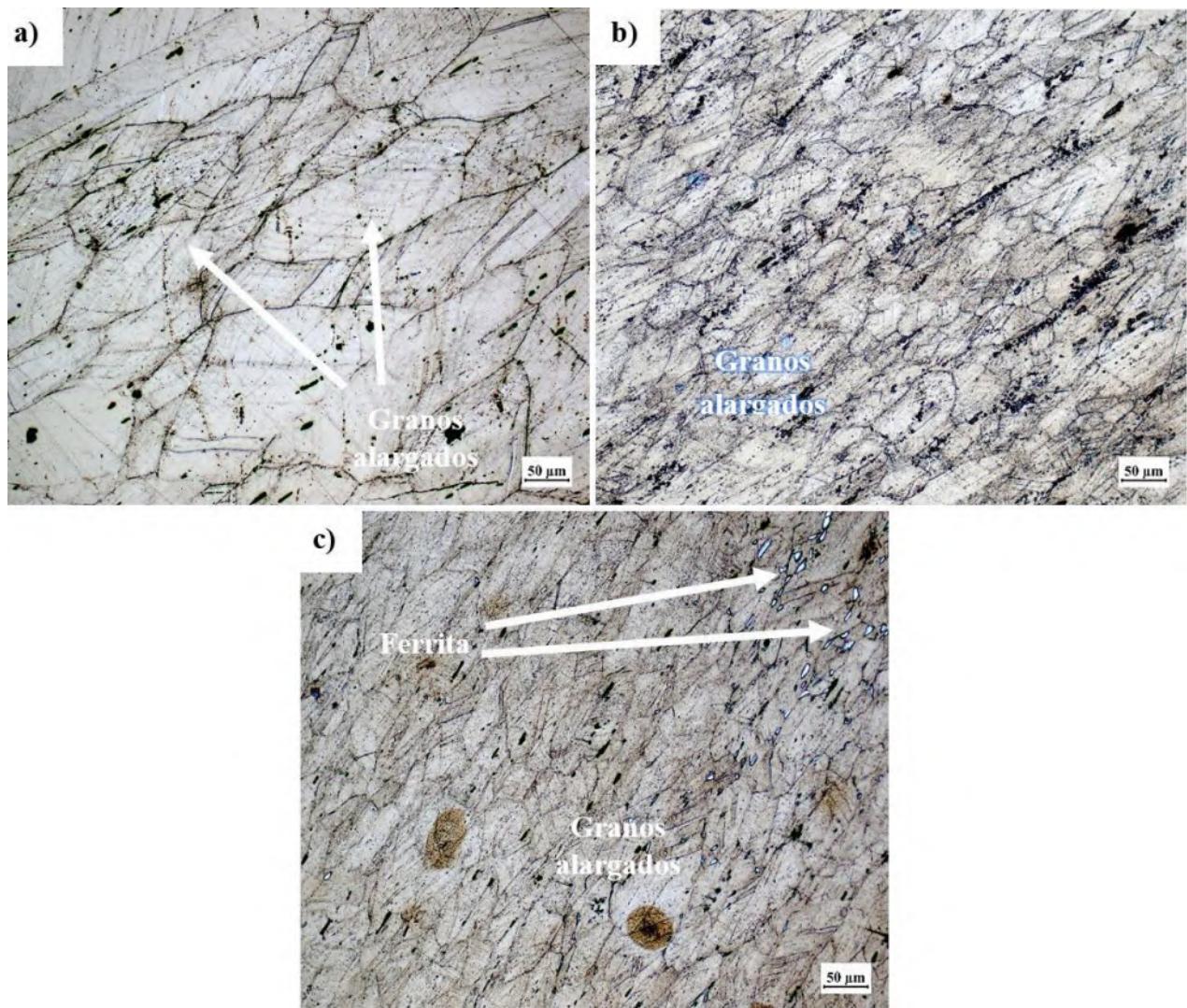


Figura 4.33 Micrografías por microscopía óptica en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

La Figura 4.34 muestra las metalografías de los tres aceros en condición de envejecimiento a 550°C. Realizando la comparación con la primera temperatura es posible apreciar cambios significativos, principalmente en los límites de grano, demostrando que a temperaturas más elevadas y con el mismo tiempo la presencia de fase kappa intergranular y ferrita aumenta considerablemente en función de la temperatura, lo cual es coherente con lo reportado por Li y Col. [112], quienes determinaron la presencia de carburos-kappa masivos en los límites de grano en un rango de temperatura de 500 a 600 °C para un acero de baja densidad Fe-25Mn-11Al-1.0C. Aunado a lo anterior la presencia de ferrita producto de la descomposición espinodal o trasformación

eutectoide, aumenta considerablemente para el acero de referencia. En general, el tamaño de grano se ve reducido en los aceros microaleados (Figuras 4.34 b) y c)); caso contrario del acero de referencia (Figura 4.34 a) donde se observan claramente granos de mayor tamaño.

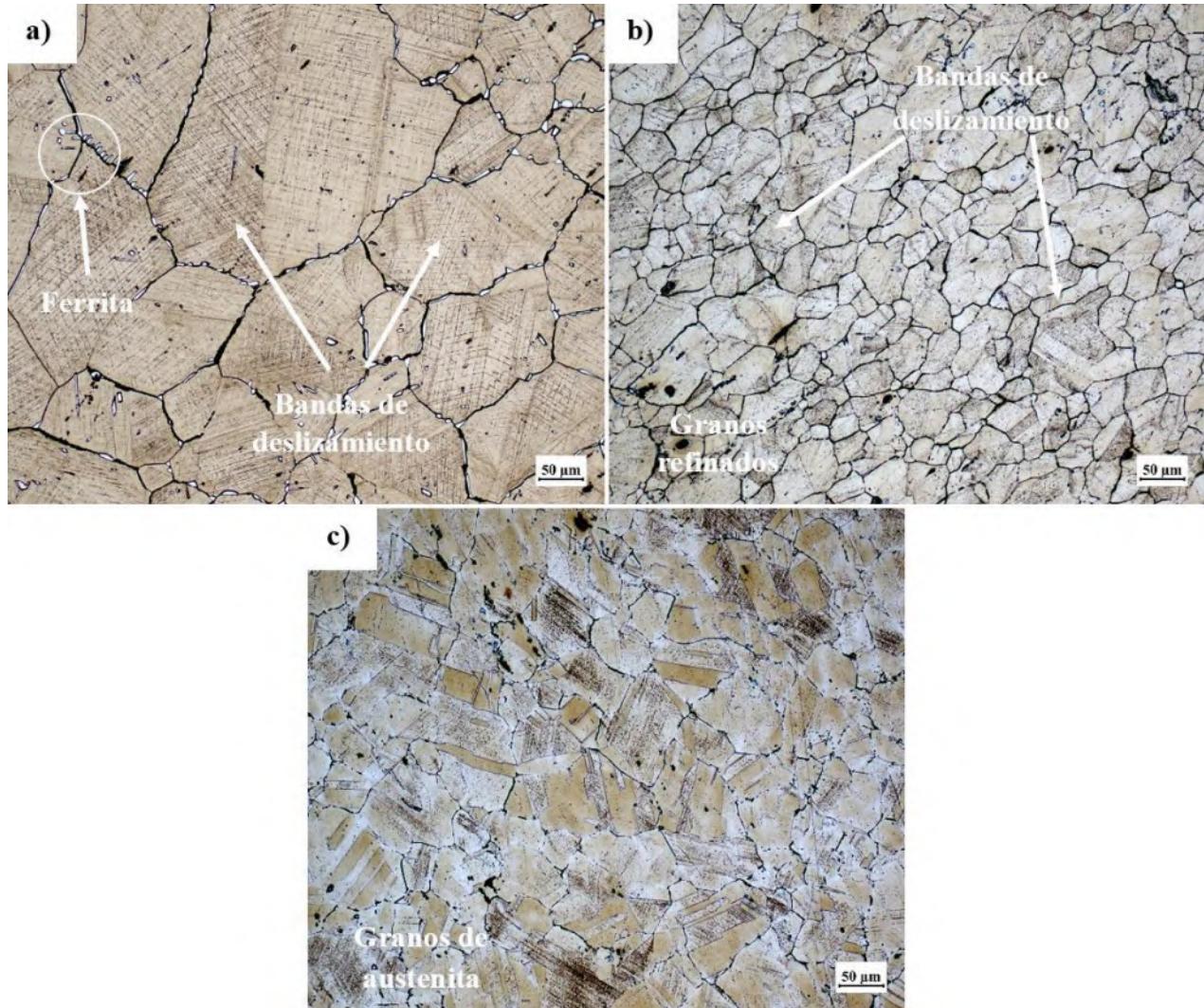


Figura 4.34 Metalografías por microscopía óptica en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros: a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Por otro lado, la Figura 4.35, muestra el grado en que se presenta la fase kappa entre ambas condiciones de envejecimiento en el acero de referencia demostrando el efecto que tiene la variación en la temperatura.

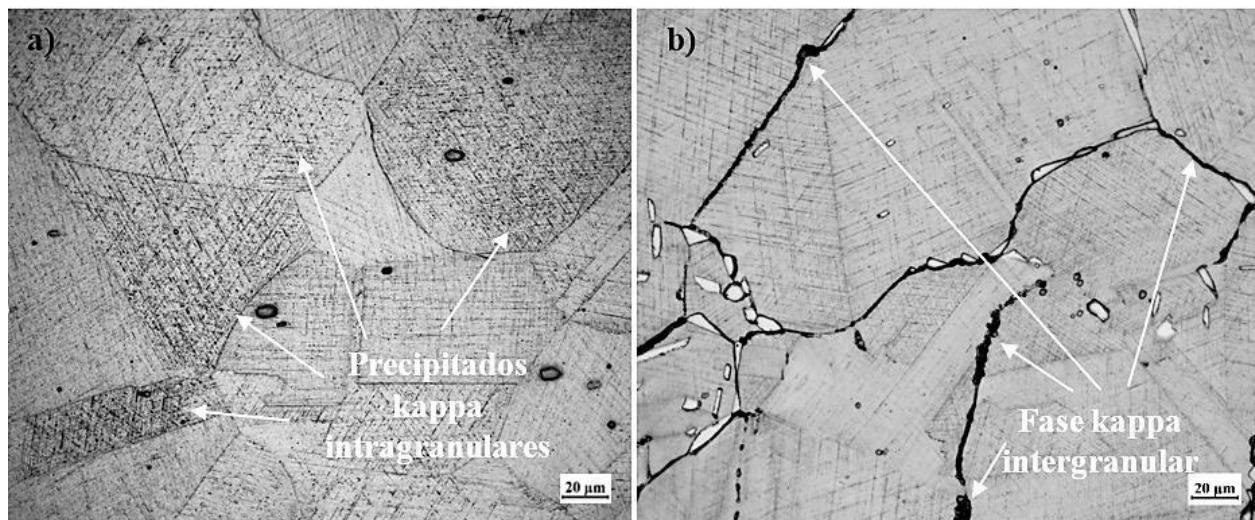


Figura 4.35 Evolución de la fase kappa entre ambas condiciones de envejecimiento para los aceros: a) LDD-REF a 450 °C y LDD-REF a 550 °C.

