



Universidad Autónoma de San Luis Potosí

Facultad de Ingeniería

Centro de Investigación y Estudios de Posgrado

Análisis microestructural y mecánico de uniones soldadas por arco eléctrico en aceros automotrices de medio manganeso

T E S I S

Que para obtener el grado de:

Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

Presenta:

Ing. Javier Isaac Zapot Cervantes

Asesor:

Dr. José Luis Hernández Rivera



San Luis Potosí, S. L. P.

Agosto de 2022



Análisis microestructural y mecánico de uniones soldadas por arco eléctrico en aceros automotrices de medio manganeso por Zapot Cervantes Javier Isaac se distribuye bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-NoComercial-SinDerivadas 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/).

Contenido	Pagina
Índice de figuras	III
Índice de tablas	VII
Lista de acrónimos.....	VIII
Resumen	IX
Abstract.....	X
Capítulo 1. Evolución microestructural y defectos durante la aplicación de procesos de soldadura en aceros automotrices de tercera generación.	1
1.1. Introducción a los aceros automotrices de tercera generación	2
1.1.1 Aceros de medio Mn	3
1.1.2 Aceros de temple y partición.....	6
1.1.3 Aceros nano-bainíticos	8
1.2 Procesos de soldadura aplicados en la industria automotriz	9
1.2.1 Soldadura láser	10
1.2.2 Soldadura de resistencia eléctrica por puntos.....	11
1.2.3 Proceso de soldadura MIG	13
1.3 Metalurgia física de las uniones de soldadura en aceros avanzados de alta resistencia.....	16
1.4 Defectos ocasionados por el proceso de soldadura.....	21
Hipótesis	23
Objetivo general.....	23
Objetivos específicos	23
BIBLIOGRAFÍA	25
Capítulo 2. Descripción de técnicas experimentales y la metodología para el análisis de las uniones soldadas.....	29
2.1 Proceso de soldadura.....	30
2.2 Equipos utilizados y descripción del procedimiento de preparación de las probetas para la difracción de rayos X, caracterización microestructural y ensayos de microdureza.....	33
2.3 Aplicación de líquidos penetrantes, análisis macroestructural y tomografías de las uniones soldadas.....	35
2.4 Ensayos de tensión.....	36

Capítulo 3. Resultados, discusión de la microestructura, propiedades mecánicas de tensión de las uniones soldadas en condición de laminación y con recocido intercrítico.....	38
3.1. Acero de medio manganeso como materia prima.....	38
3.1.1. Caracterización estructural.....	39
3.1.2. Caracterización microestructural.....	41
3.1.3. Propiedades mecánicas: Ensayos de tensión y microdureza Vickers.....	45
3.2. Optimización de parámetros del proceso de soldadura por arco y evaluación macroscópica de uniones soldadas.....	46
3.3 Aplicación de las ecuaciones de Rosenthal para la ZAT en el acero de medio manganeso en estudio.....	54
3.4 Acero de medio Mn después del proceso de soldadura.....	60
3.4.1. Caracterización estructural y de la microestructura en las uniones en condición de laminación.....	60
3.4.2 Propiedades mecánicas: evaluación de microdureza vickers y ensayos de tensión en las uniones soldadas.....	69
3.4.3 Caracterización estructural y de la microestructura en las uniones con recocido intercrítico.....	72
3.4.4 Microdureza en la soldadura con recocido intercrítico.....	84
3.4.5 Ensayo de tensión en soldadura con recocido intercrítico.....	85
CONCLUSIONES.....	89
BIBLIOGRAFÍA.....	91

Índice de figuras

Figura 1. (a) Ilustración de componentes compuestos de distintos grados de acero utilizados para la fabricación de automóviles y (b) representación ilustrativa de puntos de soldadura en los componentes de acero [1].	1
Figura 2. Diagrama de clasificación de las generaciones de AHSS con respecto a la elongación y resistencia última a la tensión (UTS), el eje horizontal superior se refiere al producto de la resistencia por la elongación en %GPa [4].	2
Figura 3. Representación esquemática del proceso de laminación en caliente + recocido intercrítico en aceros de medio Mn [9].	3
Figura 4. Ilustración esquemática de la evolución microestructural en función de la temperatura de recocido intercrítico: V_{γ} es la fracción en volumen de austenita, $V_{\gamma R}$ es la fracción de volumen de austenita retenida, A.G.S es el tamaño de grano de γ [3].	5
Figura 5. Micrografía obtenida por MEB de un acero Fe-0.1C-6.5Mn después de 8 horas de recocido intercrítico a 640 °C [7].	5
Figura 6. Ilustración esquemática del ciclo térmico y las transformaciones de fase en los aceros QyP, RA: austenita retenida, PM: Martensita primaria (formada en la etapa 1) y FM: martensita formada en la etapa 2 [2].	6
Figura 7. Micrografías obtenidas por MEB que revelan la microestructura típica de un acero QP400, RA: austenita retenida, M1: martensita después del primer enfriamiento (temple), M2: Martensita revenida, P: perlita, PAGB: límite de grano previo de γ [13].	7
Figura 8. Diagrama esquemático del ciclo térmico para la obtención de aceros nB [15].	8
Figura 9. Micrografía obtenida por MEB de un acero nB austenitizado a 1,200 °C 30 minutos, templado a 200 °C manteniendo a esta temperatura por un periodo de 2 horas [15].	9
Figura 10. Ilustración esquemática del proceso de soldadura láser [21].	10
Figura 11: Ilustración del ancho relativo de la ZAT provocado por diferentes procesos de soldadura [21].	11
Figura 12. Principio de la soldadura por resistencia eléctrica: (a) 1- componentes de soldadura; 2- electrodos; 3- fuente eléctrica; 4- punto de soldadura; 5- área de contacto térmico. (b) A- área de la soldadura; B, C, D- zonas de fusión y calentamiento; E- área sin afectación térmica [24].	12
Figura 13. Ilustración del proceso MIG [26].	14
Figura 14. Ilustración del efecto Marangoni en relación a la forma del baño de soldadura con respecto a la tensión superficial (σ) y la temperatura máxima (T_{max}) y mínima (T_{min}) en el baño [27].	14
Figura 15. Ilustración del proceso de soldadura por arco: (a) FCAW y (b) MIG [30].	15
Figura 16. Ilustración del principio del proceso de soldadura GTAW [32].	16
Figura 17. Ilustración de la morfología de los granos primarios en modo de crecimiento epitaxial después de la solidificación, (a) planares, (b) celulares y (c) dendríticos [34].	17
Figura 18. Micrografía obtenida por MEB que representa el crecimiento epitaxial de un acero inoxidable austenítico, FA: ferrita δ y austenita γ y F: ferrita δ [37].	18

Figura 19. Micrografía obtenida por MEB de la microestructura en acero TRIP obtenida en la ZF después del proceso de soldadura híbrido MIG-Láser; LM: Lath martensite o listones de martensita [39].....	19
Figura 20. Diagrama esquemático de las zonas críticas después de un proceso de soldadura por arco eléctrico dependiendo del proceso de conformado mecánico previo [44].	20
Figura 21. Ilustración de los principales defectos en uniones soldadas mediante un proceso de soldadura por arco [45].....	21
Figura 22. Metodología experimental del trabajo de tesis.....	29
Figura 23. Imagen de la maquina utilizada para el proceso de soldadura FCAW.	31
Figura 24. Esquema de la configuración con la que se obtuvieron las probetas destinadas para los análisis de macro y microestructura, microdureza y DRX del proceso de soldadura FCAW.....	32
Figura 25. Ilustraciones esquemáticas (a) sistema de sujeción para proceso de soldadura en laminas y (b) divisiones para obtener probetas destinadas para ensayos de tensión.....	32
Figura 26. Ilustración esquemática de indentaciones en las pruebas de microdureza de las uniones soldadas.....	34
Figura 27. Ilustración esquemática de aplicación de líquidos penetrantes en soldaduras.....	35
Figura 28. Probetas representativas de las uniones soldadas y de una geometría plana con base a la norma ASTM E8 [6], (a), (b) probetas antes del ensayo de tensión, (c) y (d) probetas después del ensayo de tensión.	36
Figura 29. Esquema de los ciclos de recalentamientos y pasos de laminación en caliente para el acero de medio Mn usado en esta tesis.	38
Figura 30. Difractograma de acero de medio Mn en condición de laminación.	39
Figura 31. Esquema de la microestructura formada durante y después del proceso de laminación en caliente a 1,100 °C para el acero en estudio.....	40
Figura 32: Diagrama CCT simulado en el software JMatPro para el acero medio Mn.....	41
Figura 33. Micrografías vía (a) MO, (b) - (c) MEB del acero de medio Mn.	42
Figura 34. Ilustración esquemática de agrupamiento de α' de listones [5].	43
Figura 35. Diagrama de estabilidad de fases que relaciona la cantidad de Nb en función de la temperatura simulado en el software Thermo-Calc® para el acero en estudio.	44
Figura 36. (a) Micrografía en la que se identifica el NbC vía MEB y (b) difractograma de DRX de las partículas extraídas en las que se identifica el NbC [2].	45
Figura 37. Curva esfuerzo-deformación en condición laminada del acero de medio Mn en estudio.	46
Figura 38. Fotografía de los defectos asociados durante la optimización de parámetros del proceso de soldadura FCAW.....	48
Figura 39. Fotografías de defectos en la soldadura FCAW (a) cordon discontinuo y (b) porosidades. ...	49
Figura 40. Fotografías de soldadura FCAW (a) sin defectos y (b) aplicación de líquidos penetrantes. ...	50
Figura 41. Pieza reconstruida en tres dimensiones (3D) y tomografías de la unión soldada en el acero de medio Mn.	51
Figura 42. Macrografía y mediciones del ancho del cordón de soldadura, (a) Extremo y (b) centro del cordón.	52

Figura 43. Diagramas esquemáticos (a) Efecto del gas ionizado durante el proceso de soldadura [14] y (b) comportamiento de la forma del refuerzo y distancia de penetración en función de la tensión superficial con respecto a la temperatura [15].	53
Figura 44. Macrografía de probeta destinada para inspección de la unión soldada (a) profundidad de penetración, refuerzos y en (b) ancho relativo de la ZAT.	54
Figura 45. Esquema de posiciones del valor (r) para el cálculo de las temperaturas máximas alcanzadas a lo largo de la ZAT.	57
Figura 46. Enfriamiento en puntos específicos de la ZAT, con una entrada de calor de 0.05 kJ/mm en el acero de medio Mn en estudio.	58
Figura 47. Ciclos de enfriamiento con respecto a la entrada de calor. (a) acero HSLA [17] y (b) acero TRIP [19].	59
Figura 48. Difractograma obtenido de las uniones soldadas en la ZF y la ZAT del acero medio Mn en condición de laminación.	60
Figura 49. (a) Micrografía representativa del análisis EDS en la ZF y (b) diagrama CCT simulado para la ZF.	61
Figura 50. (a) Diagrama CCT simulado para la ZAT, (b) y (c) Localización de las regiones en donde se realizó análisis químico utilizando la técnica EDS.	63
Figura 51. Esquema de la solidificación de ferrita δ acompañado por la nucleación de γ producto de la reacción peritética en crecimiento de tipo epitaxial [21].	64
Figura 52. Micrografías de la ZF adquiridas mediante (a) MO y (b) MEB.	65
Figura 53. Micrografías de la ZAT en la subzona de Grano Grueso (GG-ZAT) (a) MO y (b) MEB.	66
Figura 54. Micrografías de las subzonas de GF y IC – ZAT, adquiridas mediante (a) MO y (b), (c) MEB.	68
Figura 55: Esquema de los cambios microestructurales que ocurren en la ZF y ZAT (a 0.5 y 1 mm) ocasionado por el proceso de soldadura.	69
Figura 56. Perfil de microdureza Vickers de unión soldada en el acero de medio Mn en condición de laminación.	70
Figura 57. Curva esfuerzo-deformación después del proceso de soldadura en el acero de medio Mn en estudio.	71
Figura 58. Diagrama pseudo-binario de fases del acero de medio Mn en estudio [2].	72
Figura 59. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) del acero medio Mn en estudio.	73
Figura 60: Difractograma de DRX en la ZF con recocido intercrítico del acero en estudio.	74
Figura 61. Difractograma de DRX en la ZAT con recocido intercrítico del acero en estudio.	75
Figura 62. Esquema que muestra el crecimiento de γ a lo largo de los listones de la matriz de α' en aceros de medio Mn laminados en caliente con recocido intercrítico (γ_L : austenita con morfología de listones, α_L : ferrita con morfología de listones) [39].	77
Figura 63. Micrografías obtenidas de la ZF con recocido intercrítico (a) vía MO, (b) vía MEB y (c) diagrama CCT construido para la ZF.	79
Figura 64. Análisis semicuantitativo utilizando EDS, en la ZAT para las áreas: (a) empobrecidas y (b) enriquecidas del elemento Mn.	80

Figura 65. Diagramas TTT simulados con la composición de las áreas (a) empobrecidas y (b) enriquecidas del elemento Mn después del recocido intercrítico.	81
Figura 66. (a), (b) micrografías vía MO, (c), (d) vía MEB a la distancia de 0.5 y 1 mm respectivamente.	82
Figura 67. Micrografías adquiridas mediante (a) MO y (b) MEB de la microestructura del MB después del recocido.	83
Figura 68: Esquema de los cambios microestructurales que ocurren en la ZF y ZAT (a 0.5 y 1 mm) durante y después del recocido intercrítico.	84
Figura 69. Perfil de microdureza Vickers de la soldadura antes y después de efectuar el recocido en el acero de medio Mn en estudio.....	85
Figura 70. Curvas esfuerzo-deformación de la soldadura del acero medio Mn (a) en condición laminada y (b) con recocido intercrítico.....	86
Figura 71: Ilustración del Pilar B utilizado en la estructura automotriz y los requerimientos de resistencia y elongación en diferentes posiciones [50].....	88

Índice de tablas

Tabla 1: Composición química del acero utilizado para la investigación, la del material de aporte y núcleo fundente de acuerdo con el fabricante.	30
Tabla 2: Parámetros usados en pruebas preliminares del proceso de soldadura FCAW.	30
Tabla 3: Parámetros utilizados del proceso de soldadura FCAW.	31
Tabla 4: Conjunto de parámetros utilizados para la optimización del proceso FCAW.	47
Tabla 5 : Símbolos, valores, unidades y parámetros teóricos/experimentales empleados para la aplicación de las ecuaciones de Rosenthal.	55
Tabla 6: Resultados de los cálculos correspondientes a ecuación 3.	57
Tabla 7: Relación de la entrada de calor con respecto al ancho de la ZAT en dos diferentes grados de acero [17, 19].....	59
Tabla 8: Recopilación de la posición de difracción en 2θ teóricos (JCPDS) y aquellos obtenidos experimentalmente para el acero en estudio en las diferentes etapas analizadas.	76
Tabla 9: Análisis de composición química en la ZF utilizando la técnica EDS.	79
Tabla 10: Análisis promedio de EDS de las áreas empobrecidas/enriquecidas del elemento Mn.	80
Tabla 11: Análisis vía EDS de la ZAT.....	83
Tabla 12: Análisis promedio de EDS del material base (MB).	83
Tabla 13: Recopilación de los resultados obtenidos de manera experimental en cuanto a propiedades mecánicas y naturaleza de las fases para el acero en estudio en sus diferentes etapas de procesamiento.	87

Lista de acrónimos

Acrónimo	Descripción
A	Amper
AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia (<i>Advanced high strength steel</i>)
BCC	Estructura cúbica centrada en el cuerpo (<i>Body centered cubic</i>)
BCT	Estructura tetragonal centrada en el cuerpo (<i>Body centered tetragonal</i>)
CCT	Diagrama de transformaciones de enfriamiento continuo (<i>Continuous cooling transformation</i>)
DRX	Difracción de rayos X
$d\sigma/dT$	Gradiente de tensión superficial
FCAW	Soldadura por arco con núcleo fundente (<i>Flux cored arc welding</i>)
FCC	Estructura cúbica centrada en las caras (<i>Face centered cubic</i>)
GF-ZAT	Grano fino en la zona afectada térmicamente
GG-ZAT	Grano grueso en la zona afectada térmicamente
GMAW	Soldadura por arco con electrodo microalambre (<i>Gas metal arc welding</i>) o MIG (<i>Metal inert gas</i>)
HSLA	Aceros de alta resistencia y baja aleación (<i>High strength low alloy</i>)
HV	Microdureza Vickers (<i>Hardness Vickers</i>)
IC-ZAT	Intercrítico en la zona afectada térmicamente (temperaturas alcanzadas entre el rango de la región intercrítica $\gamma + \alpha$)
JCPDS	Comité de los estándares de difracción (<i>Joint Committee on Powder Diffraction Standards</i>)
MB	Metal base
MEB	Microscopio electrónico de barrido
MO	Microscopio óptico
nB	Aceros nano-bainíticos
RD	Dirección de laminación (<i>Rolling direction</i>)
TIG	Soldadura por arco con electrodo de Tungsteno (<i>Tungsten inert gas</i>) o GTAW (<i>Gas tungsten arc welding</i>)
TRIP	Transformación inducida por plasticidad (<i>Transformation induced plasticity</i>)
TWIP	Transformación inducida por maclaje (<i>Twining induced plasticity</i>)
UHSS	Aceros de ultra alta resistencia (<i>Ultra high strength steel</i>)
UTS	Resistencia última a la tensión (<i>Ultimate tensile strength</i>)
V	Volts
ZAT	Zona afectada térmicamente
ZF	Zona de fusión
α	Ferrita de baja temperatura ($\cong 900$ °C)
α'	Martensita
δ	Ferrita de alta temperatura ($\cong 1500$ °C)
γ	Austenita
γ_R	Austenita retenida
σ	Tensión superficial

Resumen

Debido a los requerimientos de la industria automotriz, los aceros de medio Mn son atractivos para su aplicación en innumerables componentes de la estructura de un automóvil, gracias a la excelente combinación de alta resistencia y elongación. Sin embargo, durante el ensamble del vehículo es necesario establecer un método apropiado de unión, por tal motivo, en la presente investigación se consideró la variante del proceso MIG conocida como soldadura por arco con núcleo fundente (*FCAW, flux cored arc welding*) como una alternativa a los procesos utilizados en la industria automotriz, ya que al ser aceros de reciente desarrollo es difícil encontrar un material de aporte con la misma composición química, por lo que representa una oportunidad en el área investigación para evaluar la influencia del proceso de soldadura en la microestructura, propiedades mecánicas en tensión y microdureza. La composición nominal del acero estudiado fue la siguiente Fe-0.14C-1.5Al-1.7Si-6.5Mn-0.1Nb (% en peso) y para la caracterización de las fases en cada etapa se utilizó un microscopio óptico (MO), un microscopio electrónico de barrido (MEB) y un difractómetro de rayos X (DRX), se encontró que las fases que componen la microestructura de partida consiste de una mezcla de martensita α' , ferrita α , austenita retenida γ_R y carburo de niobio (NbC). Después del proceso de soldadura, se realizó la caracterización e identificación de fases en la zona de fusión (ZF), en donde se encontró una microestructura totalmente martensítica mientras que en la zona afectada térmicamente (ZAT), se encontró que la fase predominante fue la α' de alta dureza y una pequeña fracción de γ_R . Además, se estimó analíticamente que en la ZAT se alcanzaron temperaturas entre los 1,500 °C y 950 °C, lo que originó la disolución parcial de los carburos de niobio (NbC) preexistentes en el acero y en consecuencia, se tuvo un crecimiento de grano de austenita γ , por lo tanto, se identificó a la ZAT como un sitio promotor de propagación de grietas durante los ensayos de tensión con una disminución de resistencia de 1,500 MPa a 1,300 MPa. Por lo cual, para lograr incrementar la elongación se aplicó un tratamiento térmico de recocido intercrítico que promovió el aumento de la fracción de las fases α y γ_R .

Abstract

Due to requirements of automotive industry, medium-Mn Steels are attractive for their application in several components, due to their combination of high strength and excellent elongation. Nevertheless, a reliable method for joining them should be established. The influence of the Flux Cored Arc Welding (FCAW) on microstructure, tensile properties and microhardness was investigated in this work, it is important to emphasize that these recently developed steels with complex chemical composition represent an opportunity to evaluate FCAW as an alternative to the frequently welding process used in automotive industry. The following composition Fe-0.14C-1.5Al-1.7Si-6.5Mn-0.1Nb (wt.%) was analyzed and phase identification by optical microscope, scanning electron microscope and X-ray diffraction was carried out. It was found that initial microstructure consisted of α' -martensite, α -ferrite, γ_R retained austenite and niobium carbide (NbC). Fusion zone (FZ) exhibited a microstructure composed completely of martensite. Adjacent to FZ, microstructure of base material (BM) was modified and heat-affected zone (HAZ) was originated. Peak temperatures between 1,500 °C and 950°C led to partial dissolution of niobium carbides (NbC) and growth of austenite grains. Low elongation and brittle martensite were formed because of high cooling rate experimented in this zone, for this reason HAZ was the most common failure site during tensile tests; ultimate tensile strength decreased from 1,500 MPa to 1,300MPa. There were not changes on microstructure in BM, although, heat input promoted a tempering effect. However, to increase elongation, an intercritical annealing was applied, which involved the formation of α and γ_R phases instead α' .

Capítulo 1. Evolución microestructural y defectos durante la aplicación de procesos de soldadura en aceros automotrices de tercera generación.

La creciente demanda mundial de automóviles con menor peso en la última década, ha resultado en el desarrollo continuo de aceros automotrices de tercera generación que exhiben simultáneamente alta resistencia y relativa alta ductilidad. Por ejemplo, los nuevos grados de aceros con resistencia de 1,500 MPa y elongación total de 20 a 25 %, han incrementado su demanda para aplicaciones en componentes de carrocería importantes de los automóviles como los pilares B (ver Figura 1) que se pueden fabricar por conformado mecánico [1]. Las principales características que estos aceros deben cumplir de acuerdo con los requerimientos de la industria automotriz son alta conformabilidad para satisfacer las necesidades de diseños de geometría compleja, una rigidez para el manejo del vehículo, alta resistencia mecánica por razones de seguridad, posibilidades de producción en grandes cantidades, facilidad de ensamble y una adecuada soldabilidad. A pesar de que el acero es un material usado en una proporción alta, sigue siendo un verdadero desafío para el desarrollo y aplicación en la industria automotriz en las nuevas formulaciones químicas de este material [2].

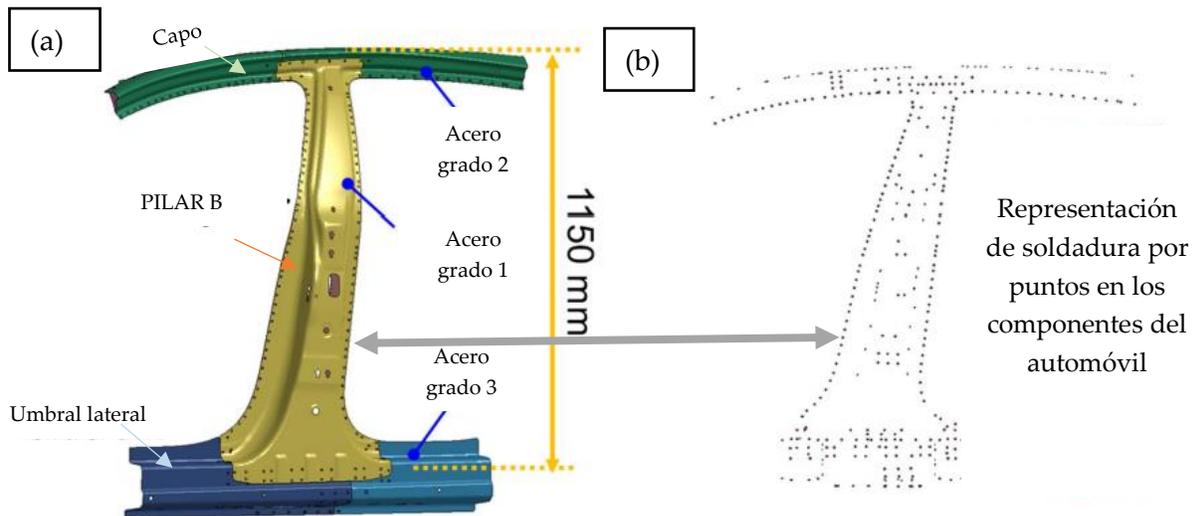


Figura 1. (a) Ilustración de componentes compuestos de distintos grados de acero utilizados para la fabricación de automóviles y (b) representación ilustrativa de puntos de soldadura en los componentes de acero [1].

1.1. Introducción a los aceros automotrices de tercera generación

Los aceros automotrices de tercera generación (AHSS, *Advanced High Strength Steels*) son aceros con excelentes propiedades mecánicas que han recibido una gran atención por parte de los investigadores y la industria automotriz, cada generación es clasificada en diferentes grados de acero, es decir, que poseen una composición química variable y con distintas combinaciones de elongación y resistencia a la tensión como se muestra en la Figura 2. Los AHSS de tercera generación se componen principalmente de aceros de medio manganeso, aceros QyP (*Quench and Partitioning*) y aceros nano-bainíticos [3, 4]. En general, los AHSS de tercera generación exhiben una microestructura multifásica siendo la fase de mayor interés la austenita retenida γ_R , la cual es la causante del efecto de transformación inducida por plasticidad (*TRIP, Transformation induced plasticity*), promoviendo la transformación de γ_R a martensita α' durante la deformación plástica, lo que resulta en un mejor comportamiento de endurecimiento por deformación y, por lo tanto, una alta resistencia a la tensión y una buena ductilidad [5].