4.6.2 Aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido o SEM-EDS.

La Figura 4.36 presenta las micrografías de los tres aceros en la condición de envejecimiento a 450 °C, obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). Estos análisis se llevaron a cabo una vez concluidos los ensayos de tracción. Como se puede apreciar en la micrografía de la Figura 4.36 a), correspondiente al acero LDD-REF, la microestructura muestra zonas con ferrita que son el resultado directo de la transformación eutectoide durante el tratamiento de envejecimiento.

También se observan bandas de deslizamiento, características de la deformación plástica que ocurre durante este tipo de ensayos, la presencia de estas bandas es un indicador de la ductilidad del material. En el caso de los aceros microaleados, mostrados en las figuras 4.36 b) y 4.36 c), estos exhiben la presencia de nanopartículas distribuidas de manera uniforme dentro de los granos, tanto de austenita, como de ferrita. Esto se atribuye a la precipitación de partículas de carburos de niobio (NbC) y titanio (TiC), cuya formación ya ha sido discutida en secciones anteriores y que desempeñan un papel estratégico durante los tratamientos térmicos y termomecánicos. En esta condición de envejecimiento, la presencia de estas partículas contribuye a un aumento significativo de la resistencia mecánica general de los aceros.

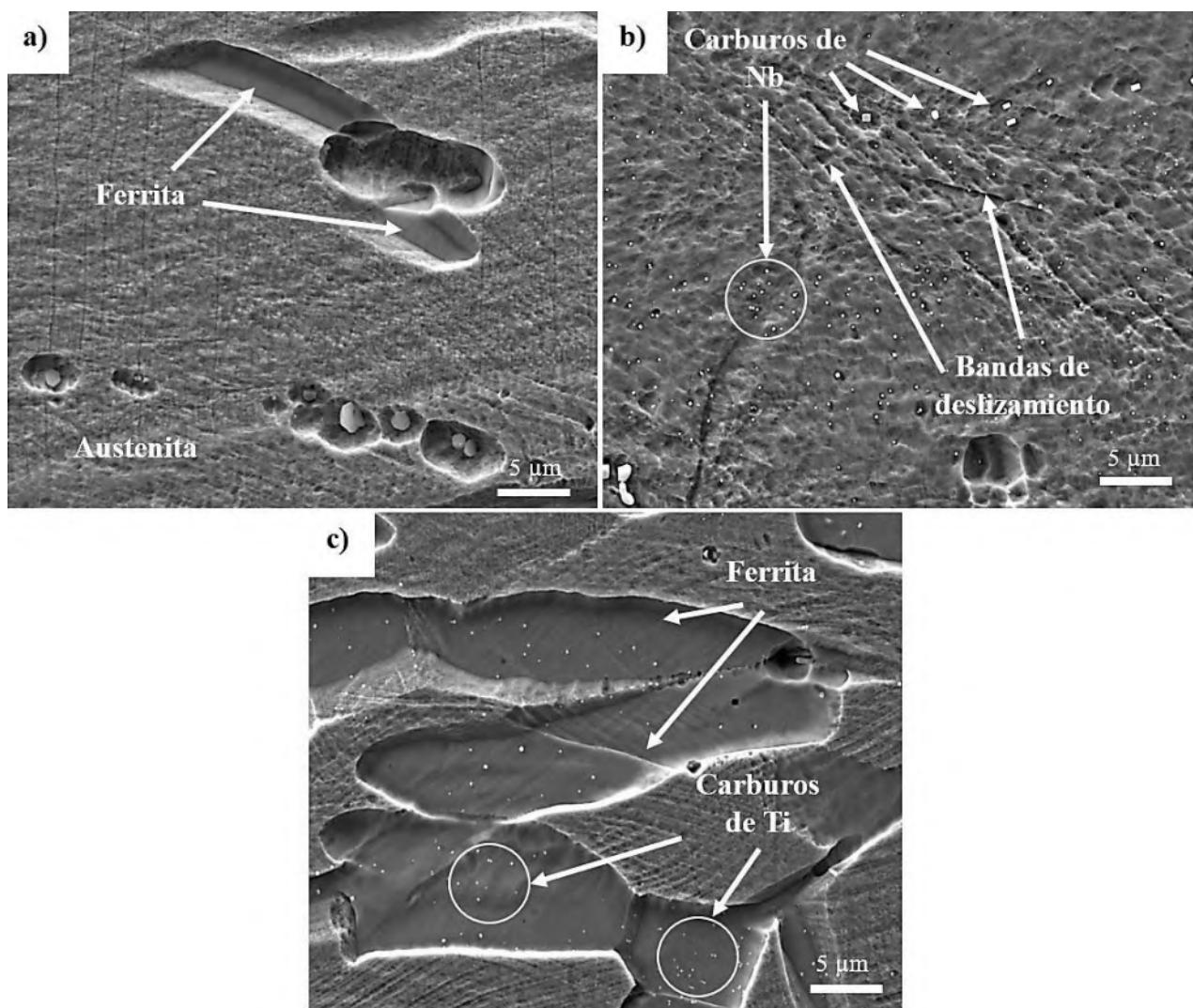


Figura 4.36 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM) en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

La Figura 4.37 muestra las micrografías SEM de los tres aceros en la condición de tratamiento térmico de envejecimiento a 550°C. A este nivel de magnificación, no se aprecian cambios significativos en comparación con la condición de 450°C. Sin embargo, se observan microestructuras más homogéneas, con un ligero incremento en la cantidad de ferrita y de fase kappa (κ). Para el acero de referencia (LDD-REF), mostrado en la Figura 4.37 a), el incremento en el porcentaje de ferrita es evidente y es producto del aumento de la temperatura de tratamiento de envejecimiento, lo que acelera la cinética de transformación, el origen de esta ferrita es por la transformación eutéctoide/espinodal de la austenita, la cual comienza su crecimiento en los límites de grano preferencialmente.

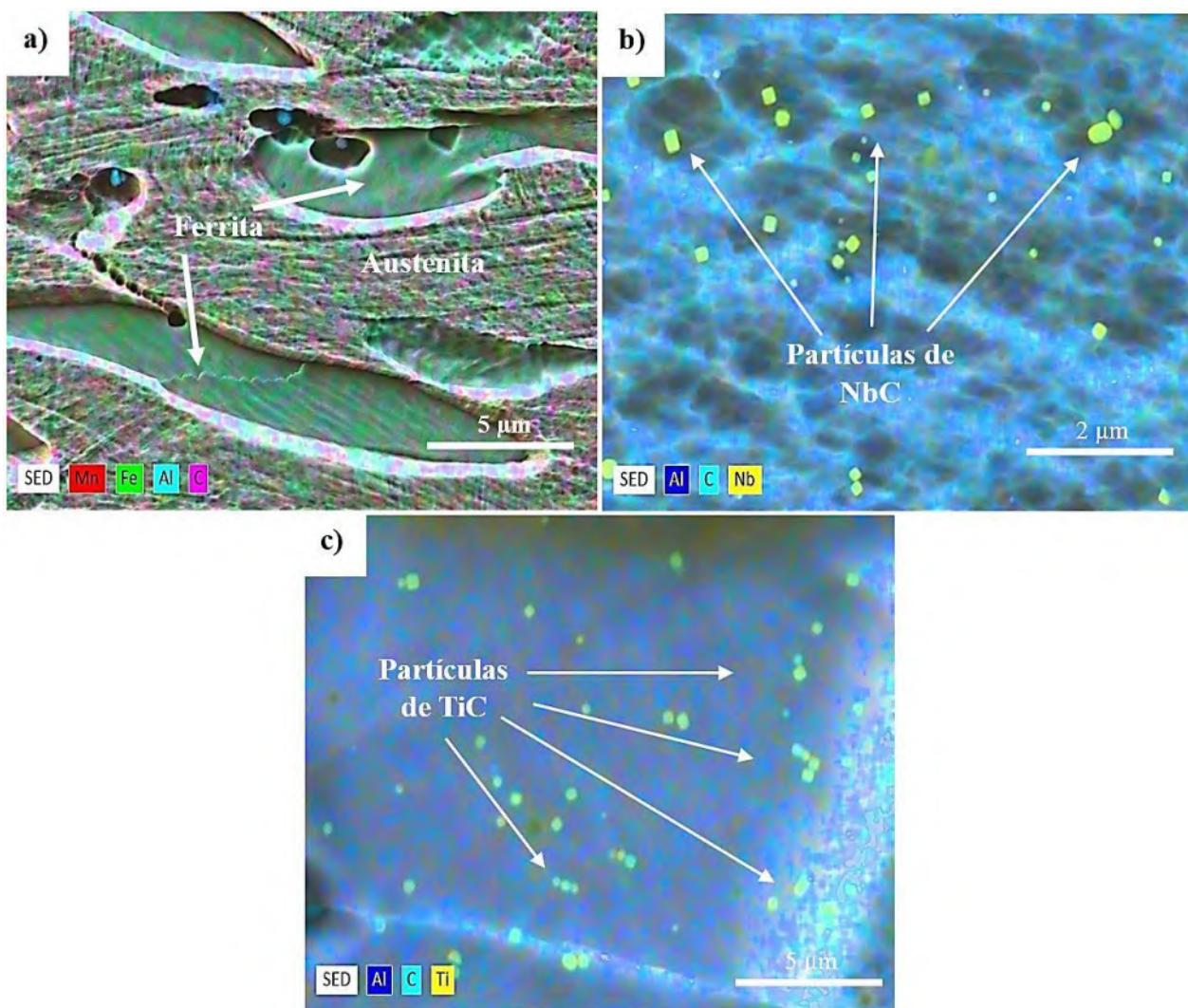


Figura 4.37 Metalografías por microscopía electrónica de barrido (SEM) en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C por 2.5 h, posterior a los ensayos de tracción uniaxial donde se observan partículas submicronicas e incluso algunas nanométricas, para los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti.