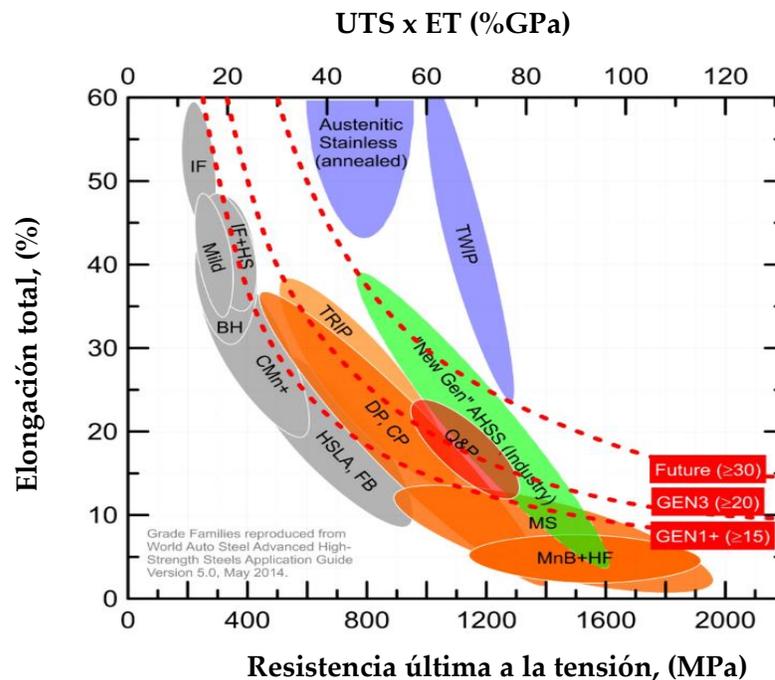


Figura 2. Diagrama de clasificación de las generaciones de AHSS con respecto a la elongación total (ET) y resistencia última a la tensión (UTS), el eje horizontal superior se refiere al producto de la resistencia por la elongación en %GPa [4].

1.1.1 Aceros de medio Mn

Los aceros de medio Mn son considerados como los candidatos más prometedores de la tercera generación de AHSS, los principales elementos de aleación consisten en: carbono (C), manganeso (Mn), silicio (Si) y aluminio (Al), los contenidos de Mn y C oscilan entre 4 - 12 % y 0.1 - 0.3 % respectivamente, de Al y Si igual o menor al 2 % [6]. Generalmente estos aceros son procesados mediante laminación en caliente o en frío hasta lograr el espesor requerido, la microestructura resultante depende del proceso termomecánico antes mencionado. Se ha reportado que la fase predominante es la α' mezclada en menores cantidades con las fases α y γ_R si el proceso consistió en laminación en caliente, y totalmente martensítica para laminados en frío [3, 6, 7]. Para conceder un excelente balance de resistencia y elongación para su aplicación en la industria automotriz, es necesario incrementar la cantidad de γ_R entre el 10 y 30 % a través del recocido intercrítico que se lleva a cabo en la región de temperatura donde las fases γ y α coexisten [5]. Durante el recocido intercrítico los átomos de C y Mn difunden de la α' hacia la γ , ambos elementos actúan como estabilizadores de γ preservándola como γ_R a temperatura ambiente [3]. La cantidad de γ_R puede dar como resultado la presencia del efecto TRIP debido a la transformación de γ_R a α' durante un proceso de deformación plástica [8, 9]. En la Figura 3 se muestra el proceso para la obtención de aceros medio Mn.

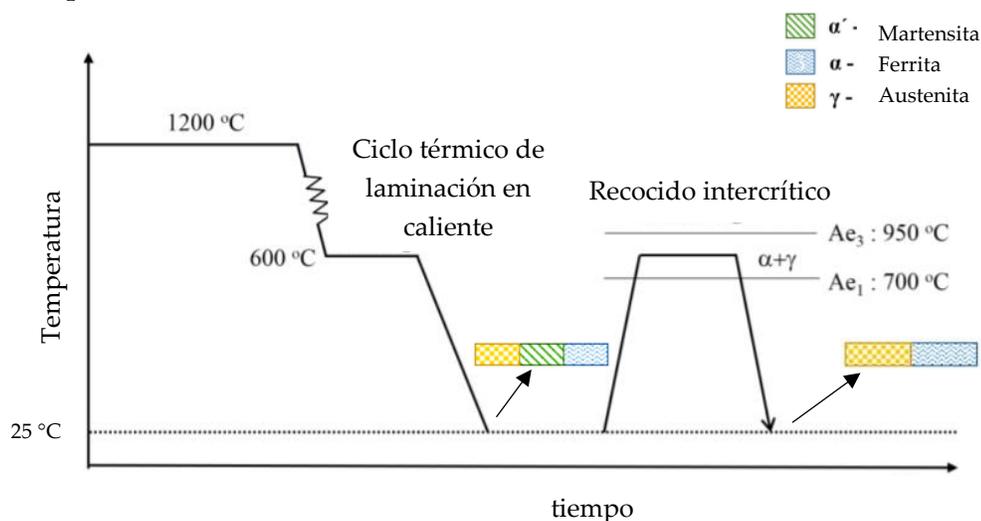


Figura 3. Representación esquemática del proceso de laminación en caliente + recocido intercrítico en aceros de medio Mn [9].

Miller [10] ha señalado que la fracción de γ obtenida durante el recocido depende en gran medida de la temperatura del recocido intercrítico y la composición química del acero. Seleccionar la temperatura adecuada del tratamiento térmico de recocido intercrítico es clave para obtener las características mecánicas deseadas en el acero, si bien el recocido se realiza en la región de $\gamma + \alpha$, es decir entre las temperaturas críticas de inicio de transformación de γ (A_1) y la temperatura en donde la α comienza a transformarse en γ (A_3), es importante conocer los efectos que conlleva efectuar el tratamiento cerca de los límites de estas temperaturas o incluso a una temperatura intermedia.

En la Figura 4 se ilustra el efecto de la temperatura en la estabilidad térmica de γ [3], a simple vista se puede observar que el tamaño de grano de la γ aumenta con el incremento de la temperatura de recocido (cercana a A_3) y la fracción volumétrica de γ es favorecida por la alta temperatura, sin embargo, una gran cantidad de γ se transforma en α' durante el enfriamiento debido a la baja concentración de C y Mn en la γ , ocasionando una baja fracción en volumen de γ_R . Por otro lado, cuando la temperatura es cercana a A_1 , la estabilidad de la fase γ es suficientemente alta, pero la fracción de volumen de γ_R es demasiado baja, lo que resulta en una pequeña fracción de γ_R después del enfriamiento. Para un buen equilibrio adecuado entre la fracción de volumen y la estabilidad de la fase γ , es recomendable establecer una temperatura de recocido intermedia, lo que da como resultado una fracción de volumen máxima de γ_R después del enfriamiento. En la Figura 5, se muestra la microestructura obtenida de un acero medio Mn después de aplicar el proceso de recocido intercrítico durante 8 horas a 640 °C, las fases presentes consisten en la α y γ_R ambas con una morfología alargada y/o ancha originada por el prologando de mantenimiento a la temperatura de recocido intercrítico.

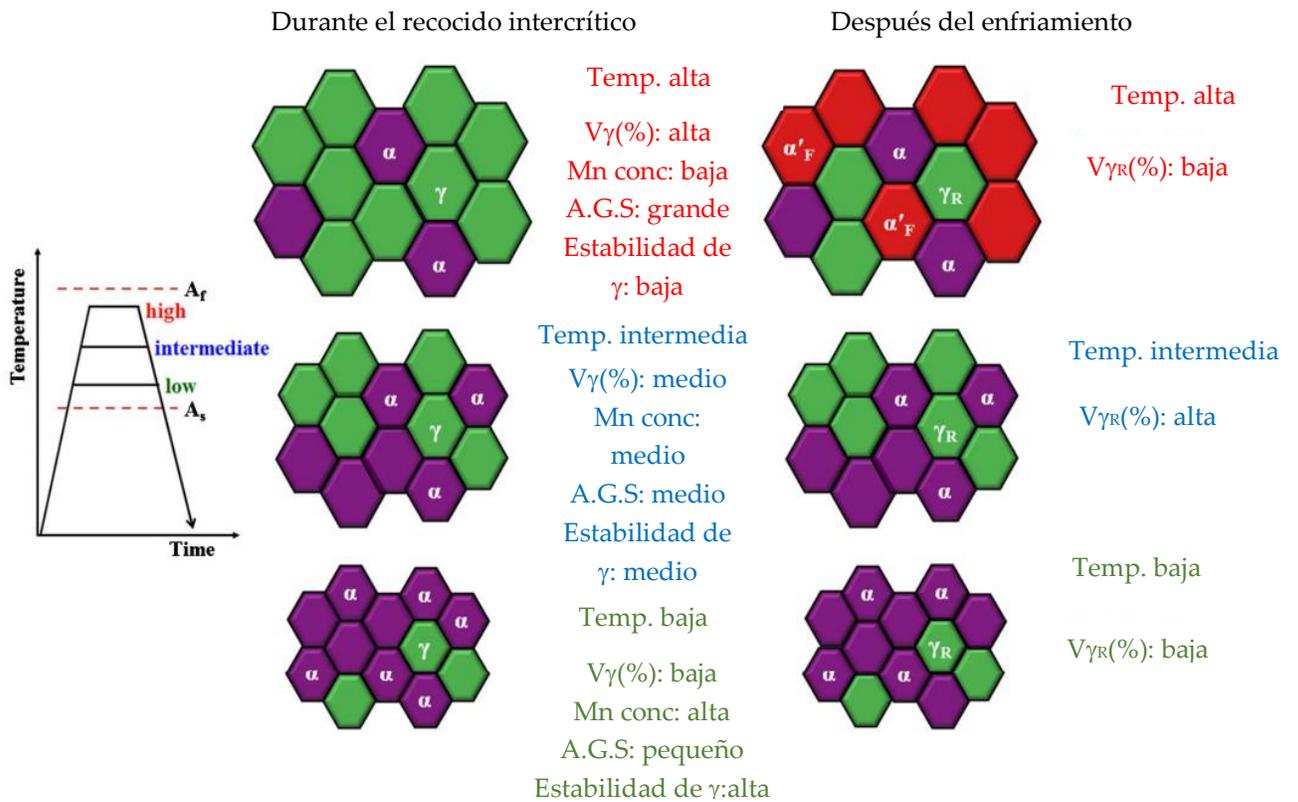


Figura 4. Ilustración esquemática de la evolución microestructural en función de la temperatura de recocido intercrítico: V_{γ} es la fracción en volumen de austenita, $V_{\gamma R}$ es la fracción de volumen de austenita retenida, A.G.S es el tamaño de grano de γ [3].

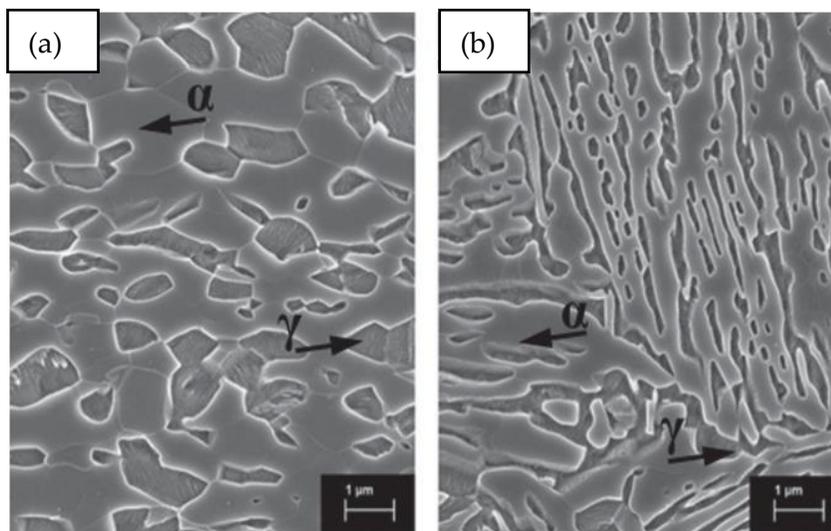


Figura 5. Micrografía obtenida por MEB de un acero Fe-0.1C-6.5Mn después de 8 horas de recocido intercrítico a 640 °C [7].

1.1.2 Aceros de temple y partición

El término QyP es utilizado para describir una serie de aceros C-Si-Mn, C-Si-Mn-Al u otros grados de aceros sujetos al tratamiento QyP, recientemente desarrollado. Speer *et al.* [11], propusieron por primera vez el proceso QyP para aumentar la utilidad de los aceros martensíticos. El principio se fundamenta en el hecho de que el carbono puede difundirse desde la α' sobresaturada de este elemento hacia la γ para lograr estabilizarla a temperatura ambiente, para conseguir lo anterior descrito, es necesario diseñar un ciclo térmico con el propósito de controlar la microestructura en las etapas de calentamiento, en la Figura 6 se muestra un diagrama que representa el tratamiento térmico aplicado en los aceros QyP [2, 11, 12].

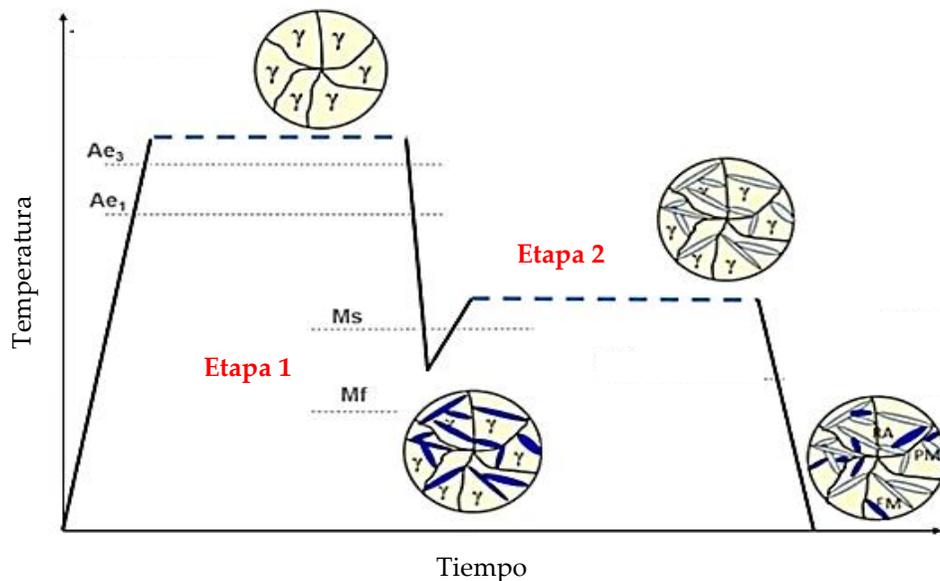


Figura 6. Ilustración esquemática del ciclo térmico y las transformaciones de fase en los aceros QyP, RA: austenita retenida, PM: Martensita primaria (formada en la etapa 1) y FM: martensita formada en la etapa 2 [2].

El proceso QyP consiste en un calentamiento inicial por encima de la temperatura A_3 , es decir en el campo monofásico de γ , seguido de un enfriamiento interrumpido a una temperatura entre la M_s (inicio de la transformación martensítica) y M_f (final de la transformación martensítica), en esta etapa inicial se obtiene una fracción de γ_R (5 – 20%) suficientemente estable para no

transformarse en α' durante el primer enfriamiento, la microestructura en la etapa 1 consiste de las fases α' y γ_R . Enseguida se efectúa un calentamiento final (etapa 2) a una temperatura por encima de la M_s , en donde ocurre el proceso de “partición del carbono”, el cual consiste en la difusión de los átomos de carbono de la fase α' hacia la fase γ_R generando [5, 11]:

- Un enriquecimiento de carbono en la γ_R , favoreciendo su estabilidad a temperatura ambiente para promover el efecto TRIP durante la deformación plástica
- Una martensita revenida libre de la formación de carburos durante la etapa de partición, gracias al efecto de los elementos Si y Al los cuales actúan como supresores de carburos como la fase cementita (Fe_3C).

En la Figura 7, se muestra la microestructura de un acero ($Fe-0.3C-4.5Mn-1.5Si$ % en peso) después de efectuar el tratamiento QyP, en las micrografías se pueden observar las fases caracterizadas por Hidalgo *et al.* [13].

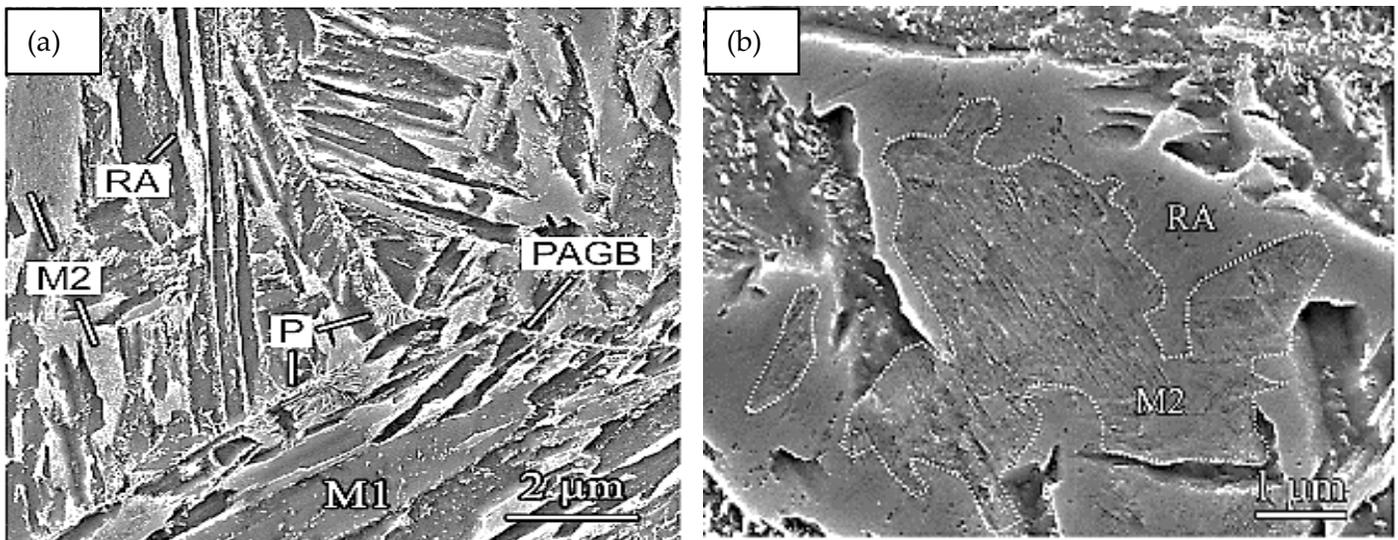


Figura 7. Micrografías obtenidas por MEB que revelan la microestructura típica de un acero QP400, RA: austenita retenida, M1: martensita después del primer enfriamiento (temple), M2: Martensita revenida, P: perlita, PAGB: límite de grano previo de γ [13].

1.1.3 Aceros nano-bainíticos

Una nueva generación de aceros bainíticos de ultra alta resistencia (*UHSS, Ultra High Strength Steels*) han sido desarrollados recientemente por Bhadeshia *et al.* [14], estos aceros presentaron una resistencia superior a 2,300 MPa y 30% de elongación, los estudios iniciales sugirieron que el excelente balance entre resistencia y ductilidad de estos aceros se debe a la formación de nano-bainita que consiste en ferrita-bainítica y γ_R , ambas con morfología fina de tipo listones, en la Figura 8 se presenta el ciclo térmico para obtener la microestructura característica de los aceros nB. Si bien el control sobre las cantidades y tamaños de fase a través de los tratamientos térmicos a baja temperatura, presenta una ventaja significativa sobre el procesamiento de aceros convencionales de alta resistencia, los largos tiempos de transformación y los costos de los elementos de aleación aún dificultan la utilización completa de estas aleaciones [14, 15].

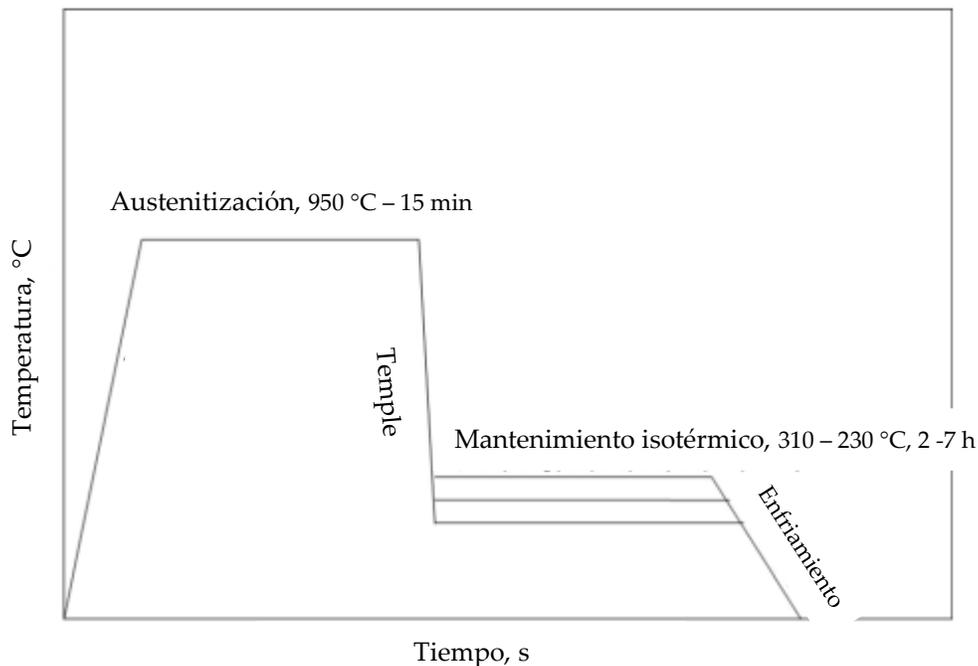


Figura 8. Diagrama esquemático del ciclo térmico para la obtención de aceros nB [15].

En cuanto al procesamiento térmico de los aceros nB, inicialmente se tiene que elevar la temperatura hasta el campo monofásico de γ , seguido de un temple interrumpido entre los 310 y 230 °C para obtener listones de ferrita-bainítica sobresaturada de carbono y γ_R . Por último, un

mantenimiento isotérmico a la temperatura de temple por un tiempo entre 2 y 7 horas, en donde los átomos de C de la ferrita-bainítica difunden hacia la fase γ_R para enriquecerla de este elemento y preservarla a temperatura ambiente después del enfriamiento final [15, 16]. En la Figura 9, se muestra la microestructura de un acero nB que presenta las fases ferrita-bainítica y γ_R con morfología fina de tipo listones.

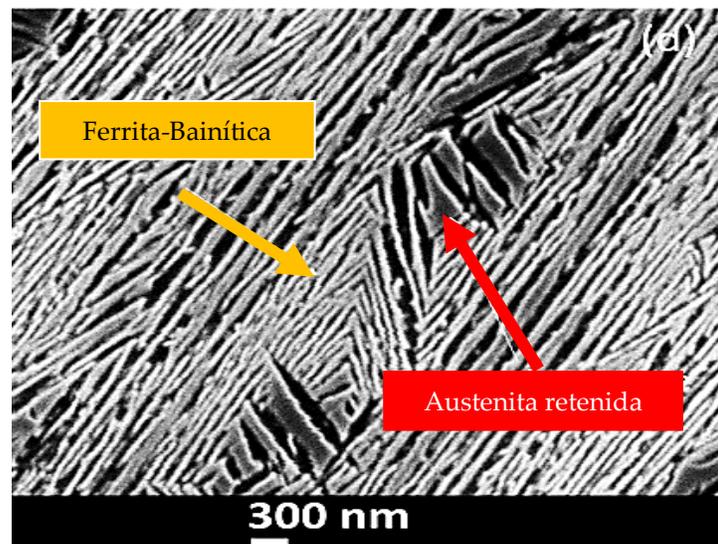


Figura 9. Micrografía adquirida por MEB de un acero nB austenitizado a 1,200 °C 30 minutos, templado a 200 °C manteniendo a esta temperatura por un periodo de 2 horas [15].

1.2 Procesos de soldadura aplicados en la industria automotriz

Si bien estos aceros de tercera generación tienen una excelente combinación de propiedades mecánicas, su aplicación de soldadura y formabilidad requiere un enfoque especial para su estudio, ya que durante el proceso de soldadura, el calor producido altera la microestructura del acero y por tanto, las propiedades mecánicas. Además, las velocidades de calentamiento y enfriamiento son extremadamente rápidas en todos los procesos de soldadura por arco eléctrico y tienen una gran influencia en la microestructura y propiedades resultantes [17]. Debido a que la soldadura es una parte integral de la fabricación de automóviles, es necesario describir los principales procesos de unión, y su efecto basado en la aplicación de los parámetros apropiados para obtener uniones, que cumplan con los requerimientos de la industria automotriz.

1.2.1 Soldadura láser

La soldadura láser es un proceso de fusión en el cual dos piezas metálicas son unidas mediante el uso de un rayo láser asistido por un medio activo (gas en un estado ionizado, líquido o sólido). El proceso se usa con frecuencia en aplicaciones automatizadas de alto volumen de producción, como en la industria automotriz, la principal ventaja de la soldadura láser es su alta densidad de energía, con la capacidad de fundir los materiales a unir con una entrada de calor relativamente baja, sin afectar térmicamente a una gran superficie de la pieza, además, un gas protector como argón, helio o una combinación de ambos protege la zona de soldadura de la contaminación atmosférica evitando defectos internos como porosidad y/o inclusiones no metálicas [18, 19]. En la Figura 10 se muestra una ilustración acerca de los componentes del proceso de soldadura laser.

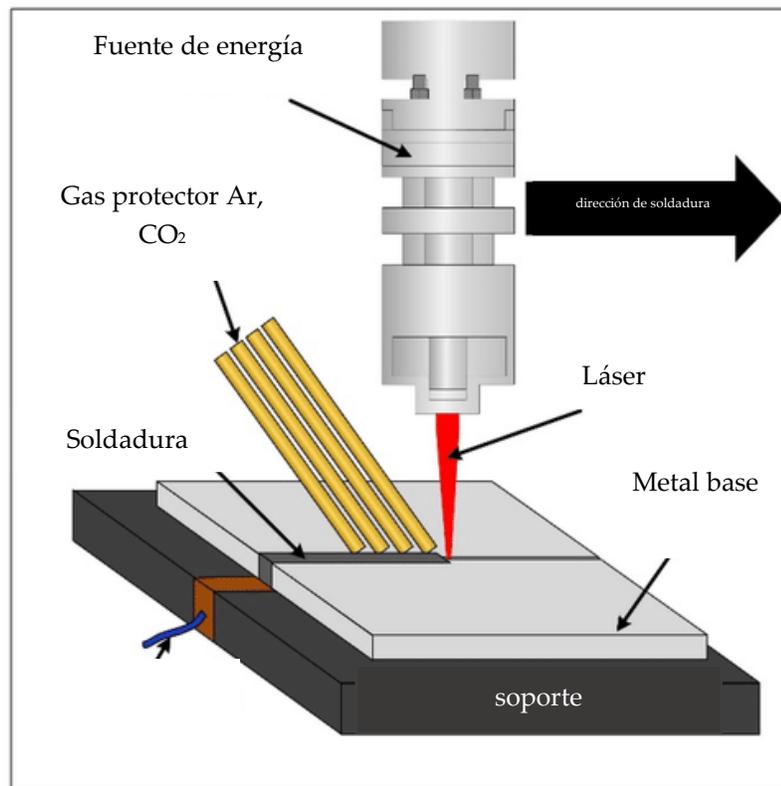


Figura 10. Ilustración esquemática del proceso de soldadura láser [21].

Generalmente a los aceros utilizados en los automóviles que son unidos mediante la técnica de soldadura láser se les han denominado *Laser-Welded Blanks (LWBs)*, los cuales están compuestos de dos o más láminas similares, o de diferentes grados de acero con diferentes espesores que se usan para procesar mediante estampado, partes de la carrocería del automóvil. En las últimas décadas, se han llevado a cabo extensos estudios sobre la soldadura láser de AHSS, incluidos los aceros doble fase, TRIP, martensíticos y UHSS, debido a que la soldadura láser minimiza el ancho relativo de la ZAT y mejora la eficiencia de la unión [20, 21]. En la Figura 11 se muestra el ancho relativo de la ZAT provocada por diferentes procesos de soldadura.

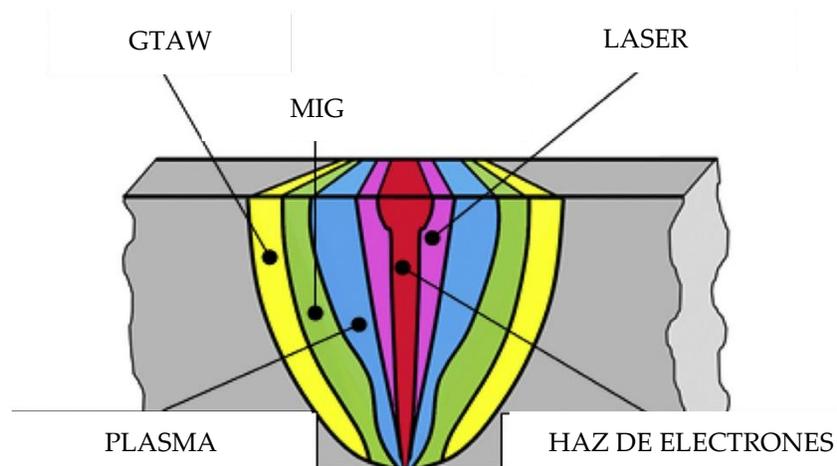


Figura 11: Ilustración del ancho relativo de la ZAT provocado por diferentes procesos de soldadura [21].

1.2.2 Soldadura de resistencia eléctrica por puntos

La soldadura de resistencia por puntos (RSW) se emplea ampliamente en la unión de componentes metálicos en la fabricación de automóviles, remolques de camiones, autobuses, estructuras de aviones, aplicaciones aeronáuticas y muchos otros productos. Especialmente en la industria automotriz, al menos un 90 % del trabajo de ensamblaje en una carrocería de automóvil se realiza mediante RSW [22]. Por lo general, un vehículo moderno incluye entre 2,000 y 5,000 puntos de soldadura, la principal ventaja del RSW es que el proceso se puede automatizar y robotizar para operaciones de alta de producción. Sin embargo, el proceso RSW implica interacciones entre fenómenos electromagnéticos, térmicos, mecánicos y metalúrgicos a

través de las superficies en contacto, por lo que es complicado controlar el proceso adecuadamente ya que la calidad final de la soldadura está determinada por varios parámetros operativos, las características mecánicas/eléctricas de la máquina y el material metálico involucrado [22, 23]. El proceso de soldadura RSW tiene como fenómeno base el efecto Joule-Lenz [24], el cual consiste en suministrar suficiente corriente eléctrica a través de los conductores (electrodos de cobre) para convertirla en calor y favorecer la fusión de los materiales a unir, a la par una fuerza de presión es ejercida en las piezas metálicas para garantizar la unión. La unión se realiza superponiendo 2 láminas de acero de un cierto espesor en contacto, en esta zona se forma una área fundida, esta área será de mayor tamaño a medida que pase mayor tiempo manteniendo el contacto entre ellas durante el proceso de soldadura. Cuando se interrumpe la corriente, el área fundida se solidificará adoptando una forma lenticular. En la Figura 12 se muestra esquemáticamente la soldadura RSW [24].

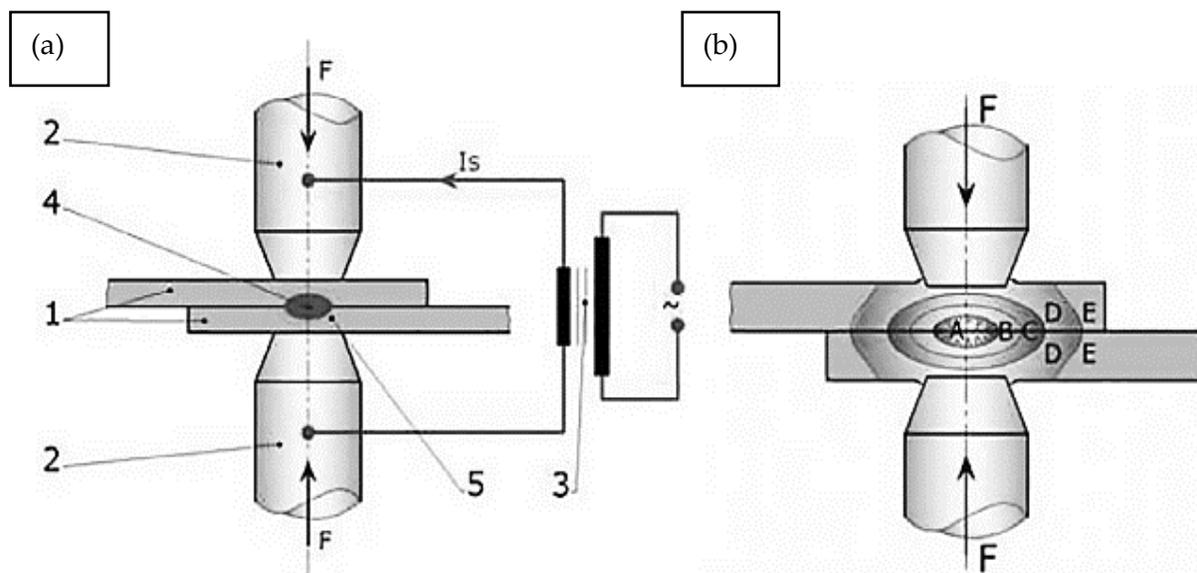


Figura 12. Principio de la soldadura por resistencia eléctrica: (a) 1- componentes de soldadura; 2- electrodos; 3- fuente eléctrica; 4- punto de soldadura; 5- área de contacto térmico. (b) A- área de la soldadura; B, C, D- zonas de fusión y calentamiento; E- área sin afectación térmica [24].

1.2.3 Proceso de soldadura MIG

El proceso MIG posee la mayor productividad y excelente calidad de entre todos los procesos de soldadura por arco eléctrico, también llamado GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), el proceso consiste en que un material de aporte (electrodo) que es alimentado continuamente hacia los materiales metálicos a unir, crea un arco eléctrico mientras un gas inerte (ej. argón o helio) protege contra la contaminación atmosférica [25]. El fundamento del proceso MIG (ver Figura 13), se basa en que el arco de plasma o gas ionizado presenta una alta temperatura provocando la fusión del material de aporte, y la formación de una gota en la punta del electrodo. La gota se transfiere a través del arco eléctrico establecido en la pieza de trabajo para formar un baño líquido de soldadura bajo la influencia del arco de plasma y el impacto periódico de las gotas. La formación de gotas, la transferencia de gotas hacia el arco eléctrico y el comportamiento dinámico del baño líquido se rigen por el equilibrio de fuerzas que incluyen la gravedad, la tensión superficial, la fuerza electromagnética y la presión del arco de plasma [26, 27]. El efecto conjunto del equilibrio de estas fuerzas conduce al efecto Marangoni [27] que determina el flujo del material líquido para obtener una profundidad de penetración total y la forma del material solidificado [27]. En la Figura 14 se muestra el efecto Marangoni en relación a la tensión superficial (σ) y las temperaturas alcanzadas en el baño de soldadura. En (a) se representa un gradiente de tensión superficial negativo ($d\sigma/dT < 0$), que conduce a cordones de soldadura anchos y planos, mientras en (b) se exhibe un gradiente de tensión superficial positivo ($d\sigma/dT > 0$), que origina cordones de soldadura estrechos y profundos.

El proceso MIG ofrece la ventaja de ser utilizado en la fabricación de estructuras automotrices, barcos y tuberías a un precio bajo, además brinda las siguientes ventajas [27]:

- Capacidad de unir una amplia gama de materiales ferrosos y no ferrosos con diferentes espesores;
- Fácil adaptación a un proceso automatizado;
- Menor entrada de calor en comparación a otros procesos;

- Bajo costo de electrodos y;
- Minimiza los retrabajos en la zona de soldadura, debido a una apariencia limpia (sin oxido) en la superficie del cordón de soldadura.

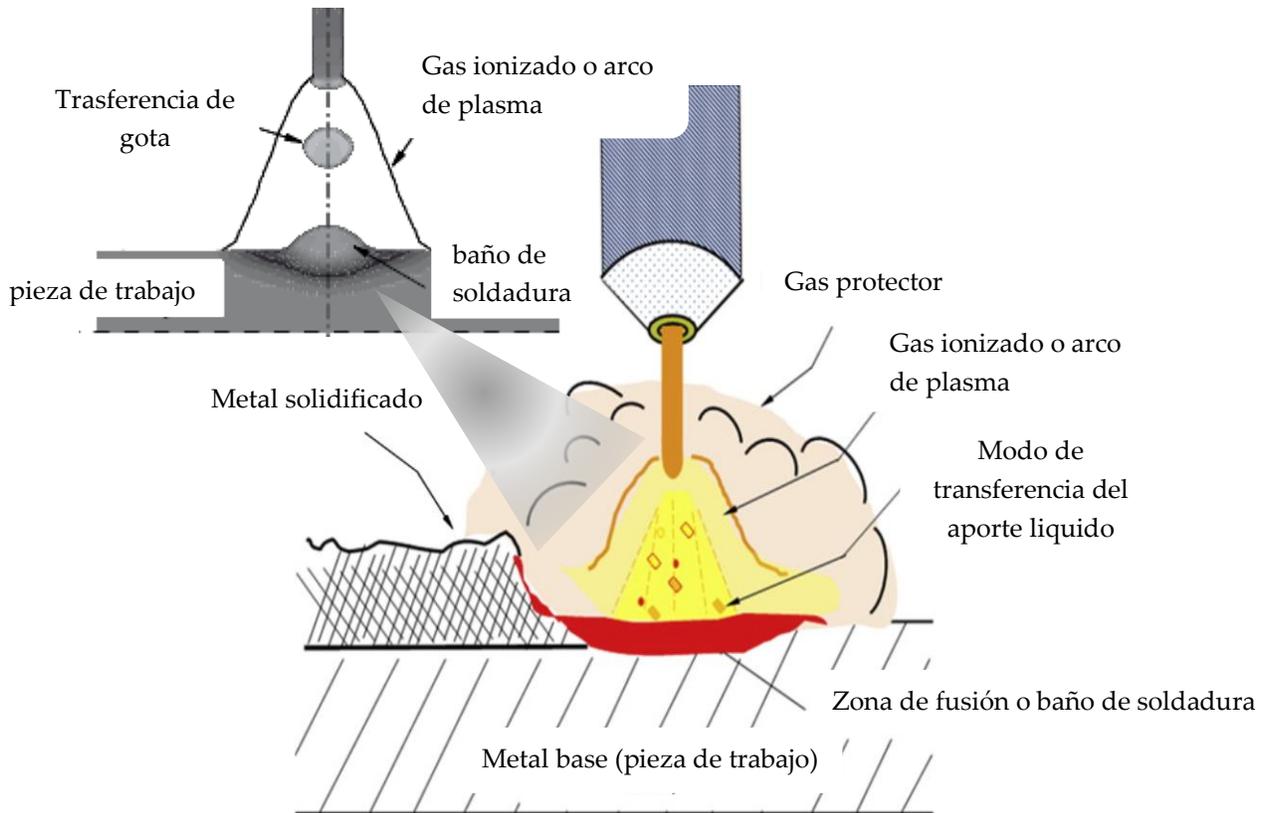


Figura 13. Ilustración del proceso MIG [26].

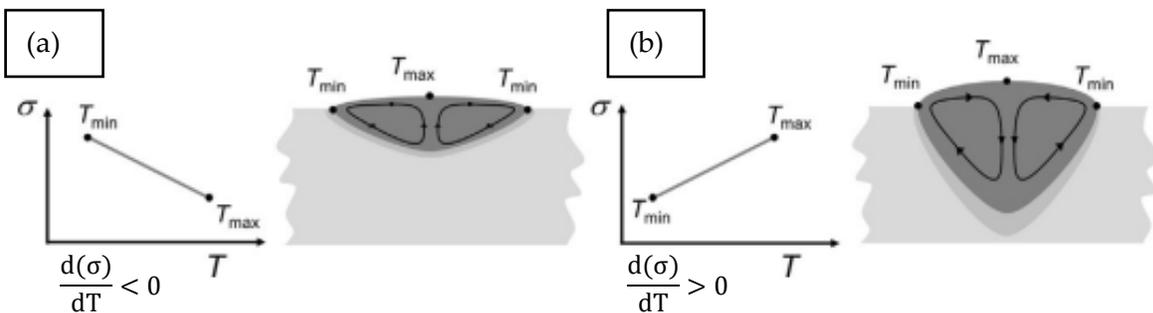


Figura 14. Ilustración del efecto Marangoni en relación a la forma del baño de soldadura con respecto a la tensión superficial (σ) y la temperatura máxima (T_{max}) y mínima (T_{min}) en el baño [27].

1.2.4. Soldadura por arco con electrodo de núcleo fundente

El proceso de soldadura por arco con electrodo de núcleo fundente (FCAW) es una variante del proceso de soldadura MIG [28 - 30], el cual consiste en un microalambre que es alimentado continuamente creando un arco eléctrico entre éste y el material base, permitiendo la fusión y unión de los materiales involucrados; a diferencia del proceso de soldadura MIG, la protección contra la contaminación atmosférica y la formación de inclusiones no metálicas, es proveída por el fundente contenido dentro del electrodo tubular. Este proceso es utilizado para unir una gran variedad de materiales metálicos, en especial aceros al carbono, aceros inoxidable, aceros dúplex y aleaciones de níquel. En la Figura 15, se señala la diferencia entre el proceso de soldadura FCAW y el proceso MIG.

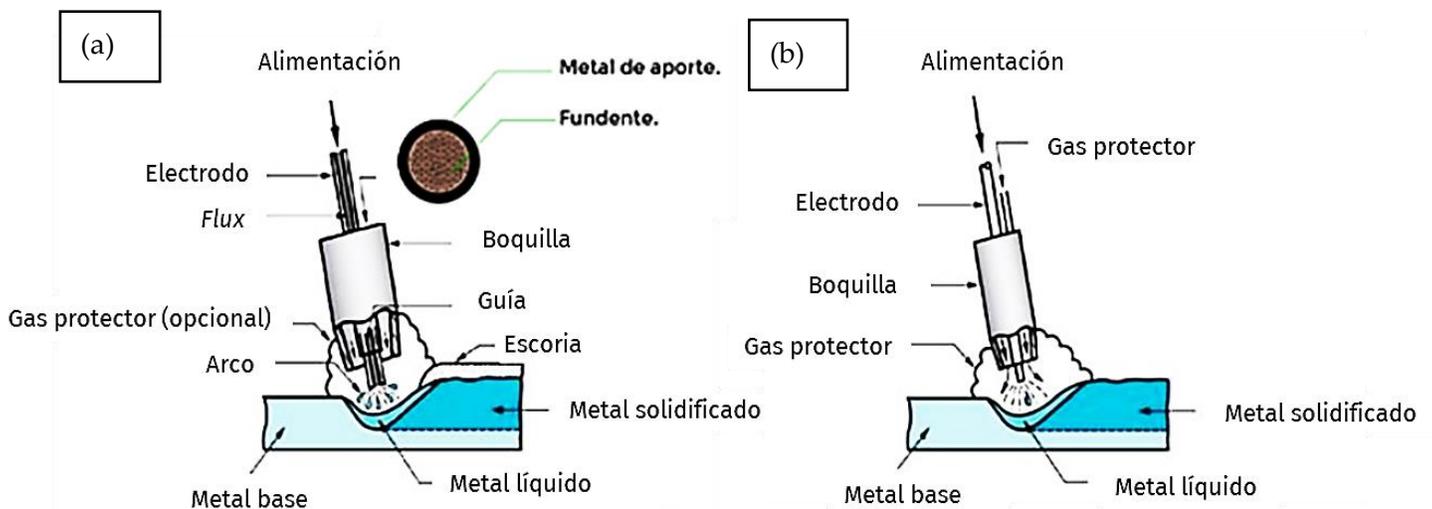


Figura 15. Ilustración del proceso de soldadura por arco: (a) FCAW y (b) MIG [30].

1.2.5. Soldadura por arco con electrodo de tungsteno

El proceso de soldadura (GTAW, *Gas Tungsten Arc Welding*) [31] utiliza un electrodo permanente de tungsteno el cual al entrar en contacto con la pieza, genera un arco eléctrico para favorecer la unión de los materiales base, su principal ventaja es que permite la opción de no utilizar un material de aporte para espesores menores a 1 mm, ideal para unir tuberías y láminas de acero inoxidable, sin embargo, cuando el espesor sobrepasa los 2 mm se puede utilizar un material de

aporte para garantizar una unión efectiva, al igual que los procesos antes mencionados, la zona de soldadura es protegida contra la contaminación a través de un gas inerte (argón). En la Figura 16 se muestra una ilustración de las características del proceso de soldadura GTAW con material de aporte. Para la industria automotriz [32], este proceso se utiliza principalmente para unir láminas de acero inoxidable con el objetivo principal de conservar la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas.

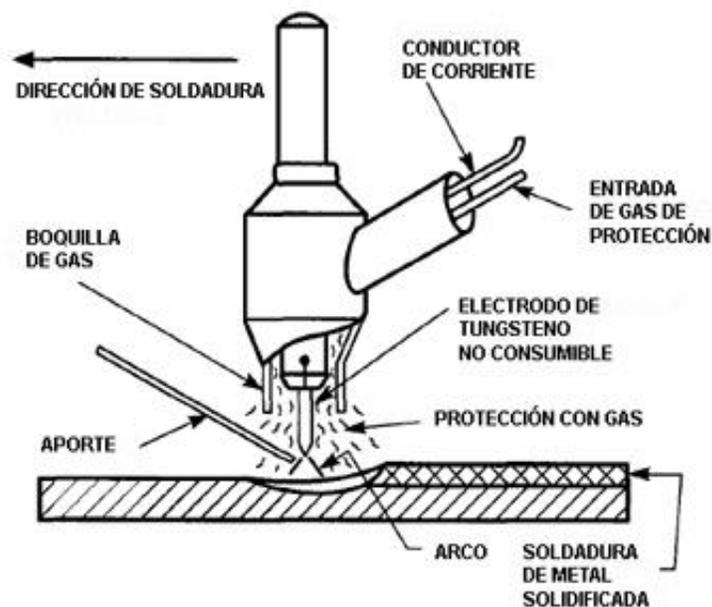


Figura 16. Ilustración del principio del proceso de soldadura GTAW [32].

1.3 Metalurgia física de las uniones de soldadura en aceros avanzados de alta resistencia

De acuerdo con Abson [33], una soldadura que implica la fusión de los materiales consta de tres zonas principales; zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB). En esta sección se abordarán los fenómenos metalúrgicos que ocurren en la ZF y ZAT provocados por el proceso de soldadura de arco eléctrico.

El conocimiento sobre la solidificación en la ZF es muy limitado, normalmente se relaciona con los fenómenos metalúrgicos que ocurren en piezas obtenidas por fundición, sin embargo, en algunas ocasiones, cuando se trata de aleaciones de acero empleados en la industria automotriz, resulta ser un argumento que difiere con lo investigado, haciendo que la comprensión de la

microestructura y propiedades mecánicas en la ZF sea una tarea compleja. En aleaciones de acero de bajo carbono ($< 0.6\%$), el metal líquido comienza a solidificarse a temperaturas por debajo de los $1,500\text{ }^{\circ}\text{C}$ bajo condiciones de enfriamiento rápido, la composición química influye en el desarrollo de la estructura del grano en la ZF, en consecuencia, dos diferentes modos de crecimiento de grano resultan durante la solidificación: crecimiento epitaxial y crecimiento no-epitaxial [34 - 36].

El crecimiento epitaxial se refiere al evento de la formación de granos primarios durante la solidificación con frentes de tipo planar, celular o dendrítico, ilustrados en la Figura 17, generalmente este modo de crecimiento ha sido observado en procesos de soldadura que no requieren un material de aporte como la soldadura láser, haz de electrones o autógena [36].

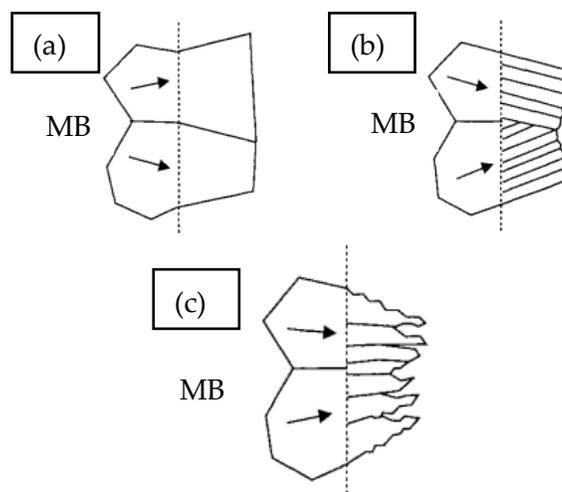


Figura 17. Ilustración de la morfología de los granos primarios en modo de crecimiento epitaxial después de la solidificación, (a) planares, (b) celulares y (c) dendríticos [34].

Elmer *et al.* [37] han observado un crecimiento epitaxial en la soldadura por haz de electrones de un acero inoxidable austenítico que consistió de las fases γ y δ . Como se muestra en la Figura 18, tanto la γ como la δ crecieron de manera epitaxial celular a partir de la línea que delimita la ZF y MB (línea punteada color rojo).

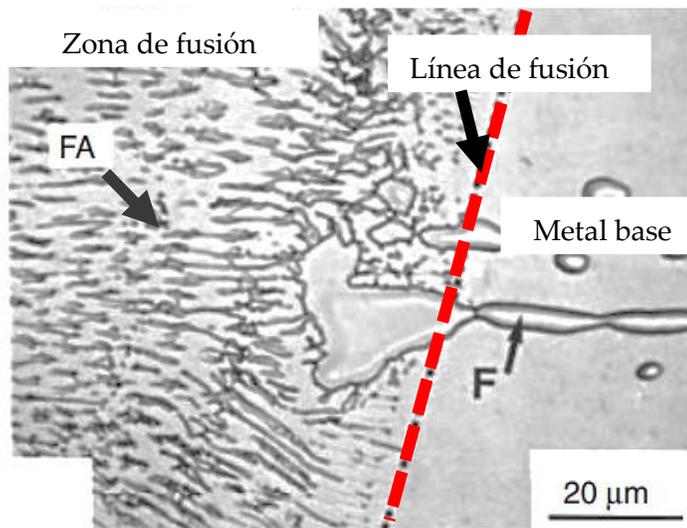


Figura 18. Micrografía obtenida por MEB que representa el crecimiento epitaxial de un acero inoxidable austenítico, FA: ferrita δ y austenita γ y F: ferrita δ [37].

Por otro lado, cuando el proceso de soldadura (ej. MIG, GTAW), involucra un material de aporte o se unen dos materiales diferentes (ej. diferentes grados de acero), la composición de la zona de fusión difiere con la del metal base, originando el crecimiento no-epitaxial. Durante la solidificación el primer sólido en formarse es la fase δ , su estabilidad hasta temperatura ambiente depende de los elementos de aleación como el cromo y níquel, típicamente contenidos en los aceros inoxidables, después la δ comienza a transformarse en γ y durante el subsecuente enfriamiento final la fase γ se transforma en α' [34 – 38]. Zhang *et al.* [39] han investigado la microestructura en la ZF de un acero TRIP del proceso de soldadura híbrido MIG-Láser, ellos adjudicaron la transformación martensítica principalmente al gradiente de composición química que ocasionó un aumento en la templabilidad del acero en esta zona, es decir, las temperaturas M_s y M_f estuvieron por encima de la temperatura ambiente y unido con las altas velocidades de enfriamiento, la fase α' predominó en la ZF. En la Figura 19 se muestra la microestructura martensítica con morfología de listones en la ZF obtenida para el acero TRIP antes mencionado.

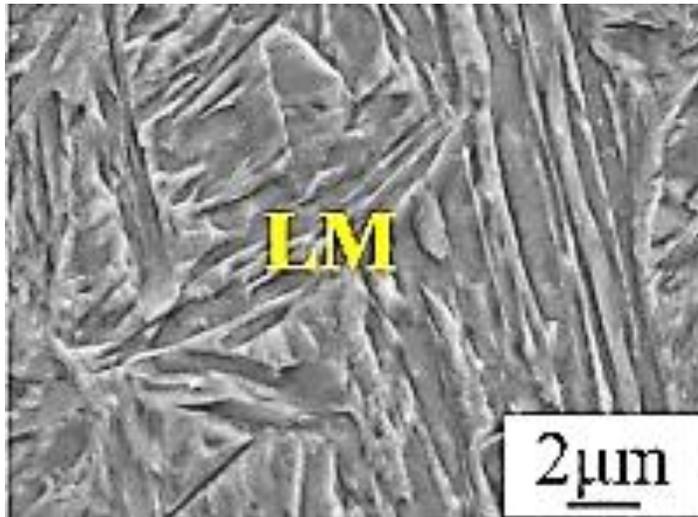


Figura 19. Micrografía obtenida por MEB de la microestructura en acero TRIP obtenida en la ZF después del proceso de soldadura híbrido MIG-Láser; LM: Lath martensite o listones de martensita [39].