Para los aceros microaleados (Figura 4.37 b) y 4.37 c)), el comportamiento es similar, la presencia de granos alargados producto de los ensayos de tracción uniaxial es evidente. La cantidad y tamaño de precipitados de NbC, TiC y fase kappa aumenta producto de la diferencia de temperaturas entre ambas condiciones de envejecimiento. Es de esperar que la evolución de estos precipitados contribuya al endurecimiento del material.

Las Figuras 4.35 y 4.38 demuestran que la fase kappa se presenta mayormente de manera intragranular en los tratamientos de envejecimiento realizados a 450 °C, mientras que para los

tratamientos realizados a 550 °C es más notoria de manera intergranular debido a la migración de estos precipitados hacia los límites de grano.

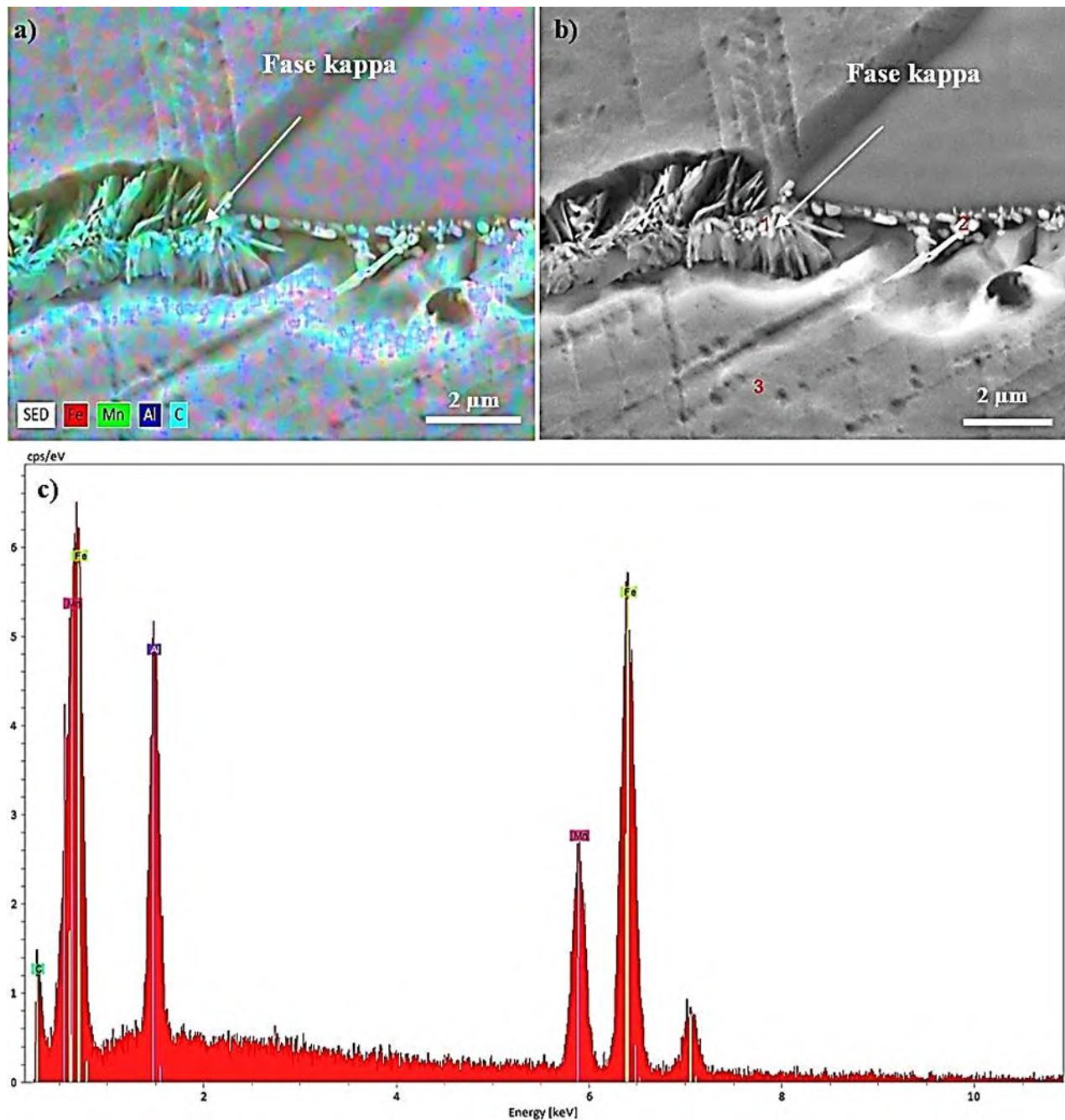


Figura 4.38 Análisis por microscopía electrónica de barrido en condición de envejecimiento a 450 °C para el acero LDD-REF a) EDS con elementos Fe-Mn-Al-C, b) Ubicación de los análisis puntuales realizados y c) resultado de análisis puntual 1.

4.6.3 Aplicación de la técnica de difracción de rayos-X.

La Figura 4.39 muestra los resultados de los ensayos de difracción de rayos-X. Se utilizaron las tarjetas cristalográficas de la base de datos COD-ID para la austenita-9012711, ferrita-1570560 y fase kappa-4345461, para los tres aceros en condición de envejecimiento a 450°C. En términos generales los ensayos revelan cambios significativos en las fases presentes del material, prevaleciendo la austenita, con ligeras variaciones en los rangos de difracción correspondientes a la ferrita y fase kappa. Los porcentajes volumétricos de estas fases, así como las variaciones en los parámetros reticulares son presentados en la Tabla 4.11.

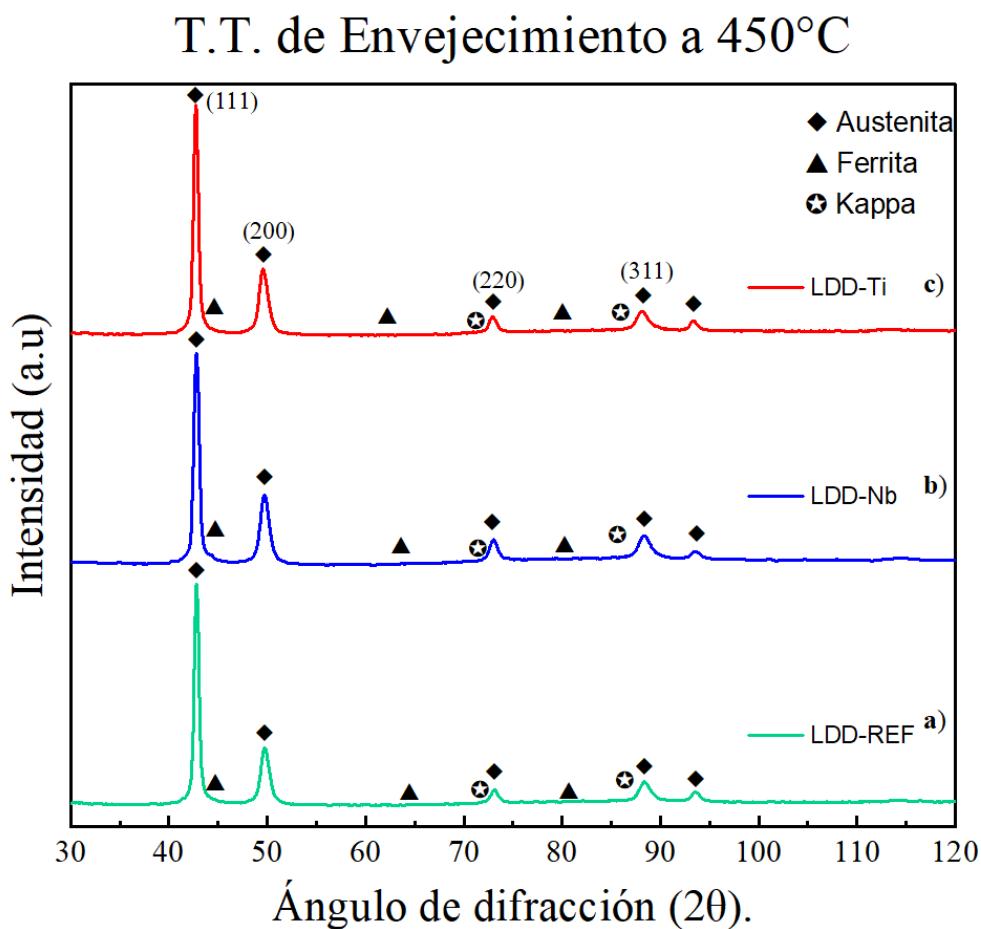


Figura 4.39 Diffractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C.

Aunque las condiciones de tratamiento de precipitación comparten similitudes, existen parámetros que distinguen a una de la otra. Uno de estos es el ensanchamiento de los picos, especialmente aquellos asociados a la ferrita. Este fenómeno sugiere la presencia de deformación o la formación

de dominios cristalinos de menor tamaño, lo cual es común en procesos de endurecimiento por precipitación [113]. Un análisis más detallado de los difractogramas revela la presencia de cinco picos de austenita bien definidos. Sin embargo, los picos correspondientes a la ferrita y la fase kappa no son perceptibles a simple vista. Al procesar la señal con una técnica de mayor sensibilidad, se puede confirmar la existencia de ambas fases, aunque en porcentajes muy bajos, siendo la fase kappa la de menor presencia.

La Figura 4.40 presenta los difractogramas de las muestras sometidas al tratamiento térmico de envejecimiento a 550 °C durante 2.5 horas. La diferencia entre esta condición y la anterior de 450 °C radican en ligeras variaciones en los valores 2θ ($\pm 0.02^\circ$ en promedio) del punto máximo de incidencia en los picos de austenita, también en una variación del porcentaje de fases en los resultados del refinamiento Rietveld contenidos en la Tabla 4.11. Los aceros envejecidos a 550 °C presentan un aumento en el porcentaje de ferrita y fase kappa, esto es atribuido al incremento de temperatura, lo cual favorece la cinética de trasformación de austenita a ferrita + fase kappa.