La siguiente zona de interés es la ZAT; cuando el acero proviene de una deformación plástica a través de la laminación en caliente o en frío, el calentamiento causado por el proceso de soldadura tiene efecto en las subzonas de las que se compone la ZAT, ya que puede ser dividida en dos o más subzonas, provocando diferentes microestructuras y morfologías como se muestra en la Figura 20. La ZAT es subdividida en [40 - 44]:

Zona de grano grueso (GG-ZAT): Es la región adyacente a ZF, la temperatura alcanzada oscila entre los 1,100 -1,500 °C, muy por encima de A_3 en donde ocurre engrosamiento de grano de γ . Durante el enfriamiento la transformación martensítica toma lugar, asociada con una alta resistencia y baja elongación, esta zona actúa principalmente como sitio promotor de nucleación y propagación de grietas en pruebas mecánicas debido a su alta fragilidad.

Grano fino (GF-ZAT): El rango de temperatura en esta región es aproximadamente 900 – 1,100 °C, la diferencia con la zona anterior es que el crecimiento de la austenita es limitado por la presencia de carburos o nitruros preexistentes en el material base, la resistencia y elongación es mejorada en esta zona debido a la formación de α' fina y la presencia de γ_R .

Zona intercrítica (IC-ZAT): Es una región de austenitización parcial entre las temperaturas críticas A_1 y A_3 , que alcanzan los 750 – 900 °C y coexisten las fases α y γ , se ha reportado que la microestructura resultante es constituida por γ_R , α y α' .

Zona subcrítica (SC-ZAT): En esta región se alcanzan temperaturas por debajo de A_1 entre 650 – 750 °C, que se asemeja al tratamiento térmico de revenido, por lo cual, generalmente la microestructura en esta zona consta de α' revenida.

Metal base (MB): En esta zona la microestructura no es afectada térmicamente y, por lo tanto, no hay cambios microestructurales.

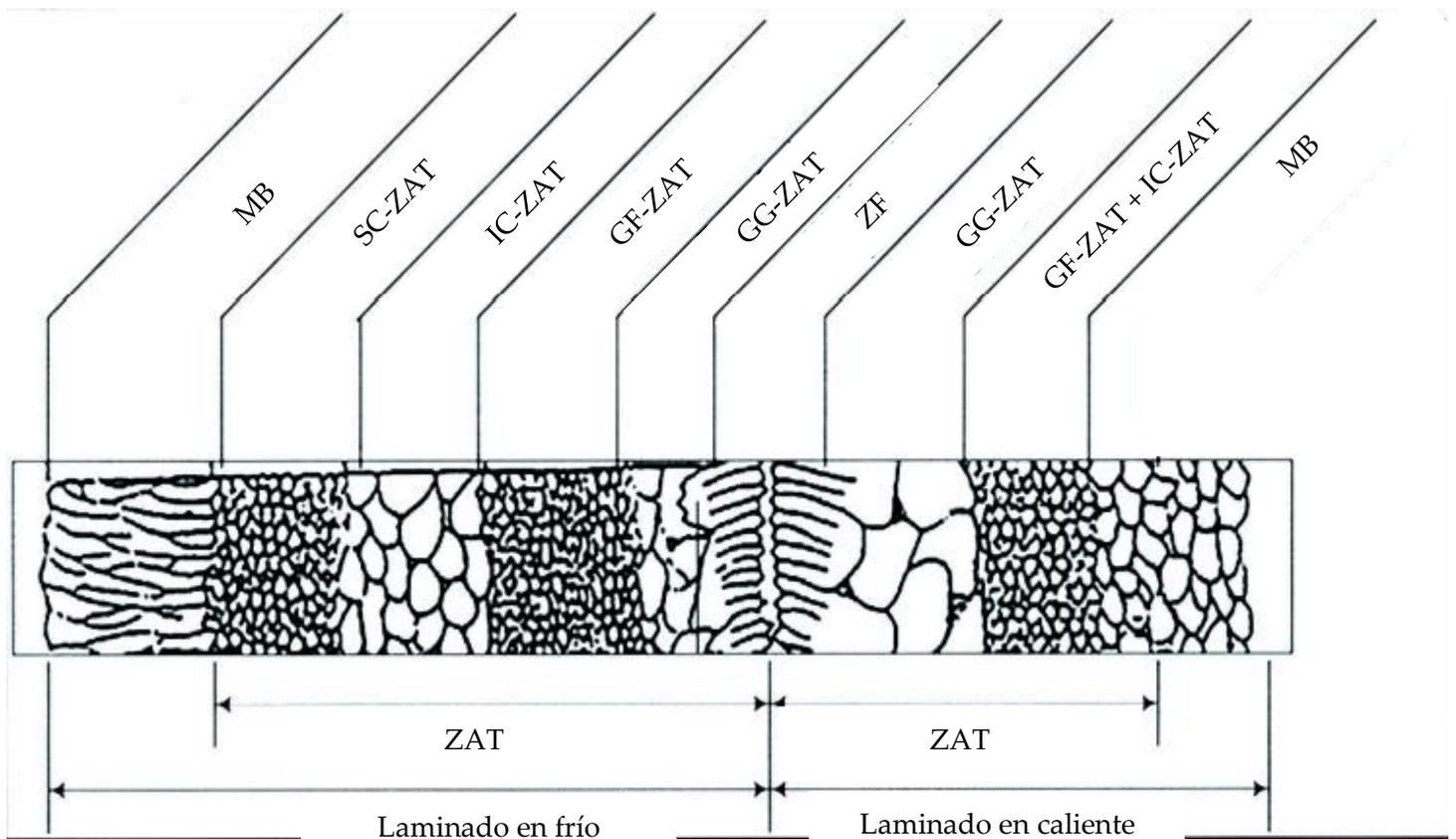


Figura 20. Diagrama esquemático de las zonas críticas después de un proceso de soldadura por arco eléctrico dependiendo del proceso de conformado mecánico previo [44].

1.4 Defectos ocasionados por el proceso de soldadura

Los defectos de soldadura se pueden definir como irregularidades, discontinuidades o imperfecciones ocasionadas por el proceso de soldadura. Los defectos en las uniones soldadas pueden resultar en el rechazo de piezas, reparaciones costosas, una reducción significativa del rendimiento en condiciones de trabajo y, en casos extremos, fallas catastróficas. En la mayoría de los casos, los defectos ocurren como resultado de un diseño de soldadura incorrecto, parámetros de soldadura inadecuados y la elección de materiales base y aporte incompatibles. Además, la falta de conocimiento del proceso, la mano de obra deficiente y la capacitación inadecuada del soldador también pueden contribuir a estos defectos [45, 46].

En la práctica, es imposible obtener una soldadura perfecta, por tal motivo, para muchas industrias, las especificaciones y tolerancias de los defectos se han establecido para determinar lo que es aceptable y adecuado para el servicio. Esto se especifica como códigos o estándares y permiten una variedad de tipos, tamaños y frecuencias de defectos. Los defectos de soldadura se pueden clasificar dependiendo de la ubicación en donde se originan, en la ZF o la ZAT. En la Figura 21 se muestran los diferentes defectos asociados al proceso de soldadura por arco [46].

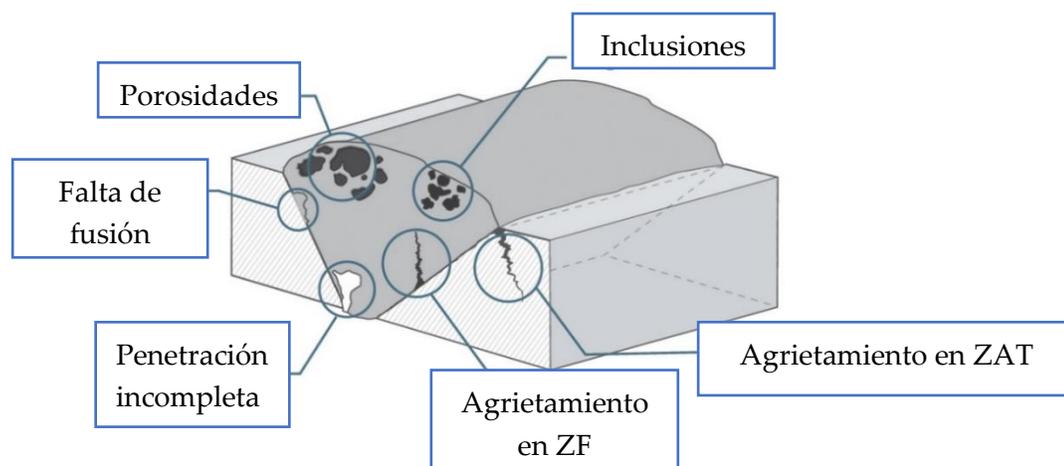


Figura 21. Ilustración de los principales defectos en uniones soldadas mediante un proceso de soldadura por arco [45].

Descripción de los defectos originados por el proceso de soldadura [46, 47]:

La porosidad en la ZF es una discontinuidad de tipo cavidad, en general, los poros se forman a partir de la evaporación de elementos de bajo punto de ebullición, gas de protección retenido en el metal líquido y/o falta de limpieza superficial de los materiales a unir (ej. óxido, herrumbre, grasas, etc.).

El agrietamiento es un defecto considerado peligroso, especialmente cuando se somete a condiciones de carga de fatiga. La formación de grietas se origina debido a la contracción térmica durante el enfriamiento, dando lugar a la propagación de grietas a lo largo de la ZAT y en la ZF.

Las inclusiones no metálicas, son originadas a partir de partículas externas durante el proceso de soldadura, la principal fuente de estas partículas sólidas puede provenir de óxidos superficiales, escoria, sulfuros y electrodos de tungsteno contaminados.

Por último, *la falta de fusión* se describe como una unión incompleta entre la ZF y el MB, este defecto ocurre cuando existe la fusión parcial entre el material de aporte y el material base, debido a que las condiciones de amperaje/voltaje fueron insuficientes para lograr fundir por completo los materiales involucrados, lo que provoca cavidades internas que pueden comprometer la calidad de la unión bajo esfuerzos de flexión o tensión.

Hipótesis

La aplicación del proceso de arco eléctrico representa una alternativa eficiente para unir aceros AHSS, la optimización en los parámetros de este proceso puede contribuir a prevenir defectos en la unión, sin embargo, las altas temperaturas originadas por el proceso de soldadura contribuyen a cambios microestructurales así como a la disminución en las propiedades mecánicas. Por tal motivo, se propone que será posible reducir la disminución de las propiedades si se utiliza un tratamiento térmico de recocido intercrítico después del proceso de soldadura, mediante el cual la fragilidad originada en la ZAT sea disminuida al promover la presencia de las fases γ_R y α en lugar de la fase α' en la microestructura.

Objetivo general

Caracterizar los cambios microestructurales y evaluar las propiedades en tensión en láminas de un acero de medio Mn modificado con niobio, en condición de laminación y con recocido intercrítico, después de ser soldadas mediante el proceso de arco eléctrico de tipo FCAW.

Objetivos específicos

- Caracterizar la microestructura y evaluar las propiedades mecánicas en tensión de la materia prima.
- Establecer parámetros óptimos del proceso de soldadura y su influencia en las uniones soldadas, mediante la variación de voltaje, velocidad de alimentación, distancia de separación del material base y evaluar las uniones soldadas en relación a presencia de defectos como grietas o porosidades.
- Identificar y cuantificar las fases del acero en las zonas críticas ocasionadas por el proceso de soldadura, tanto en la condición de laminación como en la condición de recocido intercrítico, vía DRX, MO y MEB.

- Evaluar los perfiles de microdureza en la ZF, ZAT y MB para estimar su tamaño y naturaleza en las uniones, en condición de laminación y con la aplicación del recocido intercrítico después del proceso de soldadura.
- Determinar las propiedades mecánicas en tensión al ser unidos mediante la técnica de soldadura FCAW y su efecto al aplicar el recocido intercrítico .
- Determinar los diagramas de temperatura/tiempo en la ZAT en condición de laminación, para lograr estimar analíticamente la temperatura máxima alcanzada y las velocidades de enfriamiento que se experimentan en esta zona, mediante la aplicación de las ecuaciones de Rosenthal.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Kim, D., Lim, J., Nam, B., Kim, H. and Kim, S. (2020). Design and Manufacture of Automotive Hybrid Steel/Carbon Fiber Composite B-Pillar Component with High Crashworthiness. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. **8**, 547 – 559.
- [2] Schmitt, J. and Iung, T. (2018). New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*. **19**, 641 – 656.
- [3] Lee, K. & Han, J. (2015). Current Opinion in Medium Manganese Steel. *Materials Science Technology*. **7**, 843-846.
- [4] Jun, H. and Grant, T. (2021). Evolving the “Banana Chart”: Temperature and Strain Rate Effects on Tensile Properties of New-Generation Advanced High Strength Steels. *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*. **73**, 3204 – 3213.
- [5] Liu, L., He, B. and Huang, M. (2018). The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. *Advanced Engineering of Materials*. **20**, 170 - 187.
- [6] Yan, M. (2017). Medium-manganese steels processed by austenite reverted-transformation annealing for automotive applications. *Materials Science and Technology*. **33**, 1713 – 1727.
- [7] Schneider, R., Steineder, K., Krizan, D. and Sommitsch, C. (2018). Effect of the heat treatment on the microstructure and mechanical properties of medium-Mn-steels. *Materials Science and Technology*. **35**, 2045 – 2053.
- [8] Ding, W., Wang, R., Li, Y., & Wang, B. (2020). High elongation of medium-manganese steel containing 1.0 wt.% Al after a short intercritical annealing time. *Journal of Materials Research and Technology*, **9**, 7262–7272.
- [9] Gramlich, A., Emmrich, R., & Bleck, W. (2019). Austenite reversion tempering-annealing of 4 wt.% manganese steels for automotive forging application. *Metals*. **9**, 575 - 565.
- [10] Miller, R. (1972). Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels. *Metallurgical Transactions*. **3**, 905–912.
- [11] Speer, J., Moor, E., Findley, K., Matlock, D., Cooman, B. and Edmonds, D. (2011). Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel. *The Minerals, Metals & Materials Society*. **42**, 784 – 790.
- [12] Wang, Li. and Speer, J. (2013). Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure and Analysis*. **2**, 268 – 281.
- [13] Hidalgo, J., Celada, C. and Santofimia, M. (2019). Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation. *Materials Science and Engineering A*. **754**, 766 – 777.

- [14] Badeshia, H. (2010). Nanostructured bainite. *Materials Science and Metallurgy*. **14**, 3 – 18.
- [15] Akram, M., Soliman, M. and Palkowski, H. (2021). Nano-Bainitic Steels: Acceleration of Transformation by High Aluminum Addition and Its Effect on Their Mechanical Properties. *Metals*. **11**, 1210 – 1222.
- [16] Akram, M., Palkowski, H. and Soliman, M. (2020). High-Strength Low-Cost Nano-Bainitic Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. **29**, 2418 – 2427.
- [17] Shome, M. and Tumuluru, M. (2015). Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS). *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. (1st ed.), Pittsburgh, PA, USA. Elsevier Ltd.
- [18] Kalaiselvan, K., Dinaharan, I. and Murugan, N. (2021). Routes for the Joining of Metal Matrix Composite Materials. *Encyclopedia of Materials: Composites*. **2**, 652 – 670.
- [19] Nayak, S., Biro, E. and Zhou, Y. (2020). Laser welding of advanced high-strength steels (AHSS). *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. 1st ed.), Pittsburgh, PA, USA. Elsevier Ltd.
- [20] Lun, N., Saha, D., Macwan, A., Pan, H., Wang, L., Goodwin, F. and Zhou, Y. (2017). Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded medium manganese TRIP steel. *Materials and Design*. **5**, 450 – 459.
- [21] Gau, Q., Hengchang, B., Ling, W. and Zhan, X. (2022). Effect of defocusing amount on morphology and microstructure of 8-mm-thick Ti-6Al-4V laser deep penetration welded joint. *The international Journal of Advanced Manufacturing Technology*. **119**, 3747 – 3756.
- [22] Zhou, K. and Yao, P. (2019). Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding. *Mechanical Systems and Signal Processing*. **124**, 170 – 198.
- [23] Pouranvari, M. and Marashi, S. (2013). Critical review of automotive steels spot welding: process structure and properties. *Science and Technology of Welding and Joining*. **5**, 361 – 403.
- [24] Burca, L., Mitelea, I., Utu, I. and Burca M. (2021). Resistance spot welding particularities of the nickel alloy Nimonic 80 A. *Materials Today: Proceedings*. **45**, 4122 – 4127.
- [25] Cheng, Y., Yu, R., Zhou, Q., Chen, H., Yuan, W. and Zgang, Y. (2021). Real-time sensing of gas metal arc welding process – A literature review. *Journal of Manufacturing Processes*. **11**, 452 – 469.
- [26] Hu, H. and Tsai, H. (2007). Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: the arc. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. **50**, 833 – 846.
- [27] Nothdurft, S., Springer, A. and Kaierle, S. (2018). Influencing the Weld Pool During Laser Welding. *Advances in Laser Materials Processing*. **2**, 235 – 256.

- [28] General Motors Engineering Standards GM6122M. (1994). “Automotive Arc Welding Specification”.
- [29] Standard AWS A3.0:2001. (2001). “Standard Welding Terms and Definitions”. American Welding Society.
- [30] Favi, C., Campi, F., Germani, M. & Mandolini, M. (2019). A data framework for environmental assessment of metal arc welding processes and weld structures during the design phase. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. **105**, 967 – 993.
- [31] Ramesh, S. (2020). Welding and Joining processes. *Applied Welding Engineering*. **3**, 157 – 186.
- [32] Devakumar, D. and Jabaraj B. (2014). Research on Gas Tungsten Arc Welding of Stainless Steel -An Overview. *International Journal of Scientific and Engineering Research*. **5**, 39 - 54.
- [33] Abson, D. (2018). Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low alloy steel arc weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*. **8**, 635 – 648.
- [34] Lars, E. (1994). Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds. *Materials Science and Technology*. (1st ed.), Gothenburg, Sweden. CRC Press, Taylor and Francis Group.
- [35] Devletian, J. and Wood, W. (1983). Principles of Joining Metallurgy. *International Trends in Welding Science and Technology*. **6**, 147 – 157.
- [36] Sindo, K. (2003). Welding Metallurgy. (2nd ed.), Hoboken, New Jersey, USA. John Wiley & Sons, Inc.
- [37] Elmer, J., Allen, S. and Eagar, T. (1989). Microstructural development during solidification of stainless-steel alloys. *Metallurgical transactions A*. **20**, 2117 – 2131.
- [38] Jorge, J., Souza, L., Mendes, M., Bott, I., Araújo, I., Dos santos, V., Rebello, J. and Evans. (2021). Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-M and high strength low alloy steel weld metals – a review. *Journal of Materials Research and Technology*. **10**, 471 – 501.
- [39] Zhang, B., Dong, Y., Misra, R., Wu, H., Wang, X., Zhao, W. and Du, L. (2021). Microstructure and formability performance of fiber laser welded 1.2 GPa grade hot-rolled TRIP steel joints. *Optics and Laser technology*. **143**, 107341.
- [40] Stadler, M., Schnitzer, R., Gruber, Martin., Steineder, K. & Hofer, C. (2021). Influence of the Cooling Time on the Microstructural Evolution and Mechanical Performance of a Double Pulse Resistance Spot Welded Medium-Mn Steel. *Metals*, **11**, 270.
- [41] Easterling, K. (1983). Introduction to the physical Metallurgy of Welding. (2nd ed.), Exeter, Devon, UK. Elsevier Ltd.

- [42] Thaulow, C., Paauw, A. & Guttormsen, K. (1987). The Heat-Affected Zone Toughness of Low-Carbon Microalloyed Steels. *Welding. Journal Research Supplement*. 266 – 279.
- [43] Poorhaydari, K., Patchett, B. & Ivey, G. (2005). Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. *Supplement to the Welding Journal*. **10**, 149 – 155.
- [44] Azida, N., Ali, A. and Ismail, N. (2009). Characterization of Fusion Welded Joint: A Review. *Pertanika Journal Science and Technology*. **2**, 201 -210.
- [45] Kinsey, B. & Wu, X. (2011). Tailor Welded Blanks for Advanced Manufacturing. (1st ed.), Padstow, Cronwall, UK. Woodhead Publishing Limited. 3 – 23.
- [46] Yusof, F. & Jamaludding, M. (2014). Welding Defects and Implications on Welded Assemblies. *Comprehensive Materials Processing*. **6**, 125 – 134.
- [47] Zhang, H. (2010). Friction stir welding of magnesium alloys. *Welding and Joining of Magnesium Alloys*. **1**, 274 – 305.

Capítulo 2. Descripción de técnicas experimentales y la metodología para el análisis de las uniones soldadas.

Este trabajo de tesis ha sido desarrollado con base en la metodología experimental de la Figura 22, se utilizaron láminas de acero de medio Mn como materia prima proveniente de un proceso de laminación en caliente llevado hasta la reducción de espesor aproximado a 3.7 mm, el cual fue desarrollado en la investigación de la referencia [1], posteriormente se realizó en esta condición (laminación) el proceso de soldadura utilizando la técnica FCAW con un material de aporte/microalambre comercial de la marca WELD 500, clase E71T-GS con diámetro de 0.8 mm y el recocido intercrítico se efectuó en las probetas recién obtenidas por el proceso de soldadura. Las composiciones químicas nominales del acero y del microalambre son mostradas en la Tabla 1.

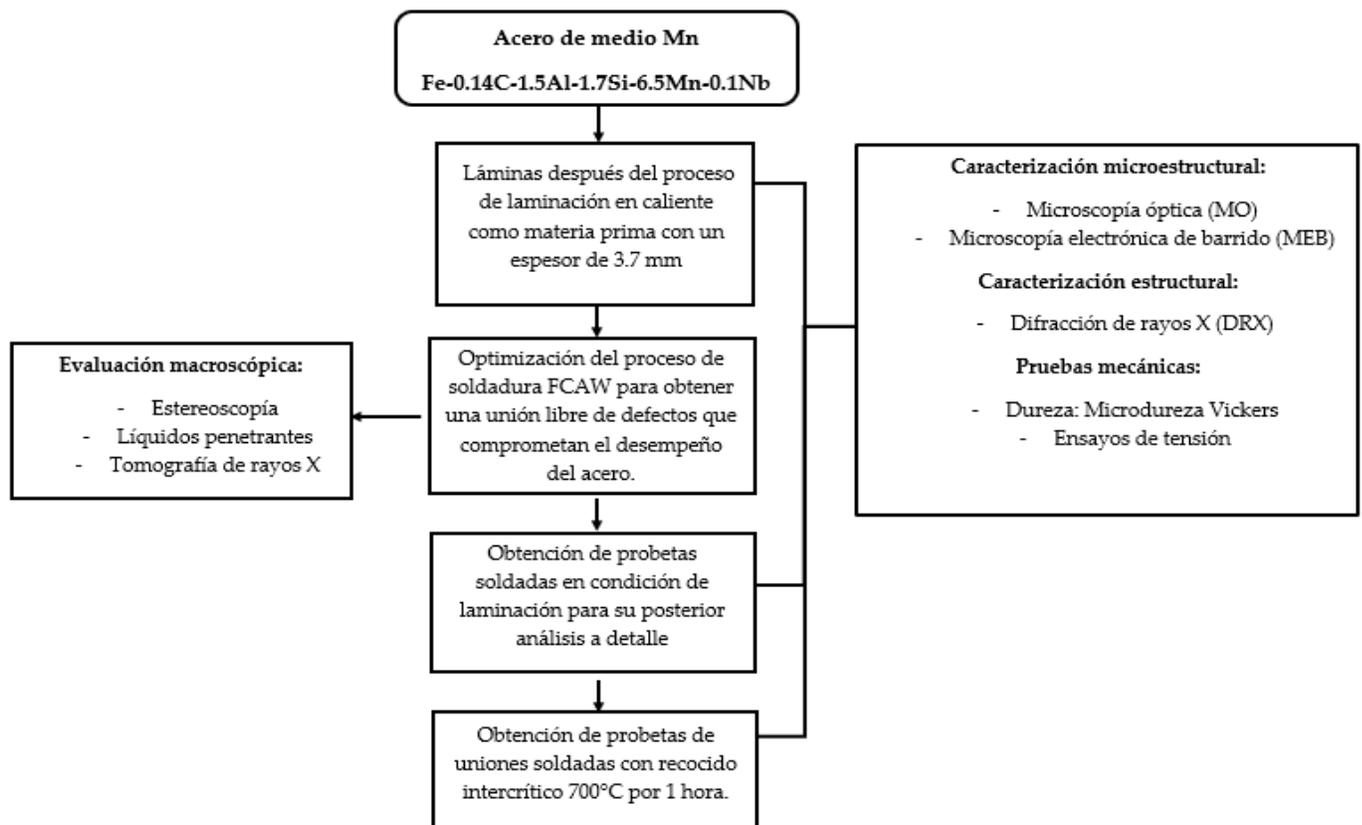


Figura 22. Metodología experimental del trabajo de tesis.

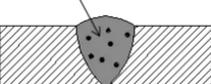
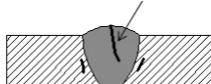
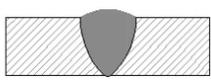
Tabla 1: Composición química del acero utilizado para la investigación, la del material de aporte y núcleo fundente de acuerdo con el fabricante OKILA [2].

	Mat. Prima	Microalambre		Núcleo fundente
Elemento	% Peso	% Peso	Elemento	% Peso
Fe	Bal.	Bal.	F	26.89
C	0.14	0.18	Mg	9.12
Al	1.5	1.30	Al	18.20
Si	1.7	0.40	Si	6.50
Mn	6.5	0.65	K	3.93
Nb	0.1	-	Ti	0.80
			Ba	34.56

2.1 Proceso de soldadura

En la Tabla 2, se muestra una recopilación representativa de los parámetros utilizados para la optimización del proceso de soldadura y los efectos que se obtuvieron mediante su combinación, el procedimiento se realizó con el objetivo de obtener una soldadura integra libre de defectos. La optimización de los parámetros consistió en la variación de la velocidad de alimentación del microalambre a la zona de soldadura y el voltaje que promovió la fusión de los materiales involucrados en el proceso. La combinación óptima para el proceso de soldadura FCAW fueron las condiciones de la Prueba 3, ya que las condiciones de las pruebas 1 y 2 ocasionaban defectos internos y externos en las uniones.