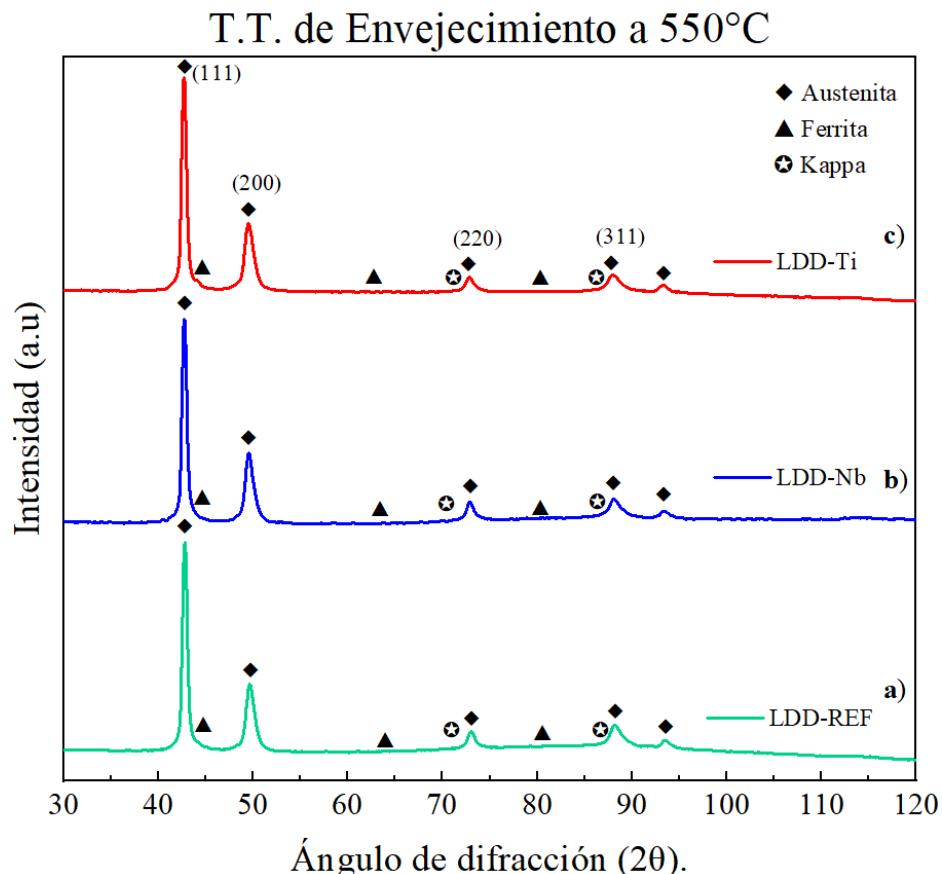


Figura 4.40 Difractogramas de los aceros a) LDD-REF, b) LDD-Nb y c) LDD-Ti en condición de T.T. de envejecimiento a 550°C.

Tabla 4.11 Parámetros de red y porcentajes de fase por medio de refinamiento Rietveld para los tres aceros en condición de envejecimiento a 450°C y 550°C.

Acero	Fase	Porcentaje (% vol.)		Parámetros de red a (Å)	
		T.T. E. 450°C	T.T. E. 550°C	T.T. E. 450°C	T.T. E. 550°C
LDD-REF	Austenita-FCC	91.5	90.2	3.66202	3.66467
	Ferrita-BCC	5.9	7.2	2.95907	2.96096
	Kappa-FCC	2.6	2.6	3.84541	3.84997
LDD-Nb	Austenita-FCC	88.9	90.8	3.6607	3.6692
	Ferrita-BCC	7.4	6.0	2.9602	2.96306
	Kappa-FCC	3.6	3.2	3.8488	3.85554
LDD-Ti	Austenita-FCC	91.8	89.7	3.66617	3.67251
	Ferrita-BCC	5.8	7.2	2.9633	2.96829
	Kappa-FCC	2.4	3.1	3.84881	3.85766

4.6.4 Aplicación de la técnica de micro dureza Vickers.

Los resultados de los ensayos de dureza, para ambas condiciones de envejecimiento, se resumen en la Tabla 4.12. Los datos muestran un aumento notable en la dureza, superando las 100 unidades entre la condición de envejecimiento a 450 °C y 550 °C, respectivamente. Para la condición de envejecimiento a 450 °C el acero microaleado con titanio obtuvo el valor más alto llegando a los 343.53 HV, seguido por el acero microaleado con niobio dictando una dureza de 311.94 HV, y finalmente el acero de referencia con 281.57 HV. El incremento significativo de la dureza entre el acero de referencia y los aceros microaleados está directamente relacionado con el aumento en el porcentaje de la fase kappa (κ) y precipitados de Nb y Ti en la matriz. Debido a la naturaleza de precipitación, parámetros como el tiempo y la temperatura favorecen su nucleación y crecimiento, resultados similares son reportados por Wang y Col. [114] quienes estudiaron el efecto de la adición de Al en un acero de baja densidad Fe-20Mn-1.2C-2Cu, concluyeron que el tratamiento térmico de precipitación a 550 °C por períodos de 4 y 8 horas contribuyó a el aumento de la dureza, la cual pasó de 210 HV hasta un máximo de 650 HV.

Para el caso de los aceros tratados a 550 °C, las durezas se vieron incrementadas hasta el valor de 407.46 HV para el acero de referencia, 413.72 para el acero microaleado con Nb y 432.14 para el acero microaleado con Ti. En general, las temperaturas de ambos tratamientos de envejecimiento demuestran la sensibilidad del sistema a los cambios en la temperatura de envejecimiento. Esta variación en la temperatura incrementa la velocidad en la cinética difusiva para el caso de los aceros tratados a 550 °C lo que se ha traducido en la prevalencia de fase kappa intergranular localizada en los límites de grano.

Tabla 4.12 Resultados de los ensayos de microdureza Vickers para los tres aceros en condición de envejecimiento.

Condición	Acero	Nº de identaciones	Media (HV)	Desviación Est.
T.T. E. 450 °C	LDL-REF 450	10	281.57	±9.21
	LDL-Nb 450	10	311.94	±4.55
	LDL-Ti 450	10	343.53	±8.54
T.T. E. 550 °C	LDL-REF 550	10	407.46	±4.01
	LDL-Nb 550	10	412.72	±15.47
	LDL-Ti 550	10	432.14	±9.64

4.6.5 Ensayos de tracción uniaxial.

De manera similar a las condiciones anteriores y como parte final de los estudios realizados en esta condición se analizan los resultados de los ensayos de tracción uniaxial. Cabe señalar que la mitad de estos ensayos fueron realizados en el Instituto Tecnológico de Morelia, la otra mitad se realizó en la Universidad Politécnica de Cataluña en España. Estos resultados se visualizan en las curvas esfuerzo-deformación presentadas en las Figuras 4.41 y 4.42.

En términos generales para la condición de envejecimiento a 450 °C, el acero LDD-Ti obtuvo la mayor resistencia mecánica obtenido un esfuerzo máximo de 865 MPa, así como la mejor relación resistencia alargamiento. En segundo lugar, se encuentra el acero LDD-Nb, este acero presentó resistencia y alargamiento moderada llegando su esfuerzo máximo a los 839 MPa. Finalmente, el acero LDD-REF obtuvo una menor resistencia mecánica siendo su esfuerzo máximo de 739.8 MPa, pero con buen alargamiento. Estos resultados son evidencia del efecto que aportan los elementos microaleantes pese a su contenido menor con respecto al resto de elementos constituyentes.

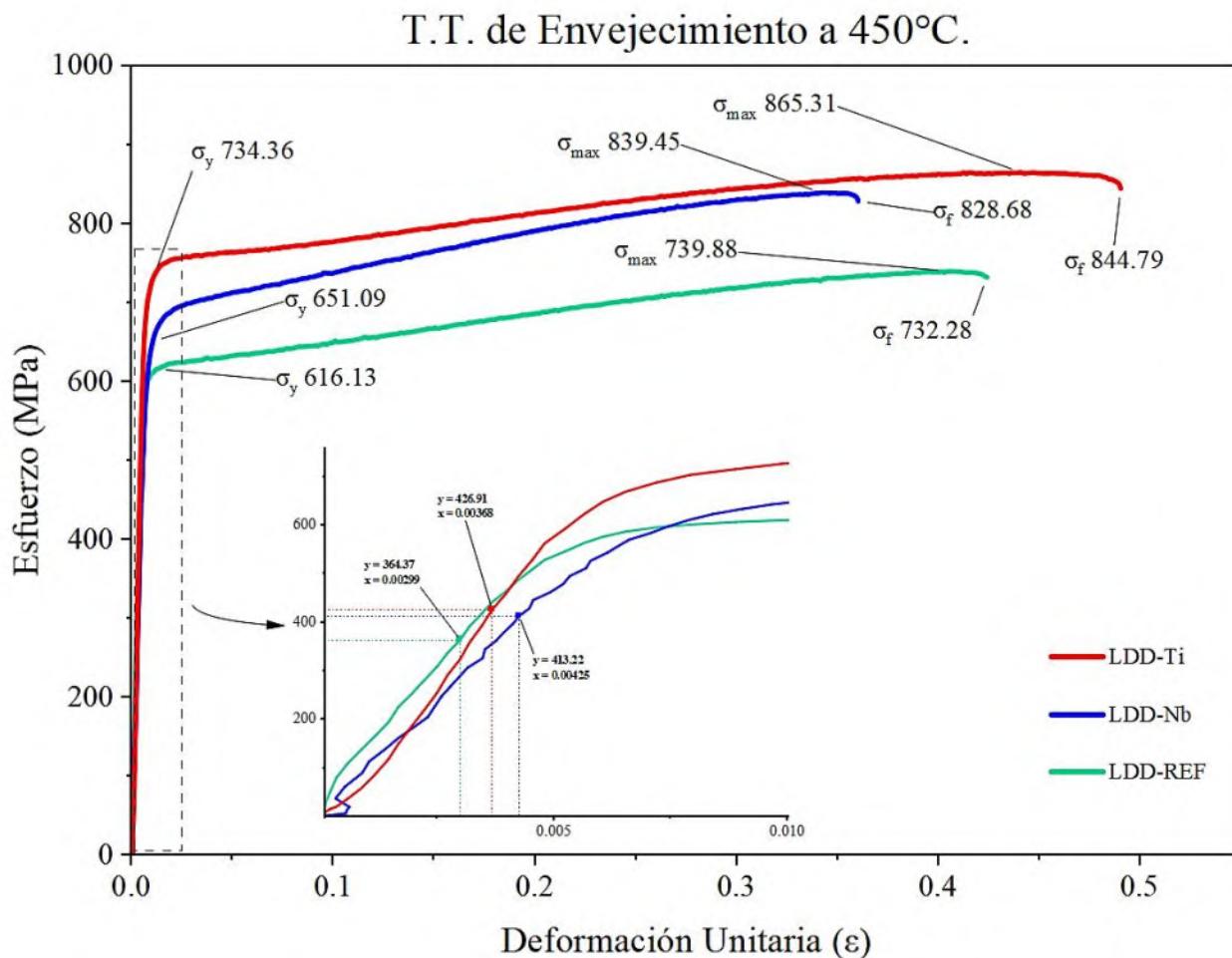


Figura 4.41 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición de T.T. de envejecimiento a 450°C.