Tabla 2: Parámetros usados en pruebas preliminares del proceso de soldadura FCAW.

Prueba	Alimentación	Voltaje	Amperaje	Separación	Esquema	Defectos
1	14 cm/s	19 V	105 – 120 A	3 mm		Porosidad
2	15 cm/s	19 V	105 – 120 A	3 mm		Agrietamiento
3	10 cm/s	18 V	83 – 98 A	3 mm		Soldadura íntegra

El proceso de soldadura se llevó a cabo en una máquina de la marca LINCOLN ELECTRIC modelo POWER MIG 210 MP (Figura 23) operada con los parámetros optimizados en la Tabla 3.



Figura 23. Imagen de la maquina utilizada para el proceso de soldadura FCAW.

Tabla 3: Parámetros utilizados del proceso de soldadura FCAW.

Velocidad de alimentación	Voltaje	Amperaje
10 cm/s	18 V	83-98 A

En la Figura 24 se muestra la manera en que la lámina del acero en estudio fue acomodada, para garantizar que la zona observada en las uniones soldadas fuera transversal a la dirección de laminación (RD) destinadas para los análisis de microestructura, DRX, microdureza, evaluación macroscópica y tomografía de rayos X, esta área se encuentra señalada con una flecha color rojo en la misma figura. Las probetas obtenidas después del proceso de soldadura fueron de las dimensiones siguientes: 60 mm de largo x 10 mm de ancho x 3.7 mm de espesor, para su análisis posterior.

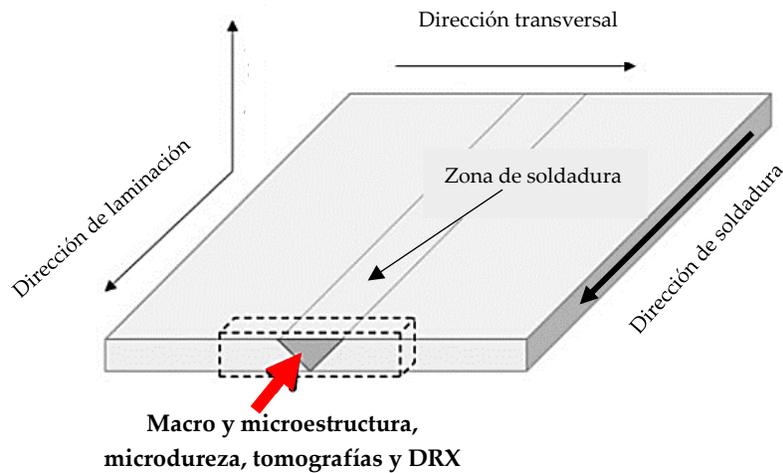


Figura 24. Esquema de la configuración con la que se obtuvieron las probetas destinadas para los análisis de macro y microestructura, microdureza y DRX del proceso de soldadura FCAW.

Las láminas usadas para obtener la geometría estándar de las probetas para los ensayos de tensión fueron de las medidas siguientes: 80 mm de largo x 75 mm de ancho x 3.7 mm de espesor; en la Figura 25 se representan; (a) el sistema de sujeción que evitó el movimiento de las placas durante el proceso de soldadura y (b) subdivisiones para obtener las probetas estándar empleadas en los ensayos de tensión.

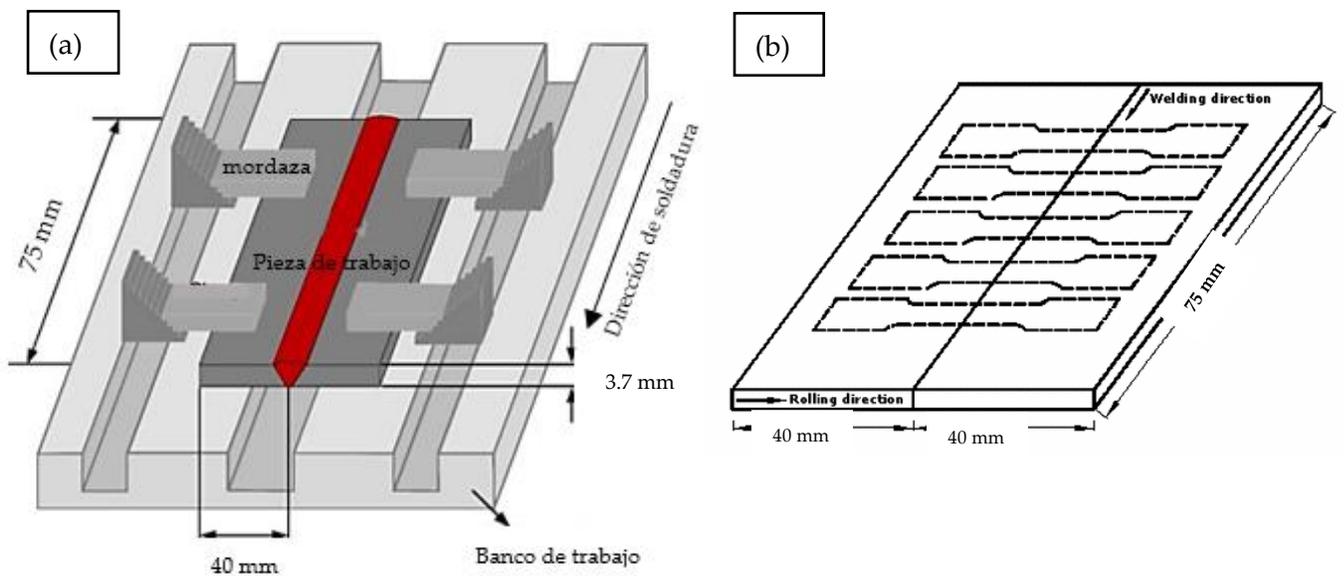


Figura 25. Ilustraciones esquemáticas (a) sistema de sujeción para proceso de soldadura en láminas y (b) divisiones para obtener probetas destinadas para ensayos de tensión.

2.2 Equipos utilizados y descripción del procedimiento de preparación de las probetas para la difracción de rayos X, caracterización microestructural y ensayos de microdureza

En esta sección es importante puntualizar que cuando se hace referencia a las uniones soldadas se incluyen ambas condiciones: condición de laminación y condición con recocido intercrítico; cabe mencionar que tal tratamiento térmico se realizó a 700 °C con un tiempo de permanencia isotérmica de 1 hora y se utilizó una mufla de la marca THERMOLYNE modelo THERMO SCIENTIFIC, las probetas sometidas al recocido intercrítico fueron enfriadas dentro de un recipiente que tenía una solución de salmuera y hielo.

Para la caracterización microestructural se obtuvieron probetas de la materia prima y de las uniones soldadas, ambas preparadas en el área transversal a la dirección RD vía desbaste por lijas y posterior pulido con paños impregnados con pasta de diamante de diferente tamaño de partícula. La DRX se llevó a cabo en probetas pulidas de la materia prima y de las uniones soldadas (específicamente en la ZF y ZAT), las señales de los picos difractados fueron indexadas con base a las características cristalinas de las fases presentes. La información cristalográfica obtenida de la DRX fue procesada en el software *Maud* v2.992 para la identificación y cuantificación de fases presentes en el acero en estudio, a través del refinamiento por el método Rietveld [3], tal refinamiento es una técnica que utiliza un modelo matemático para ajustar los parámetros específicos (celda unitaria, tamaño de cristal, microdeformación, "Background" etc.) de cada fase utilizando el patrón de difracción experimental, de esta manera se puede obtener una estimación cuantitativa de las fases involucradas. El equipo empleado fue un difractómetro Bruker D8 Advance modelo Da Vinci con radiación monocromática Cu K α y longitud de onda de 0.15418 nm. El intervalo del ángulo barrido fue de 40 – 90 ° con una velocidad angular de 0.02°s⁻¹.

Posteriormente, las probetas de la materia prima y de las uniones soldadas fueron atacadas con metabisulfito de sodio al 10% para la obtención de micrografías vía MO y MEB. Los equipos utilizados para la caracterización microestructural fueron: un microscopio óptico de la marca

OLYMPUS modelo GX51 y un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6610LV, operado con un voltaje de aceleración de 20 kV, el cual también cuenta con un Espectrómetro de Rayos X de Energía Dispersiva (EDX) en donde un haz de electrones incide en la muestra y emite rayos X característicos de la estructura atómica que proporciona información sobre los elementos químicos involucrados en el acero. Para el uso de esta técnica, es importante considerar que [4,5] no todos los elementos pueden ser identificados, en especial los de mayor número atómico o elementos pesados debido al aumento del número de orbitales del átomo lo que dificulta el análisis cuantitativo.

Las probetas soldadas utilizadas para la caracterización microestructural fueron pulidas por segunda vez y posteriormente atacadas con una solución acidificada de cloruro férrico para delimitar y contrastar la ZF, ZAT y MB. Para las pruebas de microdureza, las condiciones de carga y tiempo de indentación fueron de 200 gramos y 15 segundos, respectivamente, en total se realizaron 60 mediciones en las uniones soldadas con una separación entre cada medición de 150 μm . La ubicación de inicio del ensayo fue en el centro del cordón de soldadura con dirección al material base como se muestra en la Figura 26. Las mismas condiciones de carga y tiempo de indentación fueron empleados para obtener el valor promedio de dureza en la materia prima, en total se realizaron 15 mediciones aleatorias en toda el área transversal. El equipo utilizado para el ensayo fue un microdurómetro de la marca SHIMADZU modelo HMV-G 21.

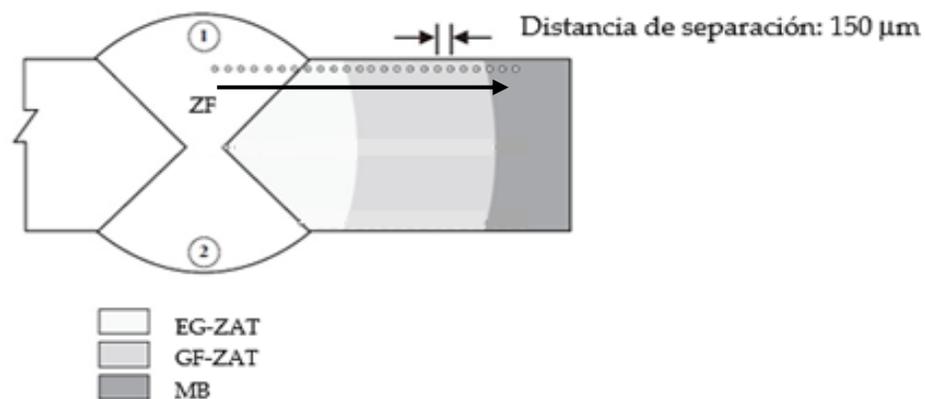


Figura 26. Ilustración esquemática de indentaciones en las pruebas de microdureza de las uniones soldadas.

2.3 Aplicación de líquidos penetrantes, análisis macroestructural y tomografías de las uniones soldadas.

El uso de líquidos penetrantes fue aplicado en las láminas de las uniones soldadas para detectar y descartar defectos que puedan afectar las propiedades mecánicas de la unión, algunos de estos defectos son las porosidades y/o agrietamientos, se muestra un esquema de este proceso en la Figura 27 , éste fue implementado bajo las condiciones de la norma ASTM E165 [6]. La técnica consiste en aplicar un líquido penetrante de baja tensión superficial sobre una superficie no porosa, este líquido penetra bajo el principio de capilaridad en los defectos ocasionados por el proceso de soldadura, de manera que al limpiar el excedente de la superficie solo se conserve el líquido en el defecto, posteriormente se aplica un agente revelador que extrae el líquido del defecto hacia la superficie haciéndolo visible durante la inspección visual.

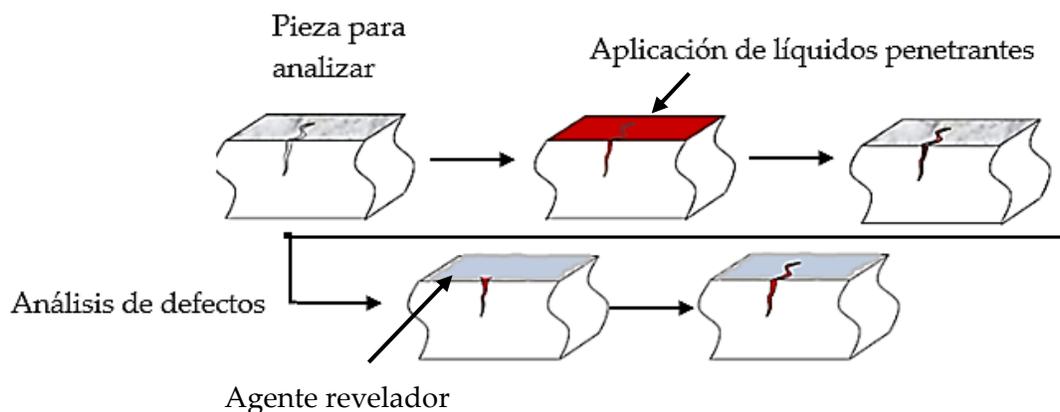


Figura 27. Ilustración esquemática de aplicación de líquidos penetrantes en soldaduras.

Para realizar el análisis macroestructural de las uniones soldadas, se aprovechó el ataque superficial con cloruro férrico, el cual delimitaba las subzonas y facilitaba la medición del ancho del cordón, ancho relativo de la ZAT y la profundidad de penetración, el equipo utilizado fue un estereoscopio de la marca Motic serie SMZ – 161 a una magnificación de entre 2.5x a 10x.

En cuanto a los análisis tomográficos por rayos X, éstos se realizaron en el equipo Nikon Microfocus X-ray/CT System modelo X TV 160, operado con los parámetros siguientes: energía del haz: 123 kV, corriente del haz: 120 μ A y filtro de cobre de 0.5 mm con el objetivo de complementar la investigación, y comprobar la presencia o ausencia de defectos internos que no hayan sido detectados mediante los otros métodos de inspección.

2.4 Ensayos de tensión

La geometría de las probetas y las condiciones de los ensayos de tensión se realizaron con base a la norma ASTM E8 [7], el equipo empleado fue una máquina universal marca SHIMADZU modelo AUTOGRAPH AG-I de 100 kN. Las probetas empleadas fueron de geometría plana con 25.4 mm de longitud calibrada, un ancho en la sección calibrada de 6 mm y espesor de 3.7 mm, en la Figura 28 se muestra el antes y después del ensayo de tensión en las probetas de las uniones soldadas.



Figura 28. Probetas representativas de las uniones soldadas y de una geometría plana con base a la norma ASTM E8 [6], (a), (b) probetas antes del ensayo de tensión, (c) y (d) probetas después del ensayo de tensión.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Cerda Vázquez, P.J. (2022). Evaluación del efecto del niobio durante el termo-procesamiento de un acero de medio manganeso usando simulación y validación experimental [*Tesis doctoral en desarrollo*]. Doctorado Institucional en Ingeniería y Ciencia de Materiales, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, México.
- [2] OKILA WELD 500. (2022). Alambre tubular para Acero al carbono sin gas de protección rollos 2Lbs -Weld 500. Ciudad de México, México. Recuperado de: <https://okila.net/producto/alambre-tubular-para-acero-al-carbono-sin-gas-de-proteccion-rollos-2lbs/>
- [2] Deschamps, J. and Flippen-Anderson, J. (2002). Crystallography. *Reference Module in Chemistry, Molecular Sciences and Chemical Engineering*. **15**, 121 – 153.
- [3] Gupta, B., Semwal, V. and Pathak, A. (2020). Nanotechnology-based fiber-optic chemical and biosensors. *Fundamentals, Experimental Methods, and Applications*. **9**, 163 – 195.
- [4] Murr, L. (1991). Electron and ion microscopy and microanalysis: principles and applications. (2nd edition), New York, USA. CRC Press.
- [5] Standard ASTM E165. (2012). “*Standard Practice for Liquid Penetrant Examination for General Industry*”. Philadelphia PA, ASTM.
- [6] Standard ASTM E8. (2016). “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*”. Philadelphia PA, ASTM.

Capítulo 3. Resultados, discusión de la microestructura, propiedades mecánicas de tensión de las uniones soldadas en condición de laminación y con recocido intercrítico.

De manera general, en este capítulo se muestran los resultados obtenidos de la caracterización de la microestructura, ensayos de tensión y microdureza del acero de medio Mn como materia prima, como uniones soldadas y la aplicación posterior del tratamiento térmico a las uniones soldadas.

3.1. Acero de medio manganeso como materia prima

La materia prima analizada es un acero de medio Mn categorizado como acero automotriz de tercera generación, las láminas usadas para el estudio del presente trabajo fueron obtenidas después de un proceso de laminación en caliente efectuado a 1,100 °C, con una temperatura final del proceso de 850 °C, en total se realizaron nueve ciclos de laminación con pre-calentamientos a 1,100 °C y entre cada etapa de recalentamiento se aplicaron al material tres pasos de laminación (para considerarse como proceso de trabajado en caliente, la temperatura del acero en estudio durante la laminación debe superar $0.5T_f$, T_f = Temperatura de fusión [1]) hasta la reducción de espesor aproximado a 3.7 mm [2], el ciclo del proceso de laminación se muestra en la Figura 29.

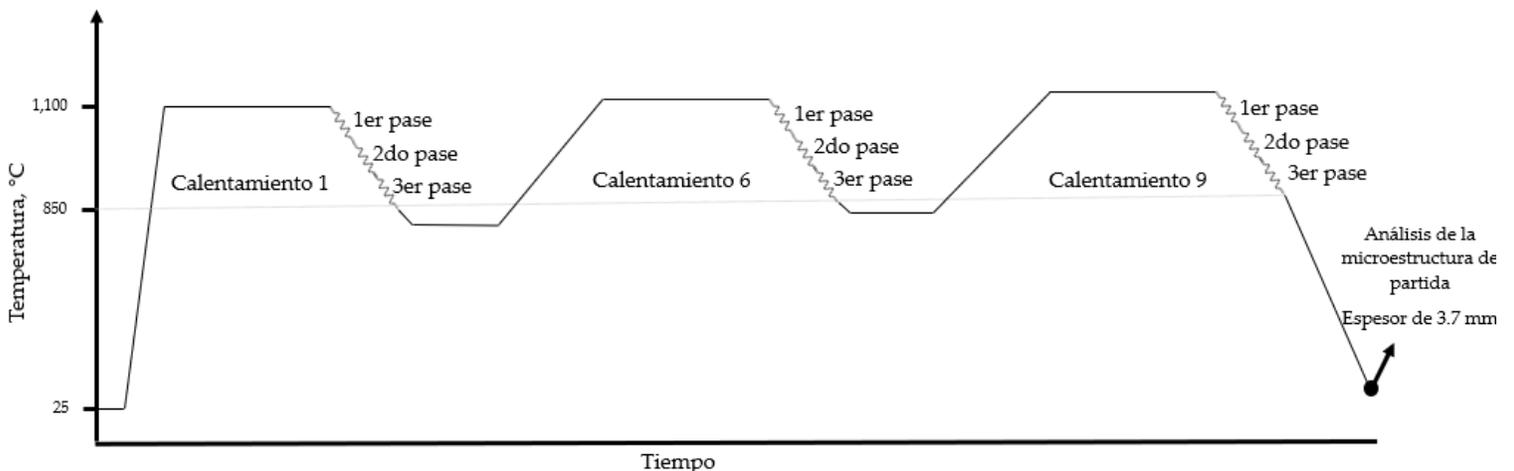


Figura 29. Esquema de los ciclos de recalentamientos y pasos de laminación en caliente para el acero de medio Mn usado en esta tesis.

3.1.1. Caracterización estructural

Para iniciar la identificación de fases del acero en condición de laminación se realizó DRX, en la Figura 30 se muestra el difractograma resultante, en éste las intensidades de los picos se indexaron empleando las tarjetas JCPDS- 03-065-4899 para α con estructura cristalina BCC y la JCPDS- 00-023-0298 que corresponde a la γ con una estructura cristalina FCC, de igual manera se plantea la posibilidad de que se haya formado la fase α' la cual difracta en la misma posición que la α , esta similitud en la ubicación de las difracciones características se asocia principalmente al contenido de carbono, este efecto ha sido investigado y se ha revelado que en aceros que contienen una cantidad menor a 0.6 %C, la fase α' con una estructura cristalina BCT pierde su tetragonalidad migrando a una estructura BCC con características cristalinas similares a la α [3,4]. Es así como el acero en estudio se encontró que está compuesto por las fases α/α' y γ_R con fracciones en volumen aproximadas de 93.3% y 6.7 %, respectivamente, estos últimos valores fueron obtenidos a partir de procesar los datos obtenidos de DRX mediante un refinamiento por el método Rietveld, utilizando el software MAUD.

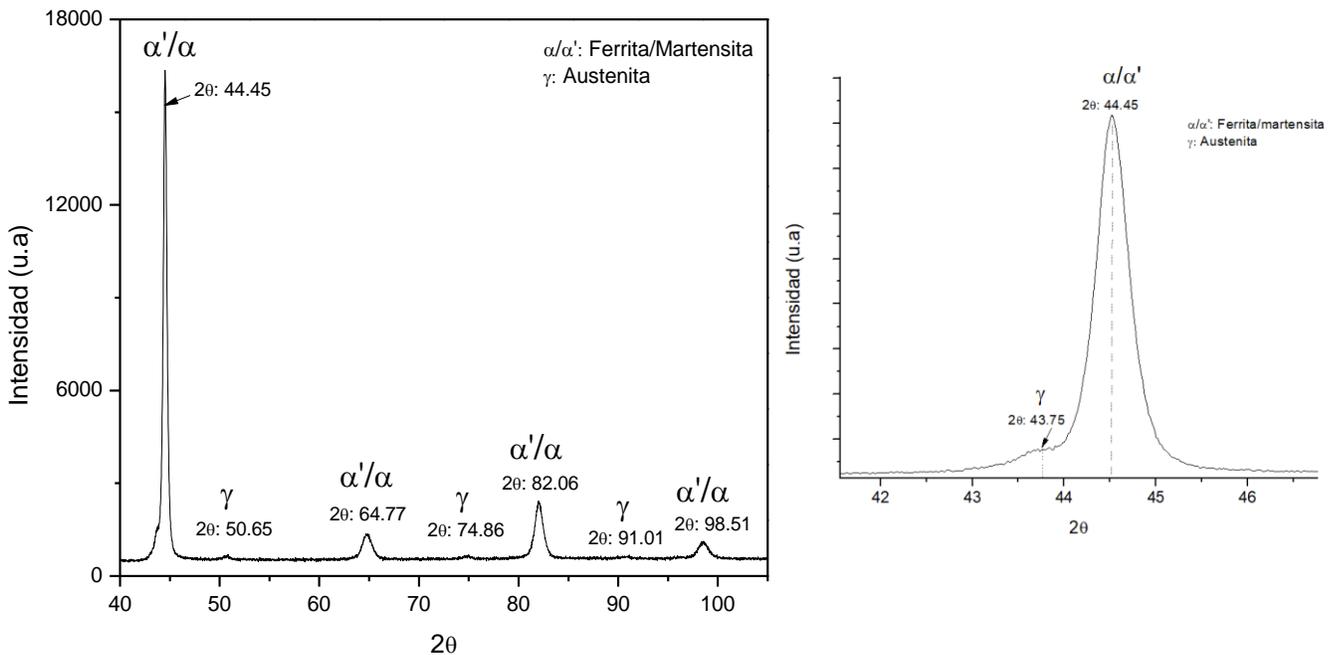


Figura 30. Difractograma de acero de medio Mn en condición de laminación.

De manera esquemática la Figura 31 muestra la microestructura esperada durante y después del proceso de laminación en caliente para el acero en estudio, los granos de γ son deformados y alargados por el efecto del esfuerzo aplicado y durante el enfriamiento final gran parte de la fase γ es transformada a α' y una fracción menor de α , ambas fases conservando la morfología alargada hasta temperatura ambiente. Para soportar este argumento sobre la formación de la fase α' después de la laminación, fue necesario simular el diagrama CCT en el software JMatPro® que se muestra en la Figura 32. Este diagrama predice una cantidad aproximada de 22.2 % de α , la velocidad de enfriamiento promedio que ha sido estimada previamente [2] se mantiene aproximadamente en los 0.16 °C/s después del proceso de laminación, evidentemente se cruza la curva de inicio de transformación de α , la cual se localiza en los límites de grano previo de γ . Además, es notorio que una gran cantidad de γ se transforma a α' debido a la velocidad de enfriamiento y a las altas temperaturas de inicio y final de transformación martensítica (170 y 20 °C, respectivamente).

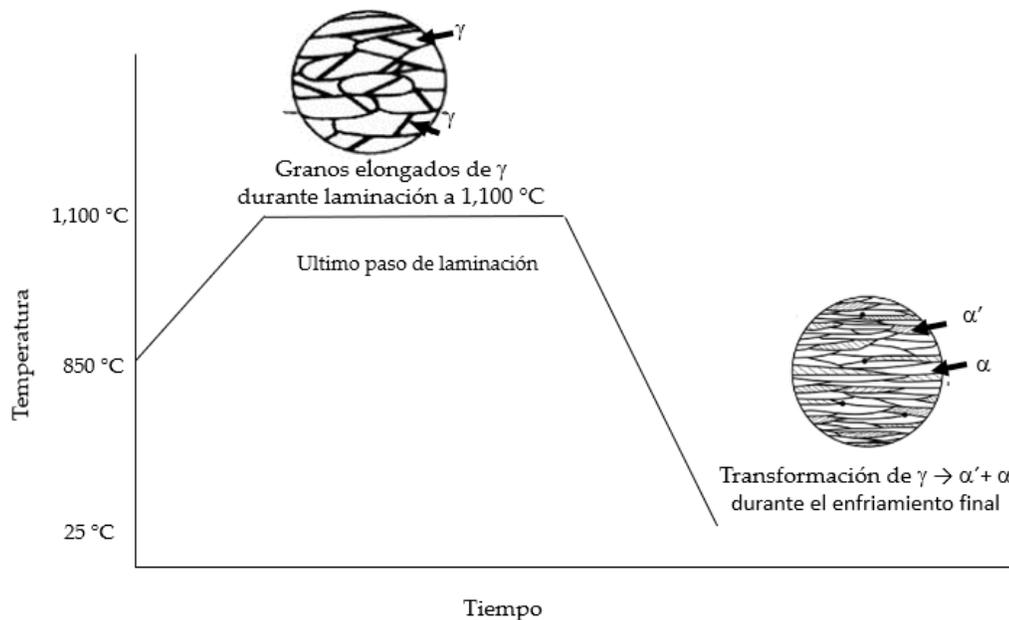


Figura 31. Esquema de la microestructura formada durante y después del proceso de laminación en caliente a 1,100 °C para el acero en estudio.