Por su parte la condición de envejecimiento a 550 °C (Figura 4.42), presentó variaciones notables en los valores de resistencia. Si bien el esfuerzo de fluencia siguió el mismo comportamiento que el esfuerzo máximo a 450 °C, el esfuerzo de fractura varió para el acero microaleado con Nb, el

cual obtuvo un valor de 1027 MPa siendo el más elevado de los tres aceros. Por otro lado, el esfuerzo máximo mayor lo consiguió el acero microaleado con Ti siendo este de 1123 MPa, seguido por el acero microaleado con Nb con un valor de 1092 MPa y finalmente el acero de referencia con 1014 MPa, en esta condición también el acero microaleado con Nb obtuvo el mayor alargamiento rondando el 22 %.

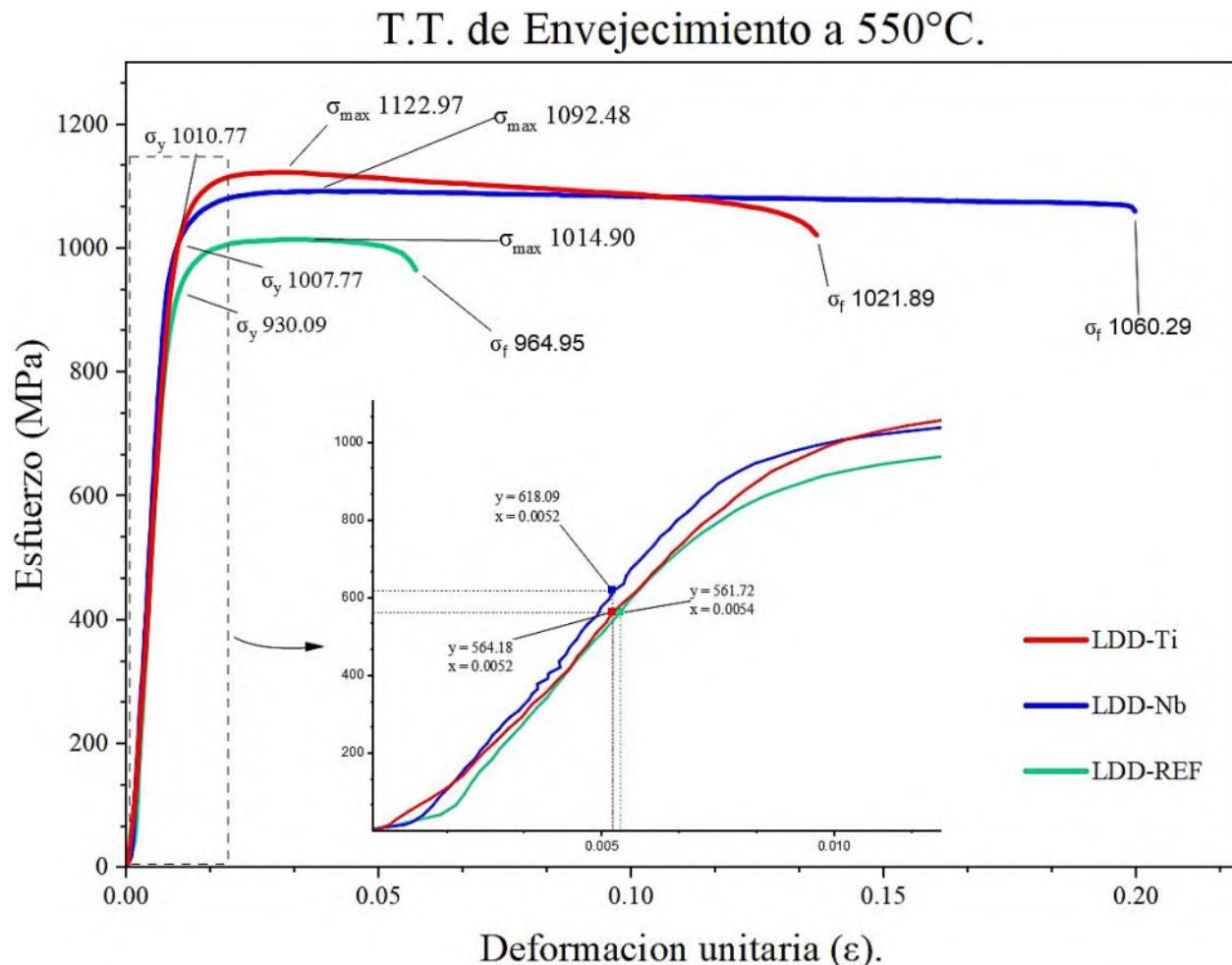


Figura 4.42 Curvas esfuerzo-deformación para los tres aceros en condición condición de T.T. de envejecimiento a 550°C.

El módulo de elasticidad de cada acero fue calculado de manera similar a las condiciones anteriores, siguiendo la ley de Hook para zonas elásticas de las curvas esfuerzo deformación. Todos estos valores son concentrados en la Tabla 4.13, para ambas condiciones de envejecimiento, destacando las diferencias significativas en los valores del módulo elástico entre cada condición y cada acero.

Los resultados anteriores indican una fuerte relación entre las temperaturas de los tratamientos térmicos de envejecimiento y el aumento en la resistencia de cada uno de los aceros. Los aceros envejecidos a 550 °C presentan un aumento notorio en la resistencia máxima, pero a costa de una reducción en el porcentaje de alargamiento. Por su parte los aceros envejecidos a 450 °C, si bien presentan resistencias menores los porcentajes de alargamiento son mayores.

Tabla 4.13 Propiedades mecánicas derivadas de los ensayos de tracción uniaxial llevados a cabo para los tres aceros en condición de envejecimiento.

Condición	Acero	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	σ_f (MPa)	Alargamiento (%)	E (GPa)*
T.T. E. 450 °C	LDL-REF	616.13	739.88	732.28	42.4	121.86
	LDL-Nb	651.09	839.45	828.68	36.0	97.23
	LDL-Ti	734.36	865.31	844.79	49.0	116.0
T.T. E. 550 °C	LDL-REF	930.09	1014.90	964.95	5.7	104.02
	LDL-Nb	1007.77	1092.48	1021.89	13.7	118.9
	LDL-Ti	1010.77	1122.97	1060.29	19.9	108.5

*Los valores del módulo elástico (E) deben ser tratados con reserva, debido a las variaciones en la porción lineal de los ensayos de tracción uniaxial.

Lo anterior puede ser atribuido a los distintos mecanismos de precipitación presentados en cada una de las temperaturas, la presencia de fase kappa intragranular más fina, así como precipitados de Nb y Ti más finos en los aceros a 450 °C, puede ser un indicativo de la mejora en el porcentaje de alargamiento. A esta temperatura la cinética difusiva no aumenta notoriamente y sería necesario más tiempo para que se presentara una mayor cantidad de fase kappa intergranular, tal como lo reportan Chen y Col. [87]. Por otro lado, el aumento de fase kappa intergranular en los aceros envejecidos a 550 °C se relaciona con el aumento en la resistencia máxima, así mismo los precipitados de Nb y Ti actúan como agentes endurecedores obstruyendo el movimiento de las dislocaciones.

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES.

I. Predicciones JMatPro:

1. Los diagramas de fases en equilibrio, indican la presencia de hasta 8 posibles fases para el acero de referencia, 9 para el acero microaleado con Nb y 10 para el microaleado con Ti. Las fases en común son: líquido, AlN, austenita, ferrita, kappa, MnS, M₂P y M₂₃C₆. Para el caso de los aceros microaleados, además de las fases anteriores se presenta la fase M(C,N), y solo para el caso del acero microaleado con Ti se presenta la fase Ti₄C₂S₂.
2. Las isopletas calculadas indican que las variaciones en los elementos Al y C tienen un mayor impacto en el equilibrio de fases; mientras que la variación del Mn y elementos microaleantes tienen un efecto menos notorio en el rango que se estudió.
3. Los diagramas de transformación TTT y CCT, indican que las fases posibles a obtener son principalmente ferrita y perlita, pero a tiempos muy prolongados superiores a los 10,000 s.

II. Composición química:

1. La caracterización química de los aceros, dictó que los elementos Fe, Mn, Al, y C se encuentran en rangos óptimos de contenido (78 %, 14.1 %, 8.1 % y 1.04 %, respectivamente). Por otro lado, los elementos microaleantes Nb y Ti indicaron porcentajes ligeramente por debajo de lo establecido.

III. Condición de solidificación:

1. El análisis metalográfico de la condición de solidificación, revelaron una microestructura dendrítica trifásica, conformada por austenita, ferrita delta y fase kappa (κ), sobre su morfología se ha denominado "islas primarias" e "islas secundarias" en la matriz austenítica. La obtención del parámetro DAS indica que el acero microaleado con Ti presenta una microestructura más fina.
2. Los resultados de los ensayos de difracción de rayos-X indican que, en promedio, el porcentaje volumétrico de las fases para los tres aceros es de: austenita 72%, ferrita 19% y fase kappa (κ) 3.2%, lo cual fue confirmado por la técnica de EBSD, la cual también demostró que el material no presenta orientaciones cristalográficas preferenciales.

3. Finalmente los ensayos de micro-dureza determinaron que el acero de referencia presentó el valor más elevado con lecturas promedio de 384.41 HV.

IV. Condición de tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente.

1. El análisis por microscopía óptica de la condición de laminación reveló, una recristalización parcial con estructuras de collar en todos los aceros. Los aceros microaleados presentaron un mayor grado de refinamiento en comparación con el acero de referencia. Este análisis también demostró la presencia de partículas de Nb y Ti.
2. La técnica de difracción de rayos-X, reveló la presencia de dos fases principales: austenita y ferrita, con porcentajes promedio de 75% y 19% respectivamente, no obstante, el análisis por refinamiento Rietveld indica la presencia de carburos kappa.
3. La dureza de los aceros en esta condición fue liderada por el acero microaleado con titanio presentando una dureza de 329.5 HV en promedio. Por otra parte, los ensayos de tracción indicaron que el acero microaleado con niobio obtuvo la mejor relación resistencia alargamiento ($\sigma_{max} = 1275.97$ MPa y 23.2 %, respectivamente).

V. Condición de tratamiento térmico de solubilizado.

1. El análisis por microscopía óptica de los tres aceros evidenció la presencia de fenómenos de recuperación y recristalización, así como la presencia de maclas de recocido, el refinamiento de grano fue más significativo en los aceros microaleados reportando valores de tamaño de grano promedio de 35.2 μm para el acero microaleado con Nb y de 35.7 μm para el acero microaleado con Ti, en comparación con el acero de referencia el cual obtuvo un tamaño de 78 μm . Se confirmó la presencia de partículas nanométricas de carburo de niobio y carburo de titanio, finamente distribuidas en la matriz.
2. Los análisis de difracción de rayos-X mostraron una fuerte supresión de ferrita, no obstante, el refinamiento Rietveld arrojó que el promedio de las fases presentes es de un 85 % de austenita, un 9 % de ferrita y un 2 % de fase kappa.
3. Los ensayos de dureza indicaron que el valor más alto lo registró el acero microaleado con titanio (259.5 HV), de la misma manera los ensayos de tracción uniaxial dictaron que

el mismo acero presentó los valores más altos de resistencia y alargamiento ($\sigma_{max} = 886.35$ MPa y 50.7 % respectivamente).

VI. Condición de tratamiento térmico de envejecimiento.

1. El análisis metalográfico de los aceros en esta condición reveló la presencia de fase kappa mayoritariamente intragranular en el tratamiento de envejecimiento a 450 °C y mayoritariamente intergranular en los aceros tratados a 550 °C. Los aceros microaleados en ambas temperaturas presentaron un notable efecto de refinamiento de grano y existió transformación eutéctoide/espinodal de la austenita elevando el porcentaje de ferrita y fase kappa en el sistema.
2. Los ensayos de difracción de rayos-X muestran la presencia de austenita, ferrita y fase kappa. Estos ensayos demuestran la transición de la austenita por cambios en los porcentajes de fases, atribuido a la diferencia de temperaturas (+100 °C), elevando los porcentajes de ferrita (6.0 % en promedio para los tres aceros) y fase kappa (2.8 % en promedio para los tres aceros) en los aceros tratados a 550 °C.
3. Los valores de dureza más elevados en ambas temperaturas de tratamiento fueron para el acero microaleado con Ti el cual obtuvo una media de 343.53 HV para el tratamiento a 450 °C y de 432.14 HV para el tratamiento a 550 °C. De manera similar para los ensayos de tracción uniaxial, el acero microaleado con Ti presentó los valores mas altos de esfuerzo máximo siendo estos de 865.31 MPa para la condición de 450 °C y de 1060.29 para la condición de 550 °C, a esta misma temperatura el mismo acero presentó el mayor porcentaje de alargamiento alcanzando el 19.9 %. Para el caso de los aceros tratados a 450 °C el acero microaleado con Nb obtuvo el mayor porcentaje de alargamiento (49.0 % El).

CUMPLIMIENTO DE METAS

Meta	Cumplimiento
i) Aportar nuevos conocimientos sobre el efecto de los microaleantes Ti y Nb en el rango de composición del 0.2-0.25 % en peso para los sistemas desarrollados de aceros de baja densidad dúplex base austenita.	100 %.
ii) Lograr un refinamiento de tamaño de grano menor a 40 micras. (Aceros microaleados en condición de 4a. laminación)	100 %
iii) Desarrollar aceros LD dúplex micro-aleados con Ti y Nb, que presenten resistencia máxima mayor/igual a 1000 MPa y alargamiento mayor al 35%. (Resistencia mayor a 1000 MPa en aceros microaleados en condición de 4a. laminación y envejecimiento a 550 °C) (Alargamiento mayor al 35 % en aceros en condición de solubilizado y envejecimiento a 450 °C).	100 %

TRABAJO FUTURO.

Con base en los resultados y conclusiones de la presente investigación, se proponen las siguientes líneas de trabajo futuro para continuar el estudio de los aceros avanzados de baja densidad dúplex del sistema Fe-Mn-Al-C microaleados con Ti y Nb:

1. Realizar análisis de microscopía electrónica de transmisión (TEM) con el objetivo de caracterizar la naturaleza, tamaño, morfología y distribución de los precipitados de la fase kappa y carbonitruros de elementos microaleantes.
2. Realizar mediciones de densidad para corroborar la disminución respecto a aceros convencionales.
3. Ampliar los rangos de temperaturas y tiempos de tratamientos térmicos clave como el solubilizado y el envejecimiento con el objetivo de caracterizar más ampliamente la evolución microestructural de aceros de baja densidad dúplex y determinar propiedades mecánicas optimas.
4. Aplicar tratamientos de distinta naturaleza como los tratamientos termoquímicos o tratamientos a temperaturas criogénicas, con el objetivo de comparar los resultados con tratamientos convencionales.
5. Llevar a cabo ensayos de resistencia a la corrosión con el objetivo de determinar el efecto de las distintas etapas de los procesamientos térmicos y termomecánicos y el efecto que promueven los elementos microaleantes ante agentes agresivos.
6. Realizar ensayos de tribología (desgaste y fricción) con el objetivo de evaluar el comportamiento superficial de los aceros en las diferentes condiciones de procesamiento.
7. Realizar ensayos de unión o soldadura para analizar el comportamiento microestructural y mecánico de aceros de baja densidad dúplex base austenita.
8. Estudiar el comportamiento de la deformación plástica en las diferentes etapas de procesamiento, con un enfoque en la interacción entre la deformación, los fenómenos de transformación de fase y el papel de los precipitados nanométricos.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Kvackaj T, Bidulská J, and Bidulský R. *Overview of HSS steel grades development and study of reheating condition effects on austenite grain size changes*. **Materials**. 14(8), 1988, 2021.
- [2] Keeler S and Kimchi M. *Advanced high-strength steels application guidelines V5*. WorldAutoSteel. 2015.
- [3] Lesch C, Kwiaton N, and Klose F B. *Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications—tailored properties by smart microstructural adjustments*. **Steel Research International** 88(10), 1700210, 2017.
- [4] Ivkovic D, Adamovic D, Arsić D, Ratkovic N, Mitrović A, and Nikolic R. *Review of the advanced high-strength steels used in automotive industry*. **Mobility and Vehicle Mechanics**.), 2023.
- [5] Beer F P, Johnston E R, Dewolf J T, and Mazurek D F. *Mecánica de Materiales*. 12. McGraw-Hill Interamericana. 2021.
- [6] Nanda T, Singh V, Singh V, Chakraborty A, and Sharma S. *Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties*. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**. 233(2), 209-238, 2019.
- [7] Zuazo I, Hallstedt B, Lindahl B, Selleby M, Soler M, Etienne A, Perlade A, Hasenpouth D, Massardier-Jourdan V, and Cazottes S. *Low-density steels: complex metallurgy for automotive applications*. **JOM**. 66(9), 1747-1758, 2014.
- [8] Bai S-b, Chen Y-a, Liu X, Lu H-h, Bai P-k, Li D-z, Huang Z-q, and Li J-y. *Research status and development prospect of Fe-Mn-C-Al system low-density steels*. **Journal of Materials Research and Technology**.), 2023.
- [9] Chen S and Rana R. *Low-Density Steels*. En; **High-Performance Ferrous Alloys**. R. Rana. Ed. Cham. Springer International Publishing. 211-289. 2021.
- [10] Hu S, Zheng Z, Yang W, and Yang H. *Fe–Mn–C–Al Low-Density Steel for Structural Materials: A Review of Alloying, Heat Treatment, Microstructure, and Mechanical Properties*. **Steel Research International**. 93(9), 2200191, 2022.
- [11] Rana R, Lahaye C, and Ray R K. *Overview of lightweight ferrous materials: strategies and promises*. **JOM**. 66, 1734-1746, 2014.
- [12] Chen S, Rana R, Haldar A, and Ray R K. *Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels*. **Progress in Materials Science**. 89, 345-391, 2017.

- [13] Castan C, Montheillet F, and Perlade A. *Dynamic recrystallization mechanisms of an Fe-8% Al low density steel under hot rolling conditions*. **Scripta Materialia**. 68(6), 360-364, 2013.
- [14] Rana R, Liu C, and Ray R. *Low-density low-carbon Fe-Al ferritic steels*. **Scripta Materialia**. 68(6), 354-359, 2013.
- [15] Zargaran A, Kim H, Kwak J, and Kim N J. *Effects of Nb and C additions on the microstructure and tensile properties of lightweight ferritic Fe-8Al-5Mn alloy*. **Scripta Materialia**. 89, 37-40, 2014.
- [16] Lilly A, Deevi S, and Gibbs Z. *Electrical properties of iron aluminides*. **Materials Science and Engineering: A**. 258(1-2), 42-49, 1998.
- [17] G. Frommeyer E J D, and B. Engl. *Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels*. **La Rev. Metall.** 97, 2000.
- [18] Koyasu H T a Y. *Present status and future outlook of microalloyed forging steels*. **Nippon Steel Technol. Rep.** 64, 7, 1995.
- [19] Park K-T. *Tensile deformation of low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels at ambient temperature*. **Scripta Materialia**. 68(6), 375-379, 2013.
- [20] Gutiérrez-Urrutia I and 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.
- [21] Lin C-L, Chao C-G, Juang J-Y, Yang J-M, and Liu T-F. *Deformation mechanisms in ultrahigh-strength and high-ductility nanostructured FeMnAlC alloy*. **Journal of Alloys and Compounds**. 586, 616-620, 2014.
- [22] Welsch E, Ponge D, Hafez Haghigat S M, Sandlöbes S, Choi P, Herbig M, Zaefferer S, and Raabe D. *Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel*. **Acta Materialia**. 116, 188-199, 2016.
- [23] Gutierrez-Urrutia I. *Low density Fe-Mn-Al-C steels: phase structures, mechanisms and properties*. **ISIJ International**. 61(1), 16-25, 2021.
- [24] Rana R and Liu C. *Effects of ceramic particles and composition on elastic modulus of low density steels for automotive applications*. **Canadian Metallurgical Quarterly**. 53(3), 300-316, 2014.
- [25] Frommeyer G and Brüx 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.