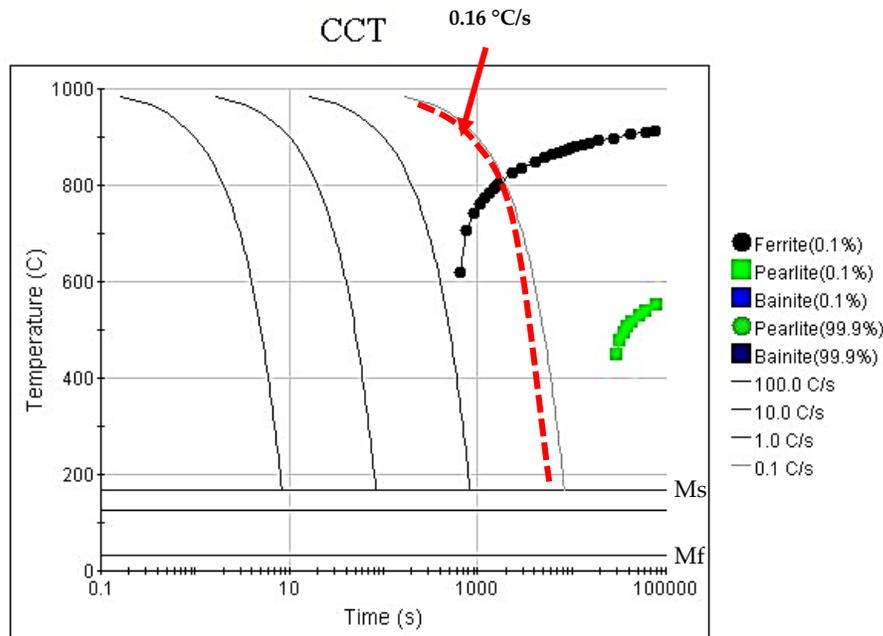


Figura 32: Diagrama CCT simulado en el software JMatPro para el acero medio Mn.

3.1.2. Caracterización microestructural

Es importante destacar que, de acuerdo con el análisis de DRX y lo predicho por el diagrama CCT, las fases predominantes en el acero se componen de α y α' , la caracterización mediante técnicas de microscopía fue orientada a determinar su morfología. En la referencia [2] se reportó un tamaño de grano de austenita previo de 150 micras. En la Figura 33 (a), se notan diferentes tonalidades, los colores de mayor relevancia en el área analizada son el café oscuro y azul que corresponden a la α' , esta diferencia en contraste es producida por la distinta orientación cristalográfica de la γ que se encontraba estable a 850 °C después del último paso de laminación, y que durante el enfriamiento se transformó a $\alpha' + \alpha$, muy poca cantidad se retiene como γ_R . La fase α' en aceros de bajo carbono (< 0.6 %C) tiende a formarse en grupos de listones paralelos llamados “paquetes” que son delimitados por los límites de grano previo de γ , cada paquete es subdividido en “bloques” (grupo de listones con la misma orientación) [5], como se muestra de manera esquemática en la Figura 34, estos agrupamientos se encuentran delineados con color rojo en las micrografías, los cuales adoptaron una forma alargada en dirección de la laminación, además se logran apreciar con mayor detalle los listones de α' en las micrografías obtenidas vía

MEB de la Figura 33. De acuerdo con Militzer *et al.* [6], la fase α toma lugar como sitio preferencial en los límites de grano de la γ durante el enfriamiento, por lo cual en las micrografías obtenidas para el acero en estudio de la Figura 33 (a), se relacionó las tonalidades de color blanco para el caso de la observación vía óptico y en color gris claro la obtenida en MEB corresponden a esta fase, de igual manera se indica con color amarillo para su representación. En cuanto a la fase γ_R , no fue posible localizarla por las técnicas de microscopía utilizadas debido a que es muy escasa en fracción volumétrica (6.7 %) y para su identificación es necesario utilizar un equipo de mayor resolución.

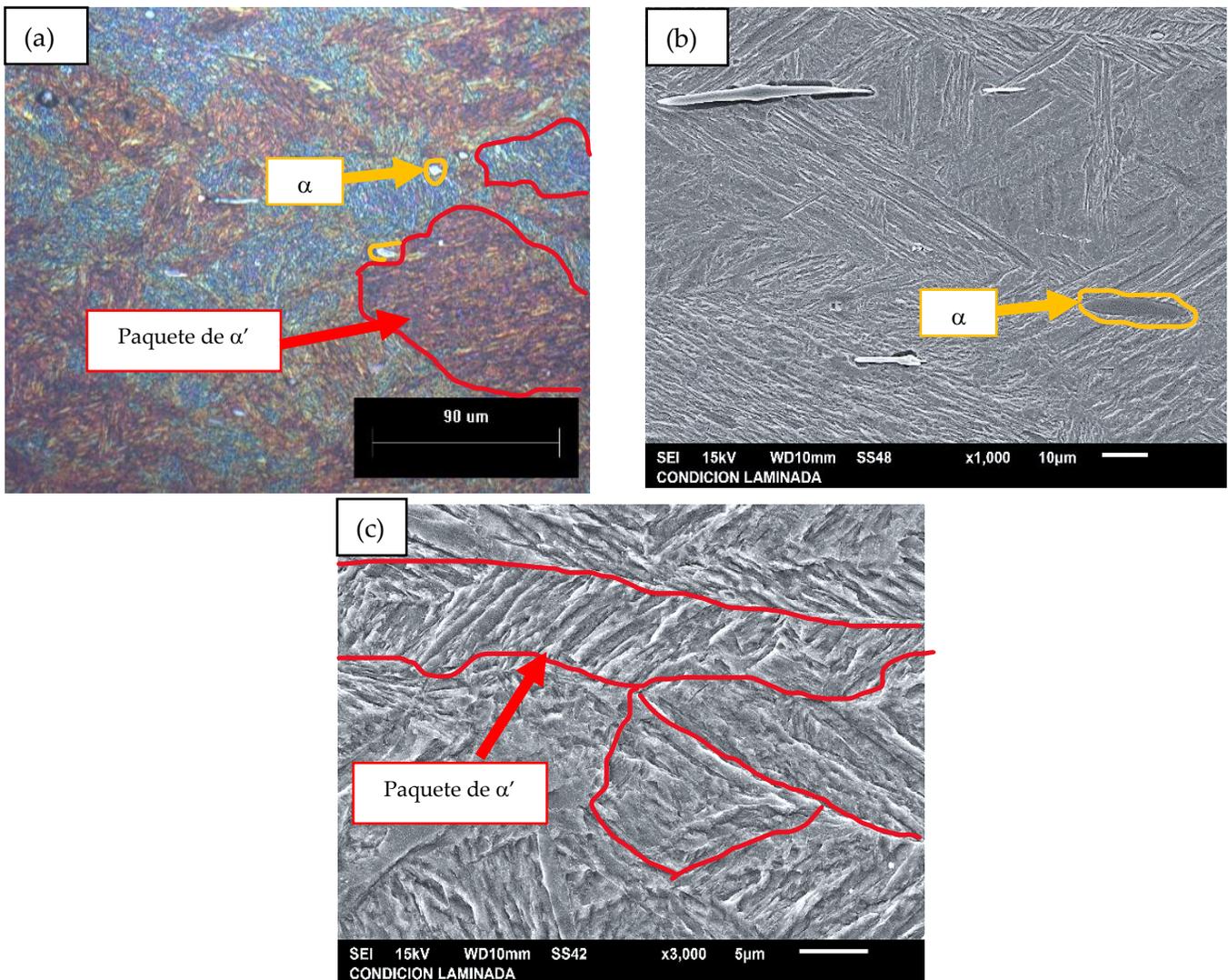


Figura 33. Micrografías vía (a) MO, (b) - (c) MEB del acero de medio Mn.

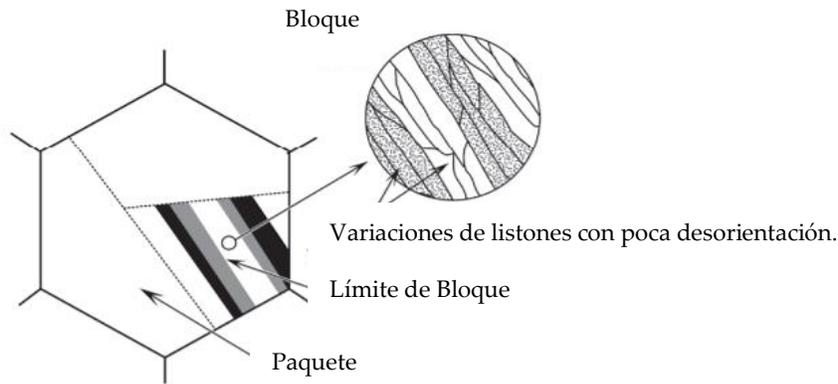


Figura 34. Ilustración esquemática de agrupamiento de α' de listones [5].

Teniendo en cuenta que el acero en estudio contiene como elemento de aleación el niobio (Nb), se realizó una simulación termodinámica con el software Thermo-Calc® a fin de obtener el diagrama de estabilidad de fases, el cual relaciona la distribución de Nb en las fases bajo condiciones de equilibrio en función de la temperatura, en este diagrama se pueden realizar predicciones acerca de si el Nb se encuentra como soluto ó como carburo de Niobio (NbC) a las temperaturas de procesamiento [2]. En la Figura 35 se observa que a la temperatura de 1,350 °C, la precipitación de la fase NbC toma lugar (curva color rojo) y a medida que la temperatura disminuye, la cantidad de éste aumenta, de esta manera se interpreta que gran parte de Nb se encuentra como NbC en el acero de estudio y que muy probablemente se formó durante la solidificación del acero o durante las etapas de precalentamiento en la laminación en caliente. El efecto principal del Nb como soluto en aceros automotrices es el refinamiento de la microestructura retardando la recristalización [7, 8] y como el NbC limita el crecimiento de grano de la γ durante del proceso de laminación en caliente [9], contribuye a mejorar las propiedades mecánicas de los aceros de medio Mn.

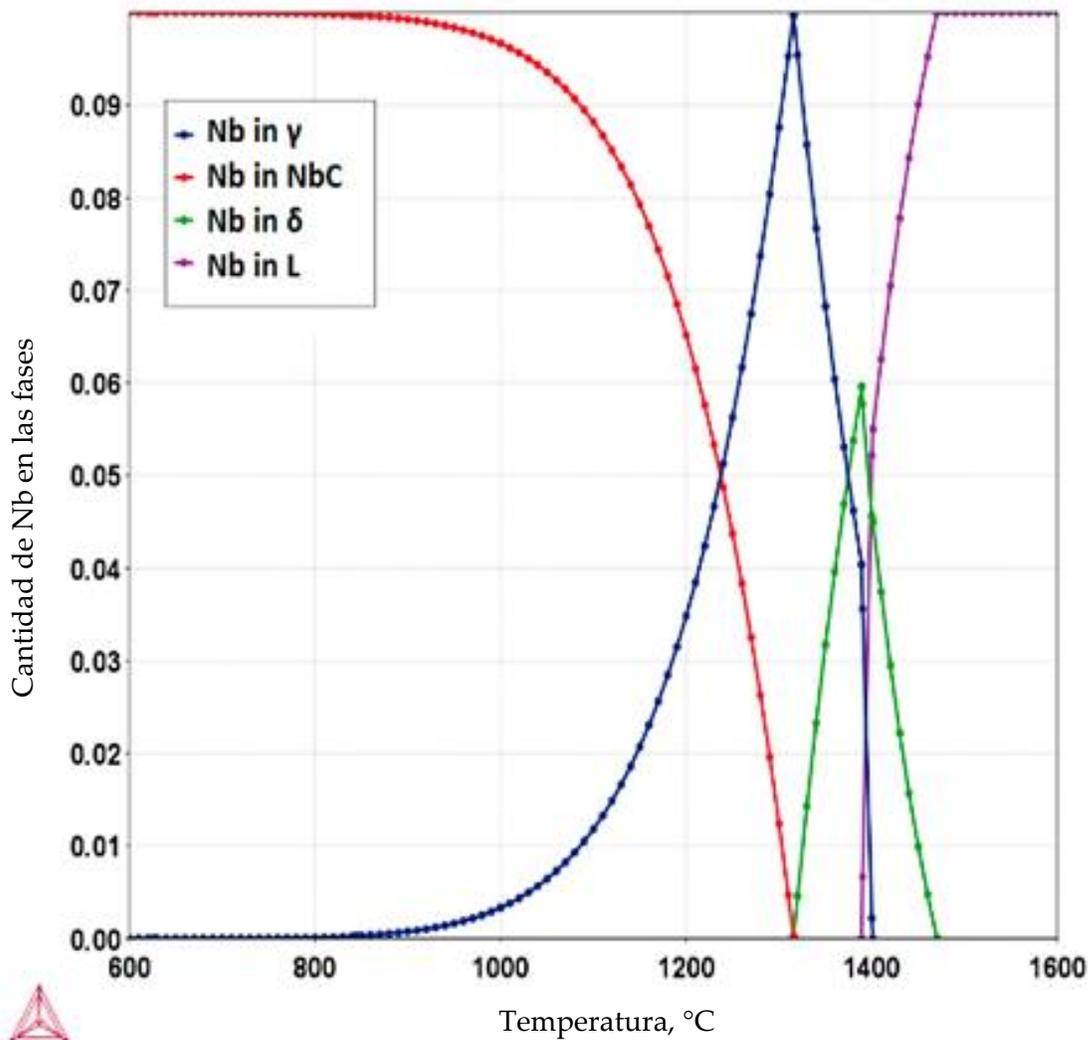


Figura 35. Diagrama de estabilidad de fases que relaciona la cantidad de Nb en función de la temperatura simulado en el software Thermo-Calc® para el acero en estudio.

De acuerdo con Perrard *et al.* [10], los precipitados de NbC son localizados en zonas de alta energía como lo son los límites de grano γ , en la Figura 36 (a), en concordancia con esta referencia, se observaron precipitados de NbC alojados en estas zonas (indicados con color azul); con el propósito de validar lo observado vía MEB, se realizó DRX en las partículas que fueron extraídas mediante disolución electroquímica de la matriz del acero, los resultados confirmaron la presencia de NbC mediante la identificación de las intensidades características de esta fase en el difractograma mostrado en (b) de la Figura 36.

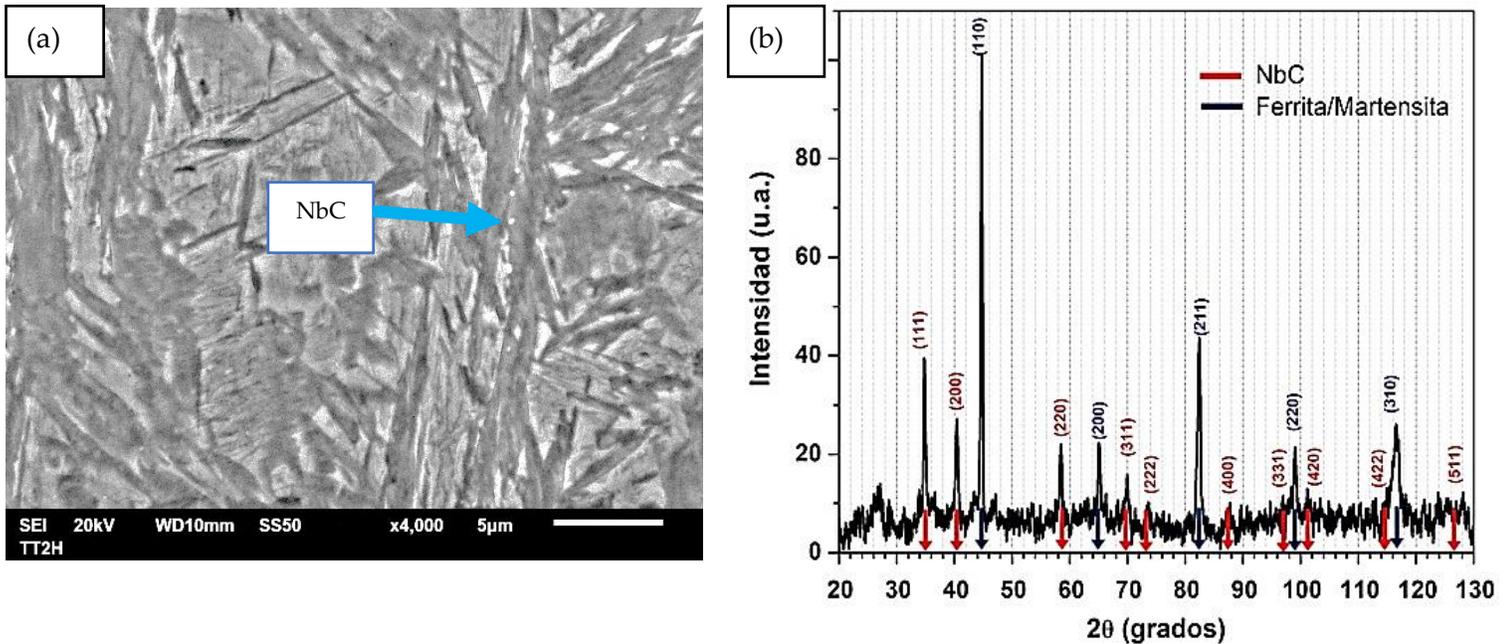


Figura 36. (a) Micrografía en la que se identifica el NbC vía MEB y (b) difractograma de DRX de las partículas extraídas en las que se identifica el NbC [2].

3.1.3. Propiedades mecánicas: Ensayos de tensión y microdureza Vickers

En relación con la curva esfuerzo-deformación ingenieril obtenida en la Figura 37, la resistencia última a la tensión (*UTS*) del acero en condición laminada tiene un valor aproximado de 1,500 MPa con un % de elongación aproximado a 4.3 %, la justificación de la baja elongación es la presencia de la fase α' predominante en el acero, promoviendo alta resistencia con escasa elongación, esta propiedad suele ser mejorada con la aplicación de un tratamiento térmico conocido como recocido intercrítico [11], tal recocido se utiliza con el objetivo de obtener un acero de medio Mn multifásico en donde el incremento en volumen de las fases α y γ_R mejorarán la elongación para su potencial aplicación en la industria automotriz. En promedio la microdureza en condición laminada fue de 509 HV.

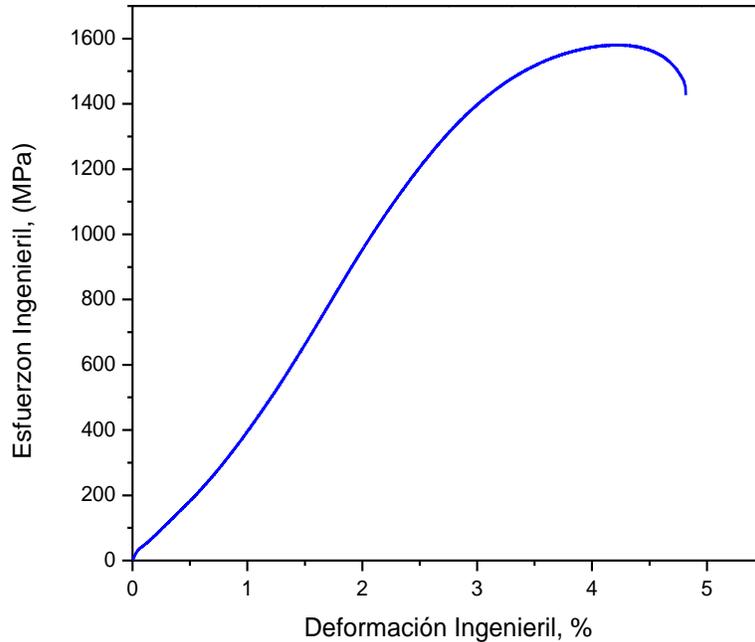


Figura 37. Curva esfuerzo-deformación en condición laminada del acero de medio Mn en estudio.

3.2. Optimización de parámetros del proceso de soldadura por arco y evaluación macroscópica de uniones soldadas.

El proceso de arco con núcleo fundente (*FCAW*) es un proceso poco investigado como técnica principal de unión en la industria automotriz, por tal motivo, los estudios acerca de los parámetros utilizados para unir piezas son escasos, sin embargo, los parámetros que son aplicados en procesos de soldadura por arco que incluyen el uso de microalambre como material de aporte (*MIG*), fueron tomados como referencia y punto de partida a fin de ser ajustados y adaptados para el proceso *FCAW*. Al mismo tiempo se consultó la información disponible sobre la influencia de éstos en el proceso de soldadura con el propósito obtener una unión libre de defectos.

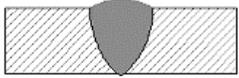
La influencia de los parámetros es clasificada de la siguiente manera [12]:

- **Amperaje:** Es la variable de mayor influencia en el proceso de soldadura por arco que controla la velocidad de consumo del microalambre, la profundidad de penetración y la geometría del cordón de la soldadura.

- **Voltaje:** Determina la transferencia de fusión entre la punta del microalambre hacia la zona fundida (spray, globular o corto circuito). Un voltaje elevado (≈ 25 volts) produce cordones de soldadura anchos y planos.
- **Velocidad de avance:** Se refiere a la velocidad de desplazamiento del material de aporte a lo largo del material a unir, acompañado de un mantenimiento constante de voltaje y amperaje la penetración es total, sin embargo, si esta velocidad es mayor de lo óptimo, resultará en una falta de penetración.

Las pruebas realizadas consistieron en un conjunto de combinaciones de estos parámetros, los cuales se resumen en la metodología experimental del capítulo 2, en la Tabla 4 se encuentran los parámetros utilizados para la obtención de una soldadura sin defectos superficiales para el proceso FCAW.

Tabla 4: Conjunto de parámetros utilizados para la optimización del proceso FCAW.

Alimentación	Voltaje	Amperaje	Diámetro del aporte	Velocidad de avance	Separación	Ilustración	
10 cm/s	18 V	83 – 98 A	0.8 mm	0.021 m/s	3 mm		Soldadura sin defecto

En la Figura 38 se muestran los defectos asociados con una velocidad de alimentación ≈ 15 cm/s, voltaje de 19 V, amperaje entre 105 – 120 A y velocidad de avance aproximada de 0.015 m/s, lo cual causa acumulación excesiva del material de aporte por encima del cordón de soldadura (indicado con color amarillo), y agrietamiento (indicado con color naranja) lo que está relacionado con la distorsión física que experimentan los materiales al calentarse por causa del proceso de soldadura, esto quiere decir que para el proceso FCAW, estos parámetros no son los adecuados para obtener una unión libre de defectos superficiales.

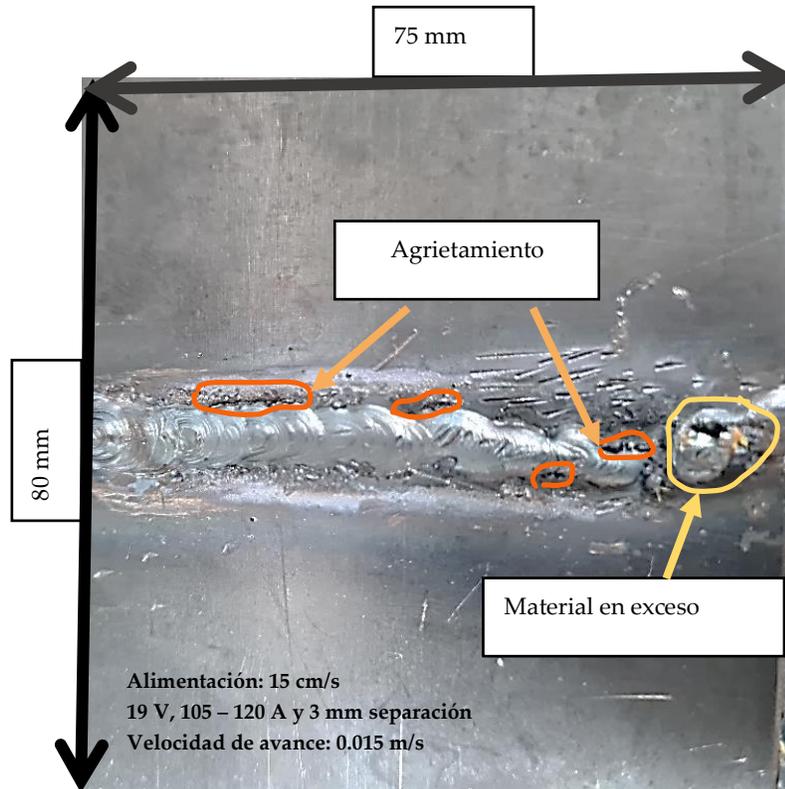


Figura 38. Fotografía de los defectos asociados durante la optimización de parámetros del proceso de soldadura FCAW.

La prueba anterior causó que el material de aporte se depositará con rapidez obteniendo acumulación de éste en exceso, por lo tanto, se optó por disminuir la velocidad de alimentación conservando el voltaje. En la Figura 39 (a) se aprecia un cordón discontinuo que carece de simetría, posiblemente el voltaje suministrado no fue el adecuado y en conjunto con una velocidad de avance lenta, provocaron que existieran regiones en donde el material fundido fue desplazado externamente a lo largo de la superficie de la lámina, además es posible que los gases emitidos por el proceso de soldadura se quedaran atrapados ocasionando porosidades, las cuales se encontraron en el interior del cordón, esta prueba se realizó con una velocidad de alimentación de 14 cm/s, voltaje de 19 V, amperaje entre 105 – 120 A y una velocidad de avance aproximada a 0.030 m/s.