- [26] Raabe D, Springer H, Gutiérrez-Urrutia I, Roters F, Bausch M, Seol J-B, Koyama M, Choi P-P, and Tsuzaki K. *Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure–property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels*. **JOM**. 66, 1845-1856, 2014.
- [27] Bartlett L and Van Aken D. *High manganese and aluminum steels for the military and transportation industry*. **JOM**. 66, 1770-1784, 2014.
- [28] Ding H, Han D, Cai Z, and Wu Z. *Microstructures and mechanical behavior of Fe-18Mn-10Al-(0.8-1.2) C steels*. **JOM**. 66, 1821-1827, 2014.
- [29] Kim S-H, Kim H, and Kim N J. *Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility*. **Nature**. 518(7537), 77-79, 2015.
- [30] Sohn S S, Song H, Suh B-C, Kwak J-H, Lee B-J, Kim N J, and Lee S. *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.
- [31] Song H, Yoo J, Kim S-H, Sohn S S, Koo M, Kim N J, and Lee S. *Novel ultra-high-strength Cu-containing medium-Mn duplex lightweight steels*. **Acta Materialia**. 135, 215-225, 2017.
- [32] Sohn S S, Choi K, Kwak J-H, Kim N J, and Lee S. *Novel ferrite–austenite duplex lightweight steel with 77% ductility by transformation induced plasticity and twinning induced plasticity mechanisms*. **Acta Materialia**. 78, 181-189, 2014.
- [33] Li X, Song R, Zhou N, and Li J. *Microstructure and tensile behavior of Fe-8Mn-6Al-0.2 C low density steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 709, 97-104, 2018.
- [34] Lee C-Y, Jeong J, Han J, Lee S-J, Lee S, and Lee Y-K. *Coupled strengthening in a medium manganese lightweight steel with an inhomogeneously grained structure of austenite*. **Acta Materialia**. 84, 1-8, 2015.
- [35] Sohn S S, Song H, Kwak J-H, and Lee S. *Dramatic improvement of strain hardening and ductility to 95% in highly-deformable high-strength duplex lightweight steels*. **Scientific Reports**. 7(1), 1927, 2017.
- [36] Park K-T, Hwang S W, Son C Y, and Lee J-K. *Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of a Fe-27Mn-12Al-0.8 C low-density steel*. **JOM**. 66, 1828-1836, 2014.
- [37] Yang M X, Yuan F P, Xie Q G, Wang Y D, Ma E, and Wu X L. *Strain hardening in Fe-16Mn-10Al-0.86C-5Ni high specific strength steel*. **Acta Materialia**. 109, 213-222, 2016.
- [38] Ishida K, Ohtani H, Satoh N, Kainuma R, and Nishizawa T. *Phase Equilibria in Fe-Mn-Al-C Alloys*. **ISIJ International**. 30(8), 680-686, 1990.

- [39] Goretskii G and Gorev K. *Phase Equilibria in the Fe--Mn--Al--C Alloys*. **Izv. Akad. Nauk SSSR, Met.** 197(2), 218-222, 1990.
- [40] Kim M-S and Kang Y-B. *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.
- [41] Chin K-G, Lee H-J, Kwak J-H, Kang J-Y, and Lee B-J. *Thermodynamic calculation on the stability of (Fe,Mn)3AlC carbide in high aluminum steels*. **Journal of Alloys and Compounds**. 505(1), 217-223, 2010.
- [42] Connétable D, Lacaze J, Maugis P, and Sundman B. *A Calphad assessment of Al–C–Fe system with the κ carbide modelled as an ordered form of the fcc phase*. **Calphad**. 32(2), 361-370, 2008.
- [43] Cheng W-C, Song Y-S, Lin Y-S, Chen K-F, and Pistorius P C. *On the eutectoid reaction in a quaternary Fe-C-Mn-Al alloy: Austenite \rightarrow ferrite + kappa-carbide + M 23 C 6 carbide*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 45, 1199-1216, 2014.
- [44] Krivonogov G, Alekseenko M, and Soloveva G. *Phase transformation kinetics of steel 9 G 28 Yu 9 MVB*. **Phys. Met. Metallogr.** 39(4), 86-92, 1975.
- [45] Lu W J, Zhang X F, and Qin R S. *Structure and properties of κ -carbides in duplex lightweight steels*. **Ironmaking & Steelmaking**. 42(8), 626-631, 2015.
- [46] Connétable D and Maugis P. *First principle calculations of the κ -Fe₃AlC perovskite and iron–aluminium intermetallics*. **Intermetallics**. 16(3), 345-352, 2008.
- [47] Jiménez J A and Frommeyer G. *The ternary iron aluminum carbides*. **Journal of Alloys and Compounds**. 509(6), 2729-2733, 2011.
- [48] Noh J-Y and Kim H. *Ab initio calculations on the effect of Mn substitution in the κ -carbide Fe₃AlC*. **Journal of the Korean Physical Society**. 62(3), 481-485, 2013.
- [49] Palm M and Inden G. *Experimental determination of phase equilibria in the Fe • Al • C system*. **Intermetallics**. 3(6), 443-454, 1995.
- [50] Dierkes H, van Leusen J, Bogdanovski D, and Dronskowski R. *Synthesis, Crystal Structure, Magnetic Properties, and Stability of the Manganese-Rich “Mn₃AlC” κ Phase*. **Inorganic Chemistry**. 56(3), 1045-1048, 2017.
- [51] Hosoda H, Miyazaki S, and Mishima Y. *Phase constitution of some intermetallics in continuous quaternary pillar phase diagrams*. **Journal of Phase Equilibria**. 22(4), 394-399, 2001.
- [52] Kimura Y, Handa K, Hayashi K, and 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.

- [53] Erkisi A and Surucu G. *The Investigation DO3-type Fe3M (M=Al, Ga, Si and Ge) Full-Heusler Alloys Within First Principles Study*. **Politeknik Dergisi**. 21(4), 927-936, 2018.
- [54] Apiñaniz E J B d l S E d C y V. *Propiedades electrónicas y magnéticas de las aleaciones Fe-Al*. 39(3), 359-362, 2000.
- [55] Hafner J and Hobbs D J P r B. *Understanding the complex metallic element Mn. II. Geometric frustration in β -Mn, phase stability, and phase transitions*. 68(1), 014408, 2003.
- [56] Kim H, Suh D-W, and Kim N J. *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.
- [57] Zambrano O A. *A general perspective of Fe-Mn-Al-C steels*. **Journal of Materials Science**. 53(20), 14003-14062, 2018.
- [58] Castañeda J A, Zambrano O A, Alcázar G A, Rodríguez S A, and Coronado J J. *Stacking Fault Energy Determination in Fe-Mn-Al-C Austenitic Steels by X-ray Diffraction*. **Metals**. 11(11), 2021.
- [59] Zambrano O A. *Stacking Fault Energy Maps of Fe-Mn-Al-C-Si Steels: Effect of Temperature, Grain Size, and Variations in Compositions*. **Journal of Engineering Materials and Technology**. 138(4), 2016.
- [60] Lin C L, Chao C G, Bor H Y, and Liu T F. *Relationship between Microstructures and Tensile Properties of an Fe-30Mn-8.5Al-2.0C Alloy*. **Materials Transactions**. 51(6), 1084-1088, 2010.
- [61] Yoo J D and Park K-T. *Microband-induced plasticity in a high Mn-Al-C light steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 496(1), 417-424, 2008.
- [62] Chang S C, Hsiao Y H, and Jahn M T. *Tensile and fatigue properties of Fe-Mn-Al-C alloys*. **Journal of Materials Science**. 24(3), 1117-1120, 1989.
- [63] Ren X, Li Y, Qi Y, and Wang C. *Effect of Micro-Alloyed/Alloyed Elements on Microstructure and Properties of Fe-Mn-Al-C Lightweight Steel*. **Metals**. 12(4), 695, 2022.
- [64] Wei L L, Gao G H, Kim J, Misra R D K, Yang C G, and Jin X J. *Ultrahigh strength-high ductility 1 GPa low density austenitic steel with ordered precipitation strengthening phase and dynamic slip band refinement*. **Materials Science and Engineering: A**. 838, 142829, 2022.
- [65] Zhou N, Song R, Song R, Li X, and Li J. *Influence of Nb Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Medium-Mn Low-Density Steels*. **Steel Research International**. 89(8), 1700552, 2018.

- [66] Han K H. *The microstructures and mechanical properties of an austenitic Nb-bearing Fe–Mn–Al–C alloy processed by controlled rolling*. **Materials Science and Engineering: A.** 279(1), 1-9, 2000.
- [67] Pan P, Tang H, Chen X, Wang Z, Zuo L, Yang M, and Cao Y. *Effects of direct-quenching and tempering on the microstructure and mechanical properties of an ultra-low carbon Ti containing bainite steel*. **Materials Science and Engineering: A.** 796, 139987, 2020.
- [68] Cha W-Y, Miki T, Sasaki Y, and Hino M. *Identification of titanium oxide phases equilibrated with liquid Fe–Ti alloy based on EBSD analysis*. **ISIJ international**. 46(7), 987-995, 2006.
- [69] Moon J, Jo H-H, Park S-J, Kim S-D, Lee T-H, Lee C-H, Lee M-G, Hong H-U, Suh D-W, and Raabe D. *Ti-bearing lightweight steel with large high temperature ductility via thermally stable multi-phase microstructure*. **Materials Science and Engineering: A.** 808, 140954, 2021.
- [70] Wang F, Wang S, Chen B, Ma W, Jing Q, Zhang X, Ma M, Wang Q, and Liu R. *Effect of Ti addition on the mechanical properties and microstructure of novel Al-rich low-density multi-principal-element alloys*. **Journal of Alloys and Compounds**. 891, 162028, 2022.
- [71] Mao X, Huo X, Sun X, and Chai Y. *Strengthening mechanisms of a new 700MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production*. **Journal of Materials Processing Technology**. 210(12), 1660-1666, 2010.
- [72] Wang S-C. *The effect of titanium and nitrogen contents on the microstructure and mechanical properties of plain carbon steels*. **Materials Science and Engineering: A.** 145(1), 87-94, 1991.
- [73] Zhang J-l, Hu C-h, Liu Y-x, Yang Y, Ji G, Song C-j, and Zhai Q-j. *Precipitation strengthening of nano-scale TiC in a duplex low-density steel under near-rapid solidification*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 28(9), 1141-1148, 2021.
- [74] Lee D, Kim J-K, Lee S, Lee K, and De Cooman B C. *Microstructures and mechanical properties of Ti and Mo micro-alloyed medium Mn steel*. **Materials Science and Engineering: A.** 706, 1-14, 2017.
- [75] Hong S-M, Park E-K, Park J-J, Lee M-K, and Gu Lee J. *Effect of nano-sized TiC particle addition on microstructure and mechanical properties of SA-106B carbon steel*. **Materials Science and Engineering: A.** 643, 37-46, 2015.
- [76] Li Z, Wang Y, Cheng X, Li Z, Du J, and Li S. *The effect of Ti–Mo–Nb on the microstructures and tensile properties of a Fe–Mn–Al–C austenitic steel*. **Materials Science and Engineering: A.** 780, 139220, 2020.
- [77] Zhou J, Zhang J, Hu C, Liu Y, Ma Z, Song C, and Zhai Q. *Nano-precipitation behavior and mechanical properties of Ti-containing Fe–12Mn–9Al–3Cr–1.4C medium-Mn lightweight steel*. **Materials Science and Engineering: A.** 874, 145088, 2023.

- [78] Sohn S, Lee S, Lee B-J, and Kwak J-H. *Microstructural developments and tensile properties of lean Fe-Mn-Al-C lightweight steels*. **JOM**. 66, 1857-1867, 2014.
- [79] Dieter G E. *Mechanical Metallurgy*. 2. McGraw-Hill. 1986.
- [80] Doherty R, Hughes D, Humphreys F, Jonas J J, Jensen D J, Kassner M, King W, McNelley T, McQueen H, and Rollett A. *Current issues in recrystallization: a review*. **Materials Science and Engineering: A**. 238(2), 219-274, 1997.
- [81] Pang J, Zhou Z, Zhao Z, Tang D, Liang J, and He Q. *Tensile Behavior and Deformation Mechanism of Fe-Mn-Al-C Low Density Steel with High Strength and High Plasticity*. **Metals**. 9(8), 897, 2019.
- [82] Wan P, Yu H, Li F, Gao P, Zhang L, and Zhao Z. *Hot deformation behaviors and process parameters optimization of low-density high-strength Fe-Mn-Al-C alloy steel*. **Metals and Materials International**. 28(10), 2498-2512, 2022.
- [83] Meyers M A and Chawla K K. *Mechanical behavior of materials*. Cambridge University Press. 2008.
- [84] Cahn R W and Haasen P. *Physical Metallurgy*. 1. New York. Elsevier. 1996.
- [85] Bai S-b, Chen Y-a, Liu X, Lu H-h, Bai P-k, Li D-z, Huang Z-q, and Li J-y. *Research status and development prospect of Fe-Mn-C-Al system low-density steels*. **Journal of Materials Research and Technology**. 25, 1537-1559, 2023.
- [86] Wang Z-g, Shen C-l, Zhang J-l, Song C-j, and Zhai Q-j. *An accelerated aging assisted by electric current in a Fe-Mn-Al-C low-density steel*. **China Foundry**. 19(5), 395-402, 2022.
- [87] Chen P, Li X, and Yi H. *The κ -Carbides in Low-Density Fe-Mn-Al-C Steels: A Review on Their Structure, Precipitation and Deformation Mechanism*. **Metals**. 10(8), 1021, 2020.
- [88] Ma T, Gao J, Li H, Li C, Zhang H, and Li Y. *Microband-Induced Plasticity in a Nb Content Fe-28Mn-10Al-C Low Density Steel*. **Metals**. 11(2), 345, 2021.
- [89] Moon J and Park S-J. *An Investigation on the Microstructure Evolution and Tensile Property in the Weld Heat-Affected Zone of Austenitic FeMnAlC Lightweight Steels*. **J Weld Join**. 35(1), 9-15, 2017.
- [90] Park B-H, Kim C-W, Lee K-W, Park J-U, Park S-J, and Hong H-U. *Role of Nb addition on microstructural stability and deformation behaviors of FeMnAlC lightweight steels at 400 C*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 52(9), 4191-4205, 2021.
- [91] Zeng Z, Reddy K M, Song S, Wang J, Wang L, and Wang X. *Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed lightweight δ -TRIP steel*. **Materials Characterization**. 164, 110324, 2020.

- [92] Moon J, Park S-J, Kim S-D, Jang J H, Lee T-H, Lee C-H, Lee B H, Hong H-U, and Han H N. *Phase transformation mechanism and hardness during ageing of an austenitic Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-3Mo lightweight steel*. **Journal of Alloys and Compounds**. 804, 511-520, 2019.
- [93] Yang F, Song R, Li Y, Sun T, and Wang K. *Tensile deformation of low density duplex Fe-Mn-Al-C steel*. **Materials & Design**. 76, 32-39, 2015.
- [94] Author, Report Number. *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*. 2019
- [95] Khaple S, Prakash U, Golla B R, and Satya Prasad V V. *Effect of niobium addition on microstructure and mechanical properties of Fe-7Al-0.35 C low-density steel*. **Metallography, Microstructure, and Analysis**. 9, 127-139, 2020.
- [96] Liu C, Li Y, Cheng X, and Li X. *Recent Advances on the Corrosion Resistance of Low-Density Steel: A Review*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 35(7), 1055-1067, 2022.
- [97] Hetzner D W. *Microindentation hardness testing of materials using ASTM E384*. **Microscopy and Microanalysis**. 9(S02), 708-709, 2003.
- [98] ASTM A. *E8M-16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, Test Standard, ASTM*, 2016. URL: <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi.>
- [99] Zhou Y, Liu Z, Bai S, Ying P, and Lin L. *Effect of Ag additions on the lengthening rate of Ω plates and formation of σ phase in Al-Cu-Mg alloys during thermal exposure*. **Materials Characterization**. 123, 1-8, 2017.
- [100] Nosheen S, Irfan M, Nouman M, Habib F, Soomro B, Waseem B, and Akram M. *A review on the medicinal properties, ethnobotany and phytochemistry of Convolvulus arvensis*. **International Journal of Science and Research Archive**. 1, 031-037, 2020.
- [101] Ren X, Li Y, Qi Y, and Wang C. *Effect of Micro-Alloyed/Alloyed Elements on Microstructure and Properties of Fe-Mn-Al-C Lightweight Steel*. **Metals**. 12(4), 2022.
- [102] Tang Y, Shi H, Wang S, Yue H, Ji P, Liu C, Zhang J, and Zhang X. *Sliding wear resistance of Fe-30Mn-8Al-1.2C steel modulated by κ -carbide*. **Wear**. 546-547, 205353, 2024.
- [103] Frommeyer G and Bausch M. *Ultra high-strength and ductile Fe-Mn-Al-C light-weight steels (MnAl-steels)*. En: **Materials Science & Technology 2008 Conference and Exhibition (MS&T'08)**. Eds. Pittsburgh, PA, USA. Association for Iron & Steel Technology (AIST). 2671-2682. 2008.
- [104] Ding H, Liu D, Cai M, and Zhang Y. *Austenite-Based Fe-Mn-Al-C Lightweight Steels: Research and Prospective*. **Metals**. 12(10), 1572, 2022.

- [105] Choi K, Seo C-H, Lee H, Kim S K, Kwak J H, Chin K G, Park K-T, and Kim N J. *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.
- [106] Sozańska-Jędrasik L, Mazurkiewicz J, Matus K, and Borek W J M. *Structure of Fe-Mn-Al-C Steels after Gleeble Simulations and Hot-Rolling*. 13(3), 739, 2020.
- [107] Li K, Shao J, Yao C, Jia P, Xie S, Chen D, and Xiao M. *Effect of Nb-Ti Microalloyed Steel Precipitation Behavior on Hot Rolling Strip Shape and FEM Simulation*. **Materials**. 17(3), 651, 2024.
- [108] Zhang Y, Miyamoto G, Shinbo K, and Furuhsara T. *Comparative study of VC, NbC, and TiC interphase precipitation in microalloyed low-carbon steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 51, 6149-6158, 2020.
- [109] Haghdam N, Cizek P, Beladi H, and Hodgson P D. *Hot deformation and restoration mechanisms in duplex stainless steels: Effect of strain rate*. **Metall. Ital.** 109(9), 5-16, 2017.
- [110] Webel J, Herges A, Britz D, Detemple E, Flaxa V, Mohrbacher H, and Mücklich F J M. *Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning*. 10(2), 243, 2020.
- [111] Xu F, Liu D, Wang W, Thomas B G, Wu T, Xu K, and Zhang Z J M. *Microscopy Study of (Ti, Nb)(C, N) Precipitation in Microalloyed Steels Under Continuous Casting Conditions*. 18(15), 3445, 2025.
- [112] Li G Y, Kong L, Liu E Z, Zhang X D, Cao W Q, and Wang Y H. *Effect of Aging Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Mn-Al-C Low Density Steel*. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. 1249(1), 012053, 2022.
- [113] Cullity B. *Elements of X-ray Diffraction*. Hsin Yueh. 1986.
- [114] Wang D, Zuo Y, Sun L, Wang F, Xu J, Zhao Y, Fu Y, and Peng H. *Effects of Al contents on aging hardening behaviors of Fe-Mn-Al-Cu low-density steels with ultra-high specific hardness*. **Materials Characterization**. 221, 114761, 2025.

Antonio Guillen Salinas

DISEÑO, FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA, ESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE ACEROS A...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:535941294

152 páginas

Fecha de entrega

3 dic 2025, 1:32 p.m. GMT-6

43.072 palabras

Fecha de descarga

3 dic 2025, 1:37 p.m. GMT-6

241.190 caracteres

Nombre del archivo

DISEÑO, FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA, ESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE AC....pdf

Tamaño del archivo

9.4 MB

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

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



A quien corresponda,

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

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

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES	
Título del trabajo	DISEÑO, FABRICACIÓN Y CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA, ESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE ACEROS AVANZADOS DE BAJA DENSIDAD DÚPLEX DEL SISTEMA Fe-Mn-Al-C MICROALEADOS CON Ti Y Nb.	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Antonio Guillen Salinas	2353444e@umich.mx
Director	Ignacio Mejía Granados	imejia@umich.mx
Codirector		
Coordinador del programa	Tzarara López Luke	tzarara@umich.mx

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

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

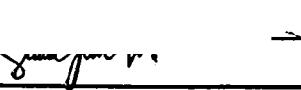
Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial

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

Datos del solicitante

Nombre y firma	Antonio Guillen Salinas 
Lugar y fecha	02/12/2025 Morelia Mich.