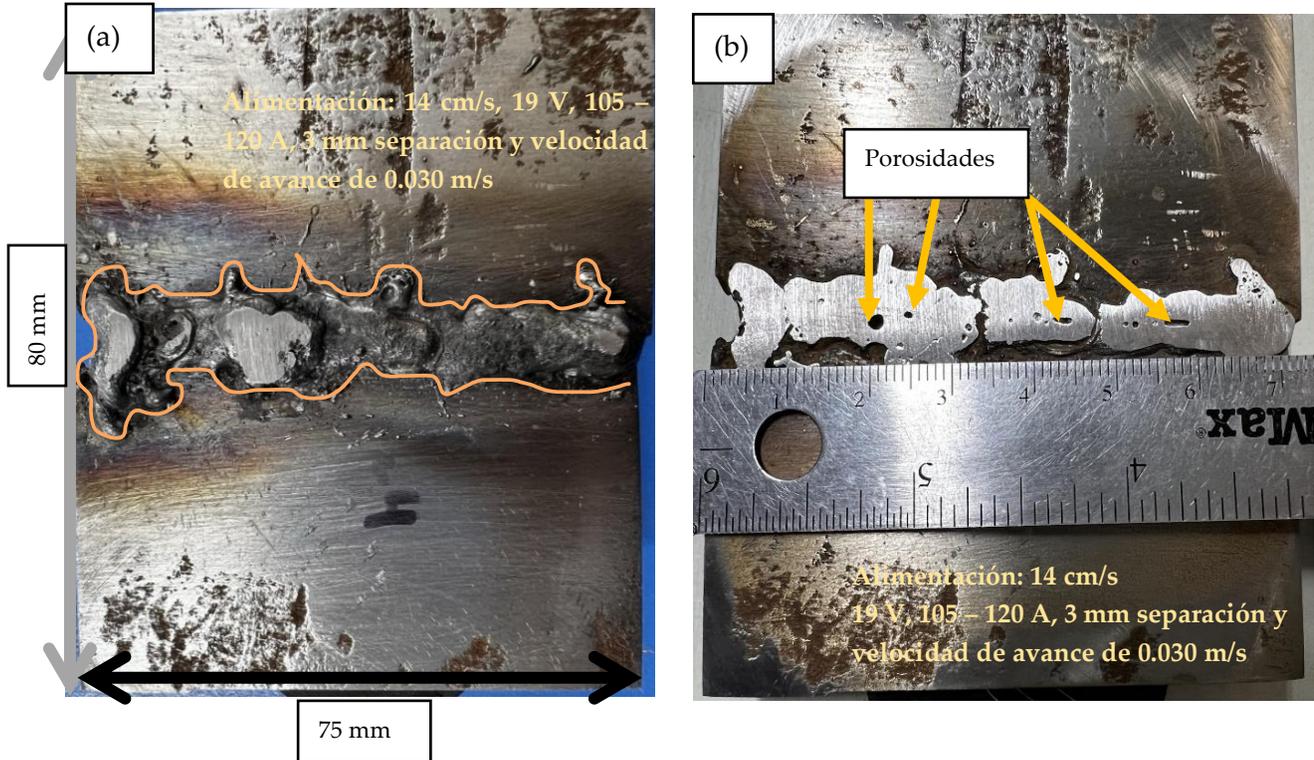


Figura 39. Fotografías de defectos en la soldadura FCAW (a) cordon discontinuo y (b) porosidades.

Después de varias pruebas preliminares, se consiguió establecer la combinación de parámetros apropiados para obtener una soldadura sin defectos superficiales, en la Figura 40 (a) se observa un cordón de soldadura simétrico aparentemente sin irregularidades, aun así, para descartar posibles grietas/porosidades no visibles, se aplicaron líquidos penetrantes y se determinó la ausencia de defectos en la superficie gracias a que no se exhibieron zonas de color rojo intenso en el cordón después de aplicar el agente revelador (área blanca en el cordón de soldadura) como se muestra en (b), sin embargo, es muy probable que algunos defectos no sean localizados en la superficie y se encuentren internamente en la zona de soldadura, por lo que se dificulta revelarlos mediante esta técnica. El uso de técnicas complementarias como la tomografía de rayos X o la inspección ultrasónica es recomendable para un análisis a profundidad de defectos no superficiales de la unión.

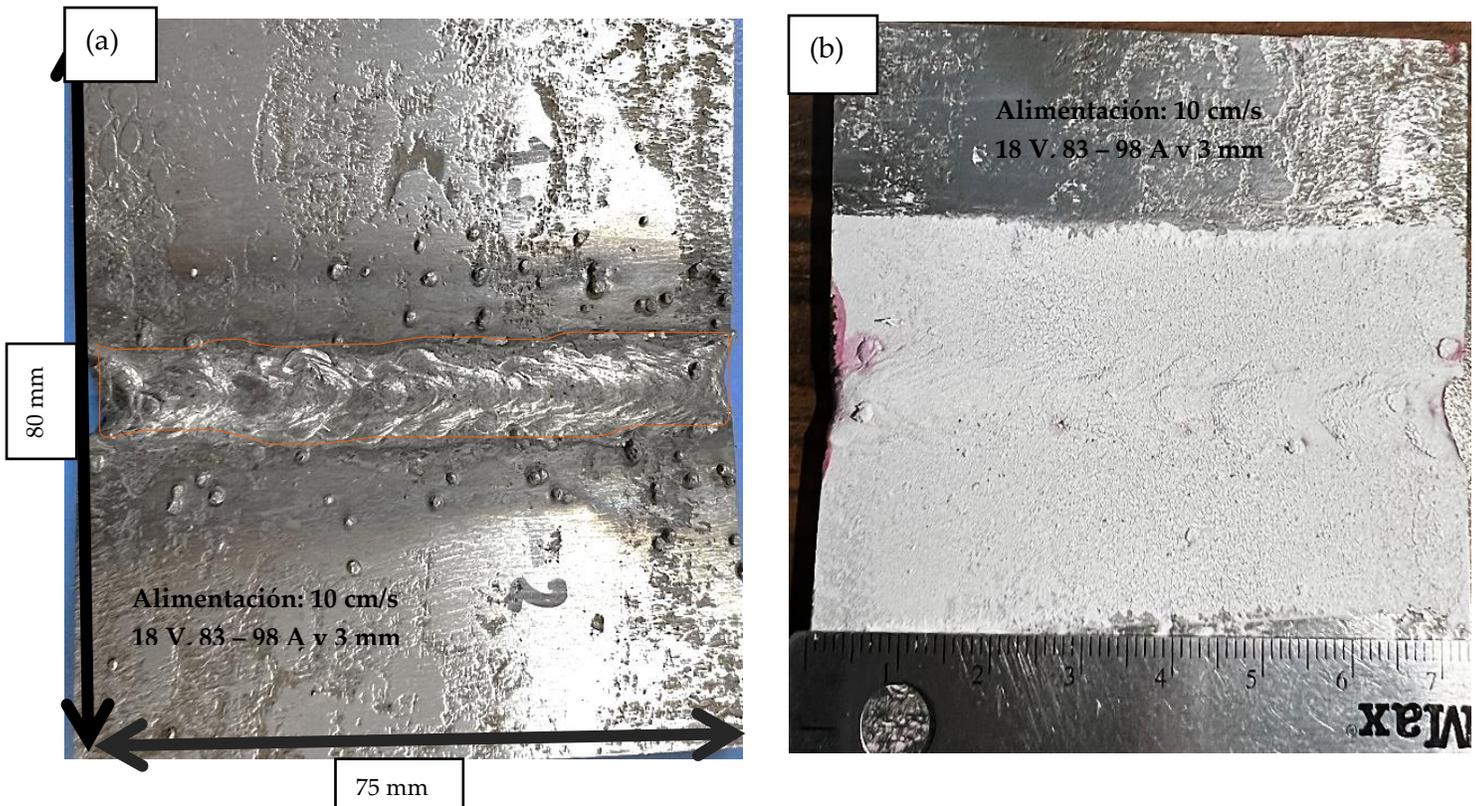


Figura 40. Fotografías de soldadura FCAW (a) sin defectos y (b) aplicación de líquidos penetrantes.

Por otro lado, se realizó una tomografía mediante rayos X en la unión soldada con las condiciones enunciadas en la Figura 40, con la finalidad de comprobar la ausencia de grietas/porosidades en el interior del cordón, el producto de la técnica empleada es la reconstrucción digital en 3D del área analizada que brinda información sobre la presencia de defectos o porosidades internos en el material, los cuales son imperceptibles con el uso de otras técnicas para su detección. En la Figura 41 se muestran la reconstrucción en 3D y las tomografías que representan el área analizada en diferentes planos del cordón de soldadura, las cuales están ubicadas junto a la imagen de la pieza reconstruida en 3D en un fondo negro y la sección analizada de color gris, este análisis reveló que la unión del acero no presentó grietas o porosidades en el interior de la zona de soldadura que puedan comprometer el desempeño y la calidad de la unión.

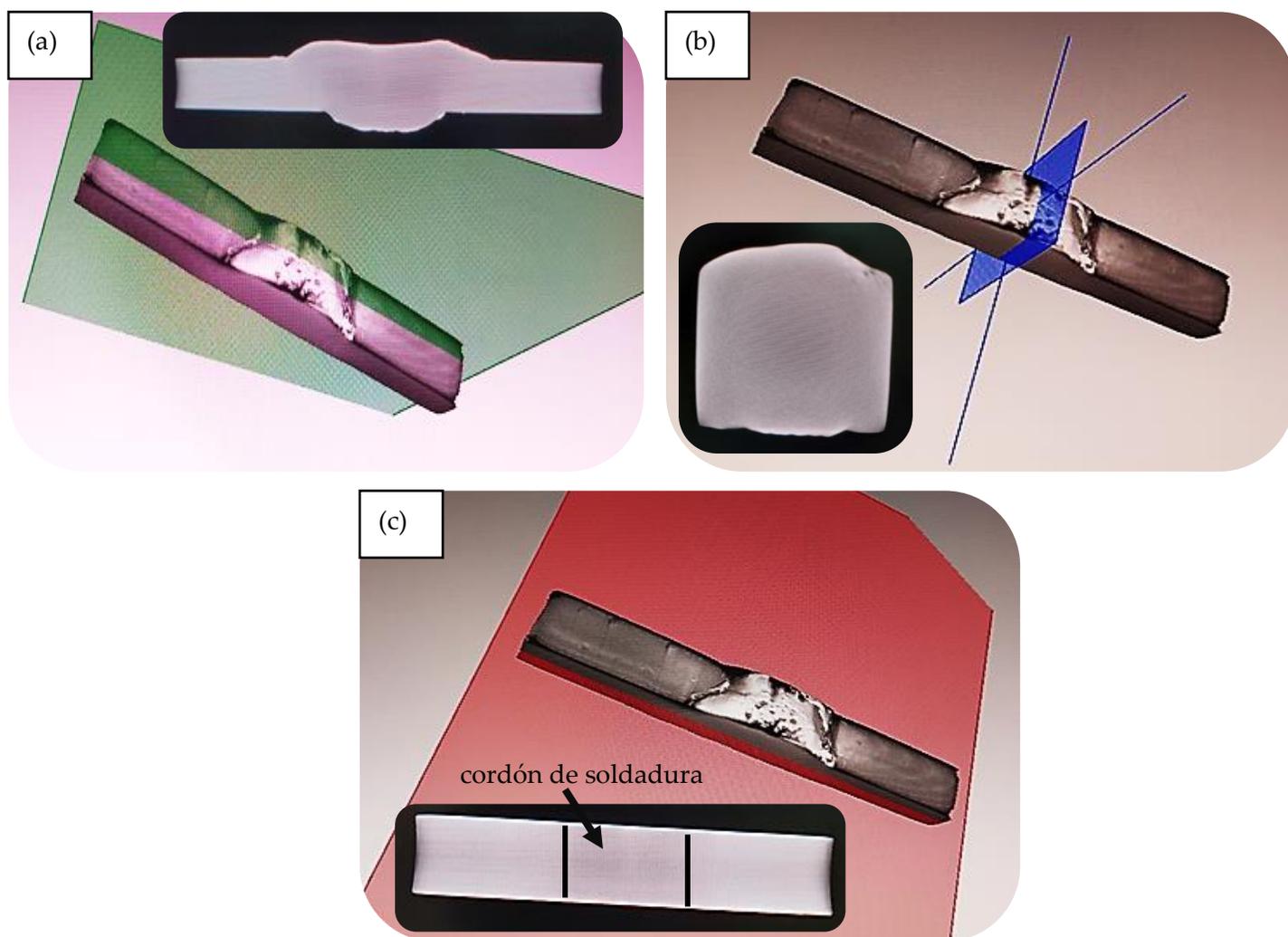


Figura 41. Pieza reconstruida en tres dimensiones (3D) y tomografías de la unión soldada en el acero de medio Mn.

Las uniones sin defectos de las láminas fueron seccionadas para obtener las probetas destinadas para los análisis micro/macroestructural, ensayos de tensión y dureza. El análisis macro consistió en observar la geometría del cordón de soldadura, ancho relativo de la ZAT, tamaño de refuerzos inferior y superior (material en exceso que se extiende por encima de la superficie en la zona de soldadura), profundidad de penetración y detección de microgrietas y/o porosidades que no se logran observar durante la inspección visual, utilizando un microscopio estereoscópico [13].

En principio, se realizaron mediciones del ancho del cordón de soldadura como se muestra en la Figura 42 (a) y (b), los valores obtenidos se ubicaron entre los 8 y 9 mm de ancho, esto quiere decir que tanto la velocidad de avance y voltaje fueron los adecuados para que el material líquido depositado fuera uniforme a lo largo de toda la longitud del cordón de soldadura. En la misma figura se señalan residuos de ciertas partículas (delineado con color rojo), el cual se asemeja a una costra formada en la superficie probablemente debido a los residuos del *flux* (núcleo fundente) que se encuentran dentro del material de aporte, la costra habitualmente es eliminada con el uso de técnicas de limpieza, muy populares en la industria automotriz (ej. limpieza electroquímica o mecánica).

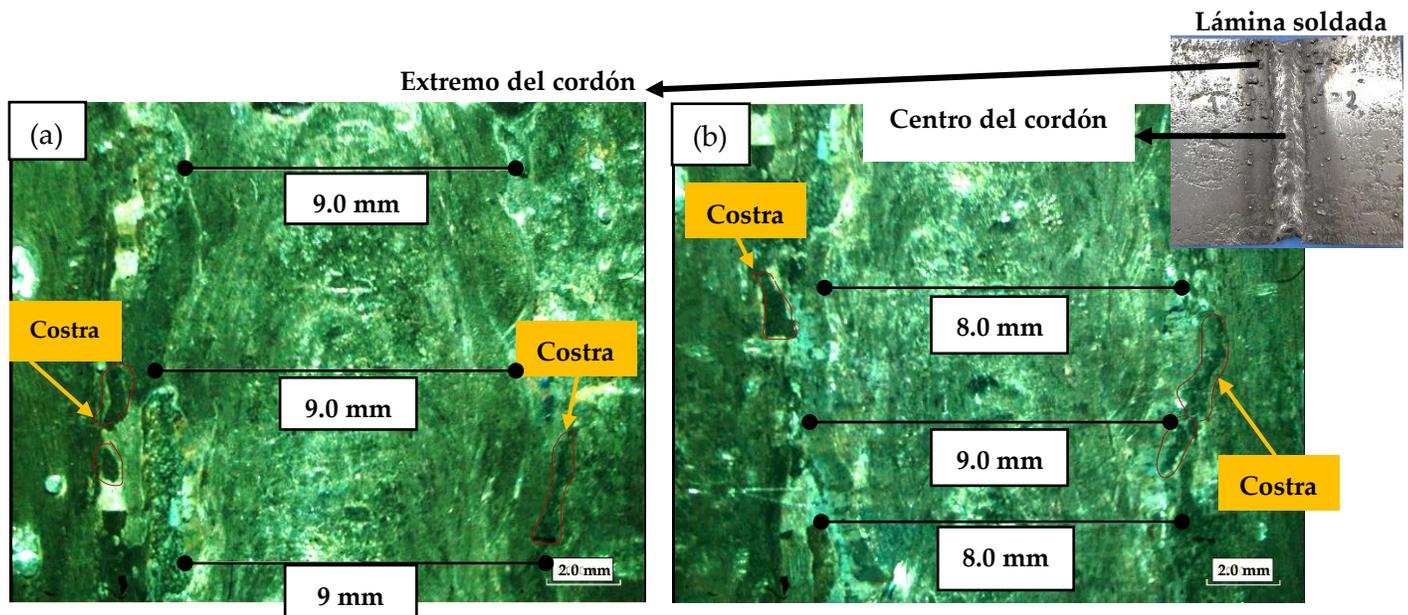


Figura 42. Macrografía y mediciones del ancho del cordón de soldadura, (a) Extremo y (b) centro del cordón.

Para finalizar con el análisis macroscópico, se examinó la sección transversal de la unión de las láminas a fin de observar específicamente en la zona de fusión (ZF) la forma de los refuerzos generados y la profundidad de penetración. De acuerdo con Wang *et al.* [14] y Trong *et al.* [15], la tensión superficial y el gas ionizado (plasma) dominan el comportamiento del fluido durante la fusión de los materiales a unir, tanto para determinar la forma del refuerzo como la profundidad de penetración durante la solidificación, a este efecto se le conoce como Marangoni

[14, 15], el cual en procesos de soldadura depende de la temperatura y elementos químicos (S, F, O, K, Ba, etc.) que interactúan con el metal líquido, modificando el gradiente de tensión superficial. Generalmente, estos elementos químicos que no pertenecen al acero son incorporados en pequeñas cantidades (ppm) a través del *flux* contenido dentro del material de aporte o incluso en el gas protector [15]. En la Figura 43 (a), se muestra de manera esquemática el efecto Marangoni [14], este efecto es acompañado de un gradiente de tensión superficial que tiende a ser positivo ($d(\sigma)/dT > 0$) como se muestra en (b), esto quiere decir que a mayores temperaturas la tensión superficial aumenta, la cual beneficia al flujo del líquido para alcanzar una penetración total [15], esta apariencia suele ser observada en varios estudios de soldadura por arco con la finalidad de entender el impacto de los parámetros del proceso en la zona de fusión [15].

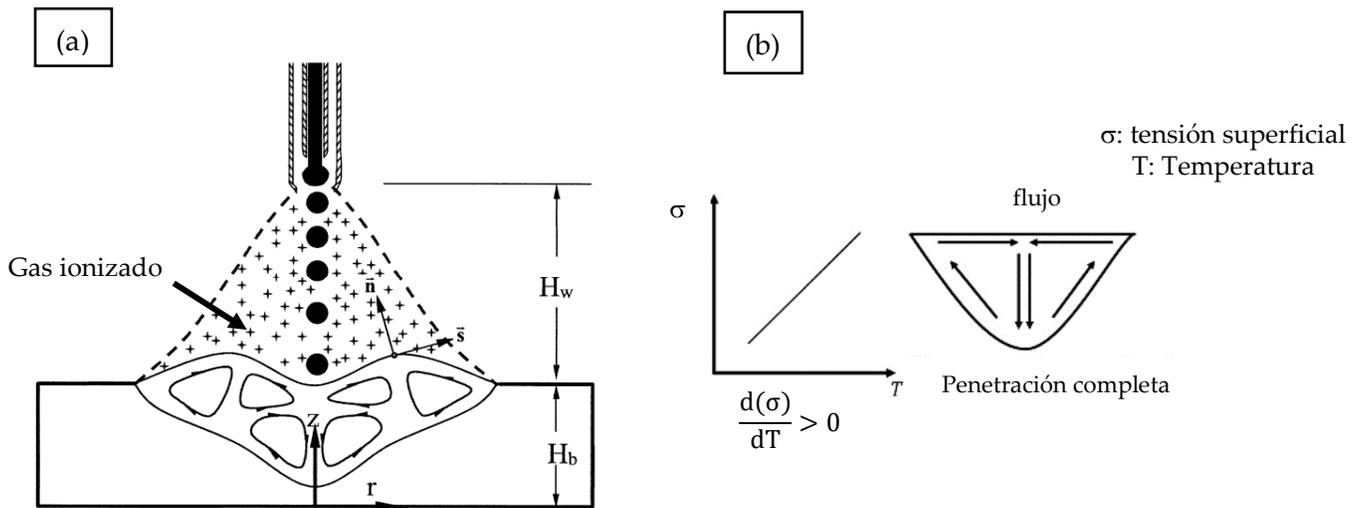


Figura 43. Diagramas esquemáticos (a) Efecto del gas ionizado durante el proceso de soldadura [14] y (b) comportamiento de la forma del refuerzo y distancia de penetración en función de la tensión superficial con respecto a la temperatura [15].

En la Figura 44 (a) se examinó la apariencia de la zona de fusión, en esta zona se puede observar de manera directa el efecto Marangoni [14] después de la solidificación y su tendencia a generar refuerzo por encima de la superficie junto con una penetración total. Con base en el estándar de la AWS (*American Welding Society*) [16], la profundidad de penetración en soldaduras por arco

debe de ser el 100% del espesor del material a unir, además se establece que en cuanto a la magnitud de los refuerzos no existe una limitante del grosor de éstos, a menos de que se establezca lo contrario entre las partes involucradas (ej. fabricante-usuario). Para las uniones de este estudio, las condiciones de la Tabla 4 fueron las apropiadas para lograr uno de los objetivos principales de la investigación que es obtener un cordón integro sin defectos a través de la optimización apropiada de los parámetros de soldadura para el acero de reciente desarrollo y con una composición química que no es comercial. El análisis también consiste en delimitar de manera aproximada la ZAT y poder medir su ancho relativo; gracias al ataque químico se logró contrastar parte de ésta en (b), el valor medido aproximado fue de 3.50 mm y se utilizó para el cálculo analítico de las temperaturas máximas alcanzadas en la ZAT mediante las ecuaciones de Rosenthal que se presentan en la siguiente sección.

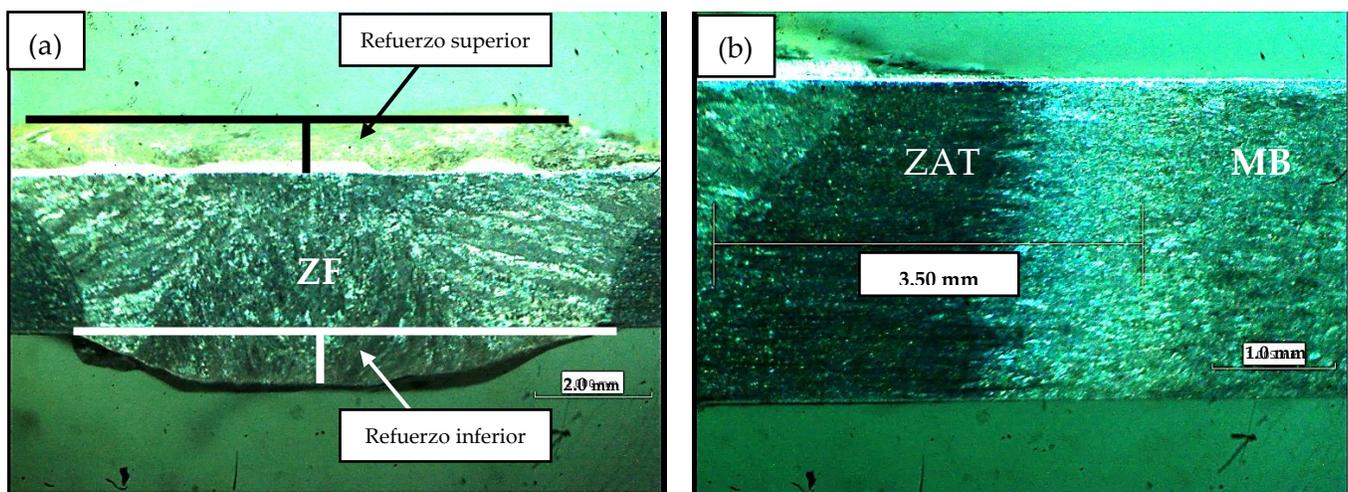


Figura 44. Macrografía de probeta destinada para inspección de la unión soldada (a) profundidad de penetración, refuerzos y en (b) ancho relativo de la ZAT.

3.3 Aplicación de las ecuaciones de Rosenthal para la ZAT en el acero de medio manganeso en estudio

De manera general, el cálculo analítico a través de las ecuaciones de Rosenthal es utilizado para evaluar la temperatura máxima en cada punto específico de la ZAT con respecto a los parámetros utilizados en el proceso de soldadura (Tabla 4), y para estimar la velocidad de enfriamiento de la lámina [17] debido a que la microestructura resultante dependerá de la

temperatura máxima y la velocidad de enfriamiento después del proceso de soldadura en esta zona. Es importante comentar que, para el uso de las ecuaciones de Rosenthal, es necesario hacer algunas consideraciones, la de mayor relevancia consiste en considerar un flujo de calor en 2D (laminas) o 3D (placas) ya que Rosenthal propuso ecuaciones que son aplicables a cierta geometría dependiendo del espesor del material a unir. La siguiente expresión Ec.1, estima el valor crítico del espesor en metros (m), d_c , sobre el cual se puede establecer el criterio para definir si se considera con flujo de calor en 2D o 3D.

$$d_c = \left[\frac{q/v}{2\rho c} \cdot \left(\frac{1}{500-T_0} + \frac{1}{800-T_0} \right) \right]^{1/2} \quad \text{Ec. 1}$$

Con la finalidad de agrupar los valores involucrados en las ecuaciones para realizar los cálculos correspondientes, éstos se definen en la Tabla 5.

Tabla 5 : Símbolos, valores, unidades y parámetros teóricos/experimentales empleados para la aplicación de las ecuaciones de Rosenthal.

Símbolo	Valor	Unidades	Descripción
E	18	V	Voltaje
I	80	A	Amperaje
η	80	%	Eficiencia térmica (FCAW)
v	0.021	m/s	Velocidad de avance
q/v	-	J/m	Calor de entrada
ρc	4.50x10 ⁶	Jm ⁻³ C ⁻¹	Calor específico
r	-	metros	Ancho de la ZAT
e	2.71828	Adimensional	Logaritmo natural
π	3.1415	Adimensional	Valor de pi
Tp	-	°C	Temperatura pico
To	25	°C	Temperatura inicial de la placa
a	9.1x10 ⁻⁶	m ² /s	Difusividad térmica
t		segundos	Tiempo

Continuación de la Tabla 5:

Símbolo	Valor	Unidades	Descripción
λ	41	$\text{Js}^{-1}\text{m}^{-1}\text{C}^{-1}$	Conductividad térmica
d_c	0.00455	metros	Espesor crítico de la placa

Antes de resolver la ecuación 1, fue necesario calcular el calor de entrada (q/v), utilizando los valores de la Tabla 5.

$$q/v = \frac{E.I.\eta}{v} \quad \text{Ec. 2}$$

Considerando que la eficiencia térmica del proceso de soldadura FCAW, generalmente es de 80% [18] la solución de la ecuación 2 es:

$$\frac{q}{v} = \frac{(18\text{V})(80\text{A})(0.80)}{0.021\text{m/s}} = 54,857.1 \frac{\text{J}}{\text{m}} \cong 0.054 \text{ kJ/mm}$$

De tal modo, la sustitución de (q/v) en la ecuación 1 para el espesor crítico es la siguiente:

$$d_c = \left[\frac{54,857.1 \text{ J/m}}{2(4.5 \times 10^6 \text{ Jm}^{-3}\text{C}^{-1})} \left(\frac{1}{500^\circ\text{C} - 25^\circ\text{C}} + \frac{1}{800^\circ\text{C} - 25^\circ\text{C}} \right) \right]^{1/2}$$

$$d_c = 0.00455 \text{ m} \cong 4.55 \text{ mm}$$

El valor del espesor crítico calculado fue de 4.55 mm, es decir, si el valor de las láminas utilizadas fuera mayor a 4.55 mm el flujo se considera 3D y si fuera menor, se considera un flujo 2D. El espesor de las láminas a unir del acero en estudio fue de 3.7 mm, por lo tanto, las ecuaciones de Rosenthal utilizadas fueron consideradas para un flujo de calor en 2D.

Una vez determinado el flujo de calor, el siguiente paso fue resolver la ecuación 3, la cual determina las temperaturas máximas alcanzadas en diferentes ubicaciones a lo largo de la ZAT, los valores de (r) fueron elegidos de tal manera que su posición fuera a 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5 y 4 mm a partir de la ZF como se indica en la Figura 45. Se obtuvo el resultado de modo demostrativo para r igual a 0.5 mm mientras que las otras distancias se resumen en la Tabla 6.

$$T_P - T_0 = \left(\frac{2}{\pi e} \right)^{1/2} \frac{q/v}{d\rho c 2r} \quad \text{Ec. 3}$$

Sustitución en la ecuación 3:

$$T_p = \left(\frac{2}{2.71828\pi} \right)^{1/2} \frac{54,857.1 \text{ J/m}}{3.7 \times 10^{-3} \text{ m} * 4.5 \times 10^6 \text{ Jm}^{-3}\text{C}^{-1} * 2 * 5 \times 10^{-4} \text{ m}} + 25\text{C} = 1,574 \text{ }^\circ\text{C}$$

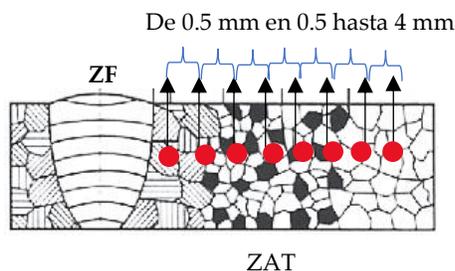


Figura 45. Esquema de posiciones del valor (r) para el cálculo de las temperaturas máximas alcanzadas a lo largo de la ZAT.

Tabla 6: Resultados de los cálculos correspondientes a ecuación 3.

Distancia, mm	Temperatura máxima (pico), °C
0.5	1,574
1.0	822
1.5	549
2.0	300
2.5	284
3.0	265
3.5	244
4.0	223

*Estas temperaturas máximas se utilizaron para obtener los diagramas CCT que predicen las posibles transformaciones de fase en el acero medio Mn durante el enfriamiento después de la soldadura y que serán presentadas en la sección 3.4.1.

La ecuación 4 fue utilizada para estimar la disminución de la temperatura hasta el ambiente en cada punto a lo largo de la ZAT con respecto del tiempo, de manera demostrativa se realizó el cálculo para 0.5 mm en un tiempo 0.1 segundo.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{d(4\pi\lambda\rho c t)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad \text{Ec. 4}$$

Solución de la ecuación 4:

$$T = \frac{54,857.1 \text{ J/m}}{3.7 \times 10^{-3} \text{ m} * \sqrt{4 * 3.1415 * 41 \text{ Js}^{-1} \text{m}^{-1} \text{C}^{-1} * 4.5 \times 10^{-6} * 0.1 \text{ s}}} e^{\left(\frac{5 \times 10^{-8} \text{ m}^2}{4 * 9.1 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1} * 0.1 \text{ s}}\right)} + 25 \text{ C} = 934 \text{ }^\circ\text{C}$$

Los cálculos se realizaron para todos los puntos a largo de la ZAT hasta acumular 10 segundos de tiempo de enfriamiento para cada punto; a partir de los resultados obtenidos se graficó la variación de temperatura con respecto del tiempo, la construcción de esta gráfica ayudó a estimar la velocidad promedio de enfriamiento en 0.5 mm y 1.0 mm de distancia de la ZF (160 °C/s para 0.5 mm y 125 °C/s para 1 mm) y que en conjunto con los diagramas CCT que serán simulados para el acero en estudio, se pueden usar para entender los cambios en la microestructura después del proceso de soldadura. Además, se aprovecha la gráfica de temperatura-tiempo de la Figura 46 para saber en qué punto o distancia la temperatura máxima estuvo por debajo de temperaturas de las transformaciones de fase, como sucede a partir de 1.5 mm (Temperatura máxima alcanzada = 510 °C); dicho de otra manera: se espera que a partir de esa región hacia distancias mayores no existan afectaciones en la microestructura del material.

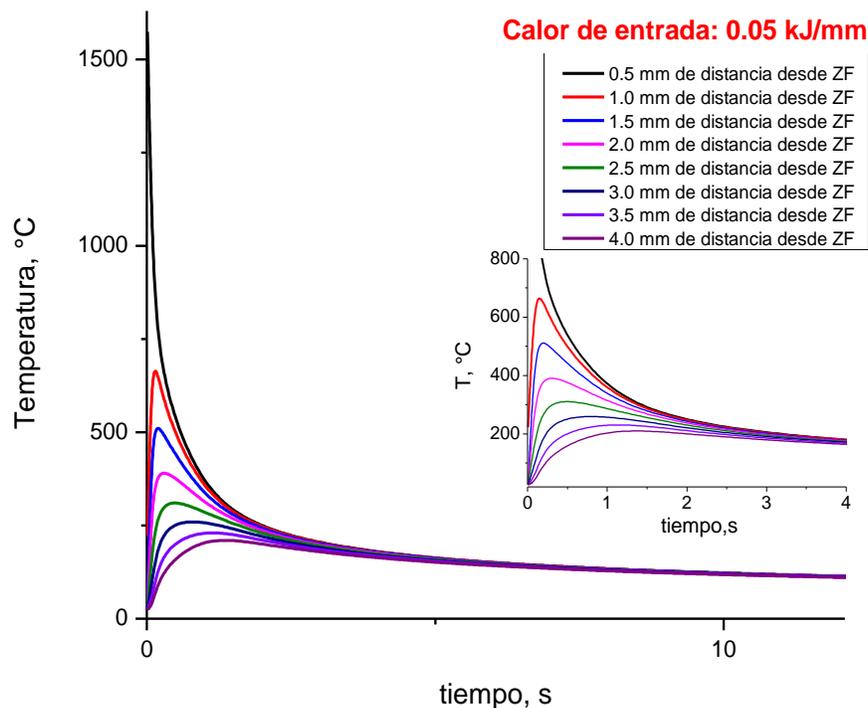


Figura 46. Enfriamiento en puntos específicos de la ZAT, con una entrada de calor de 0.05 kJ/mm en el acero de medio Mn en estudio.

La Figura 47 muestra gráficos similares acerca del comportamiento del proceso de soldadura en aceros empleados en la industria automotriz, en (a) acero micro-aleado HSLA unido mediante el proceso TIG [17] y en (b) un acero TRIP unido mediante soldadura láser [19]. Los gráficos se obtuvieron con relación al efecto de la entrada de calor con respecto del tiempo, en estos se observa que entre mayor sea la entrada de calor, el tiempo de exposición a altas temperaturas es mayor y, por lo tanto, un incremento en el ancho de la ZAT. Poorhaydari *et al.* [17] y Zhang *et al.* [19] reportaron que el ancho de la ZAT disminuye si la entrada de calor es baja, estos valores se reportan en la Tabla 7, los cuales llegan hasta 10.2 mm de ancho con entrada de calor de 2.5 kJ/mm afectando de forma adversa el desempeño mecánico de la unión. La entrada de calor calculada para el acero de medio Mn en estudio (0.05 kJ/mm), beneficia al proceso FCAW, ya que al ser un proceso con bajo aporte de calor puede considerarse como una alternativa de unión a los que se usan en la actualidad en la industria automotriz.

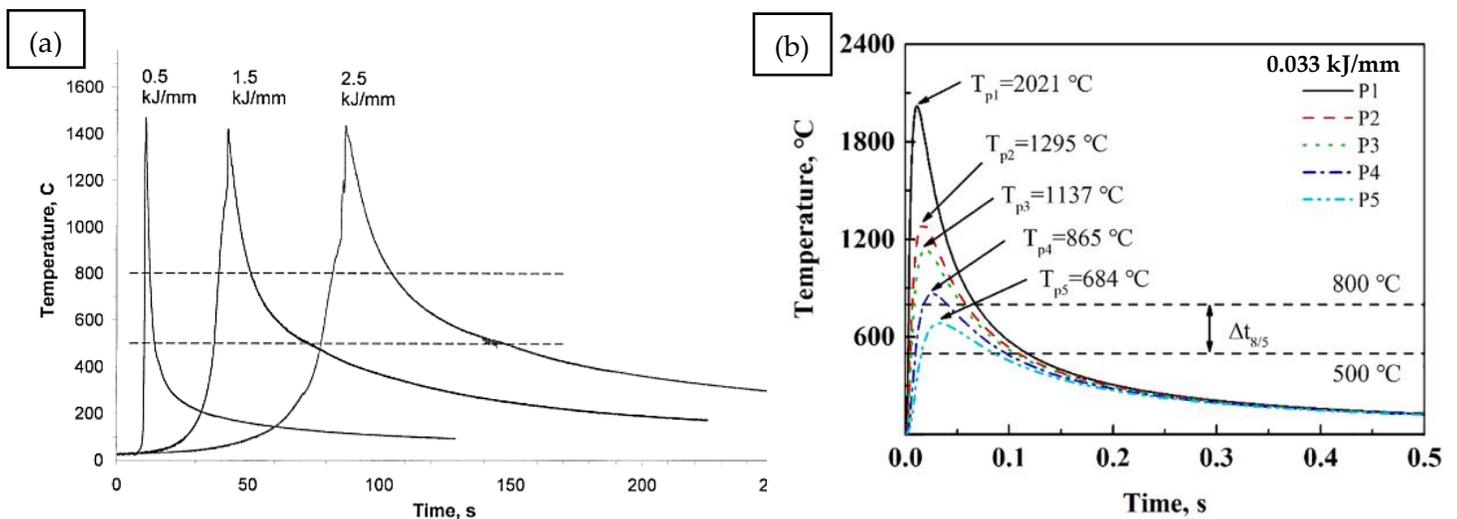


Figura 47. Ciclos de enfriamiento con respecto a la entrada de calor. (a) acero HSLA [17] y (b) acero TRIP [19].

Tabla 7: Relación de la entrada de calor con respecto al ancho de la ZAT en dos diferentes grados de acero [17, 19].

Grado de Acero	HSLA			TRIP
Calor de entrada kJ/mm	0.5	1.5	2.5	0.033
Ancho de la ZAT, mm	2.05	6.16	10.27	2.3

3.4 Acero de medio Mn después del proceso de soldadura

3.4.1. Caracterización estructural y de la microestructura en las uniones en condición de laminación

En la Figura 48 se muestra el difractograma de DRX de la ZF (color rojo) y la ZAT (color negro), las identificadas para la ZF corresponden a una estructura BCC, a pesar de la similitud de difractar en la misma posición que la fase α en aceros de bajo carbono, no se consideró la formación de α en esta zona por la alta velocidad de enfriamiento que se estimó en la sección anterior (190 °C/s), por lo tanto se ha determinado que la fase de mayor presencia es la α' ; por otro lado, en la ZAT no se consideró este comportamiento para la identificación de la estructura BCC, debido a que las temperaturas máximas a lo largo de la ZAT son distintas y por lo tanto, es posible que se promueva un incremento en fracción volumétrica de la fase α y la fase γ_R en comparación a la cuantificada como materia prima.

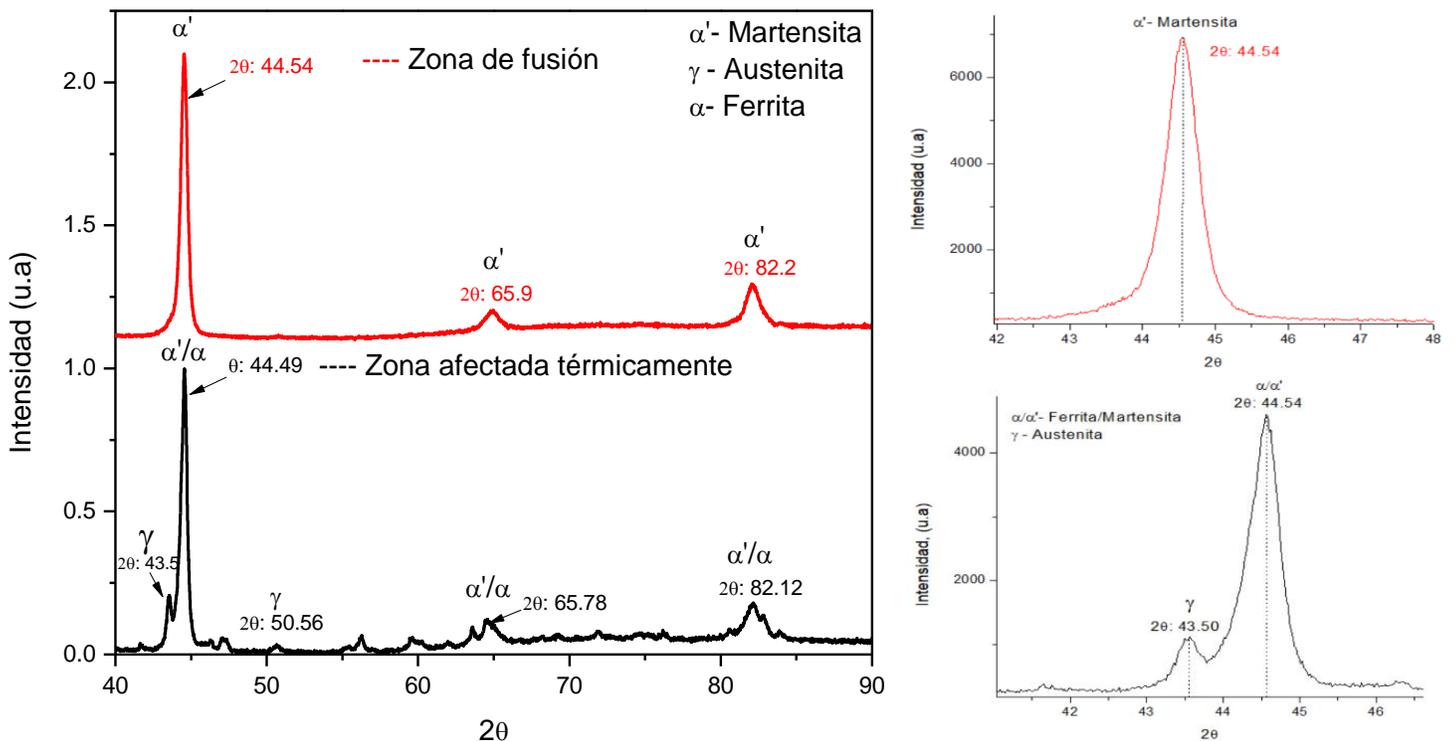


Figura 48. Difractograma obtenido de las uniones soldadas en la ZF y la ZAT del acero medio Mn en condición de laminación.

Para relacionar y entender la formación de α' de acuerdo con los resultados obtenidos de DRX en la ZF, se simuló el diagrama CCT para la ZF después de la soldadura; para la simulación de dicho diagrama, fue necesario realizar análisis de composición química mediante la técnica EDS en esta zona, estos valores fueron promediados a partir de los resultados de varios análisis. Una región seleccionada se muestra en la Figura 49 (a) y el diagrama obtenido en (b); en éste se puede observar la curva de enfriamiento que corresponde a la velocidad promedio estimada en la ZF (línea de color rojo); para estas condiciones de enfriamiento continuo, es poco probable que ocurran transformaciones de fase además de la martensítica, ya que se necesitarían condiciones de enfriamiento con velocidades muy bajas para lograr cruzar las curvas de transformación a α , bainita o perlita. Además, las temperaturas de inicio (M_s) y fin (M_f) de la transformación martensítica se localizan en 256 °C y 131 °C respectivamente, es decir, se espera que la transformación a α' sea terminada o finalizada a temperatura ambiente (25 °C) promoviendo completamente la presencia de α' en la ZF.

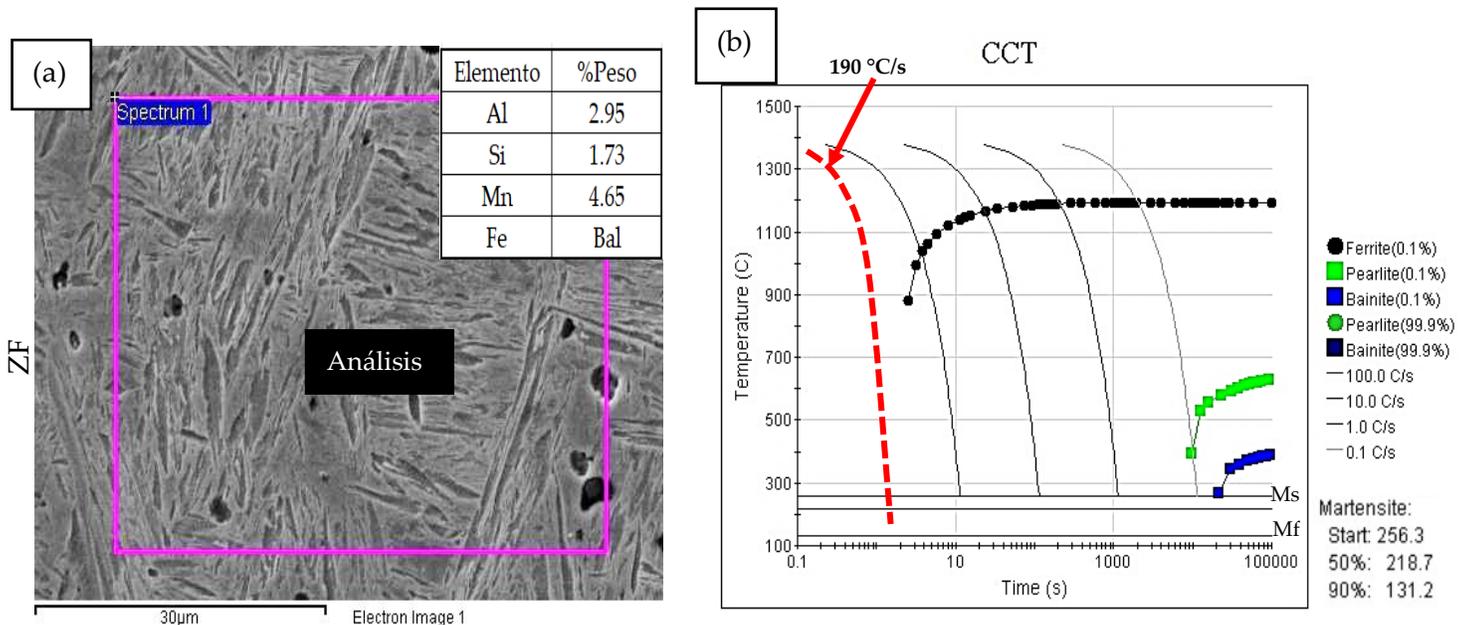


Figura 49. (a) micrografía representativa del análisis EDS en la ZF y (b) diagrama CCT simulado para la ZF.

Es importante mencionar que en la ZAT no es posible descartar la formación de la fase α , como se consideró para la ZF, ya que la microestructura del material base alcanzó altas temperaturas sin llegar a fundirse, y dependiendo de las subzonas de la ZAT que lograron alcanzar diferentes temperaturas, se consigue promover la formación o incluso aumentar la cantidad de la fase α ; sin embargo, no es posible estimar un valor exacto de cuanto aumentó en fracción volumétrica debido a que comparte las características cristalinas de α' , como ya se ha mencionado. En la ZAT también se identificaron señales de γ con estructura cristalina FCC, puesto que la difusividad del Mn es dependiente de forma exponencial a la temperatura [20], se propone que la difusión del Mn hacia la γ logra estabilizarla en la ZAT donde las temperaturas alcanzadas oscilan entre los 1,200 y 650 °C, lo que puede dar lugar a que en ciertas áreas de la ZAT, la cantidad de γ presente un ligero aumento en relación a la cantidad encontrada en la materia prima; el refinamiento por el método de Rietveld sugiere un aumento en la cantidad de γ que va de 6.7 % como materia prima a 10.7 %.

Al igual que en la ZF, se realizó análisis químico vía EDS en la ZAT para la obtención del diagrama CCT, en un principio se obtuvo dicho diagrama para 0.5 y 1.0 mm, pero dada la semejanza que se encontró tanto en composición química como en los diagramas CCT contruidos para ambas distancias, se optó por reportar lo analizado solo para 0.5 mm. De acuerdo con Poorhaydari *et al.* [17], la velocidad de enfriamiento depende de los parámetros utilizados en el proceso de soldadura especialmente del calor de entrada y el espesor del material base, en su trabajo de investigación [17], se han estimado velocidades entre los 250 a 110 °C/s para materiales con flujo de calor 2D, estimar estos valores de enfriamiento en cualquier estudio de soldadura ayuda a la correlación de este parámetro con la microestructura resultante. En el diagrama de la Figura 50 (a) se reportan las velocidades estimadas en la ZAT que lograron alcanzar los 160 °C/s para 0.5 mm (color rojo) y 125 °C/s para 1.0 mm (color azul) y en (b) la micrografía representativa de la región donde se hicieron los análisis químicos.

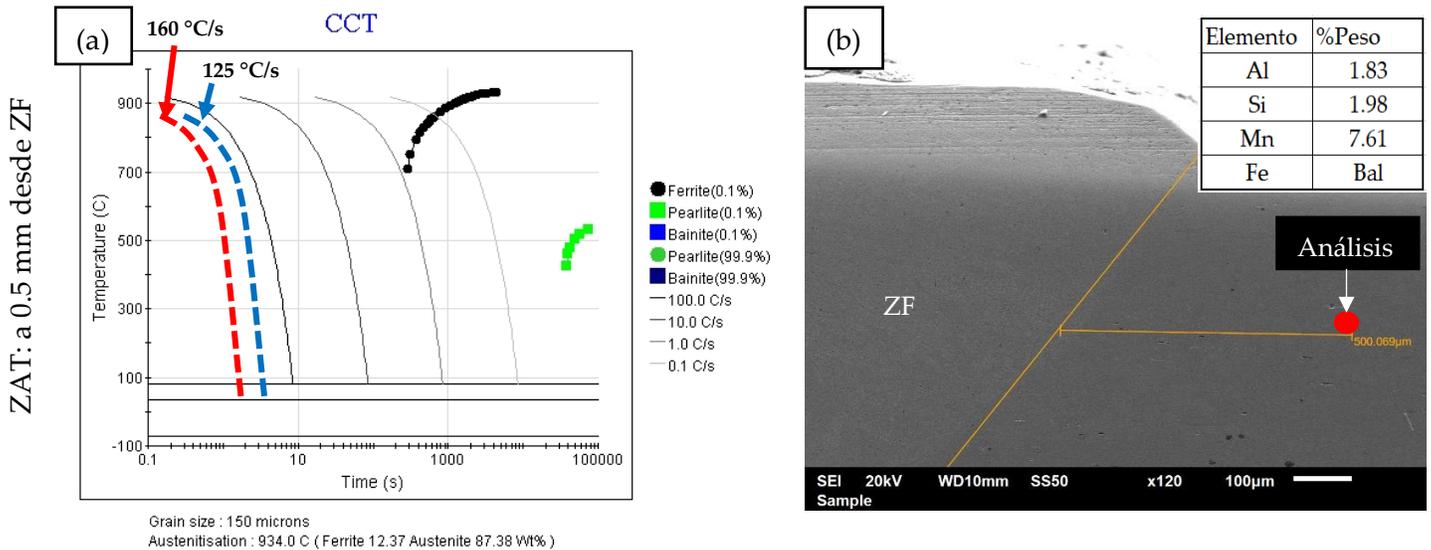


Figura 50. (a) Diagrama CCT simulado para la ZAT, (b) y (c) Localización de las regiones en donde se realizó análisis químico utilizando la técnica EDS.

Antes de iniciar con la caracterización microestructural de las uniones, es importante mencionar que la fase α' en la ZF fue identificada y analizada con base al patrón de difracción, sin embargo, para entender la microestructura y la morfología es fundamental conocer el mecanismo de solidificación en esta zona, el cual puede suceder como crecimiento epitaxial o crecimiento no epitaxial. Para ambos casos (epitaxial/no epitaxial) en sistemas férricos, la solidificación del primer sólido en formarse es similar; a temperaturas por debajo de 1,500 °C solidifica la fase δ , en el comportamiento del crecimiento **no epitaxial**, a 1,400 °C la nucleación de γ toma lugar creciendo de manera preferencial en los límites de grano de la δ y durante el enfriamiento final a temperatura ambiente la γ se transforma a α ó a α' [21, 22]. En aceros inoxidable [23] la fase δ es estabilizada hasta temperatura ambiente por los elementos de aleación (Cr, Ni), el crecimiento de los granos de δ no es interrumpido por la nucleación de γ sino que nuclea a la par de los granos de δ (**crecimiento epitaxial**) como se muestra en la Figura 51 y su observación mediante microscopía consiste en granos columnares y dendríticos de $\delta + \gamma$.

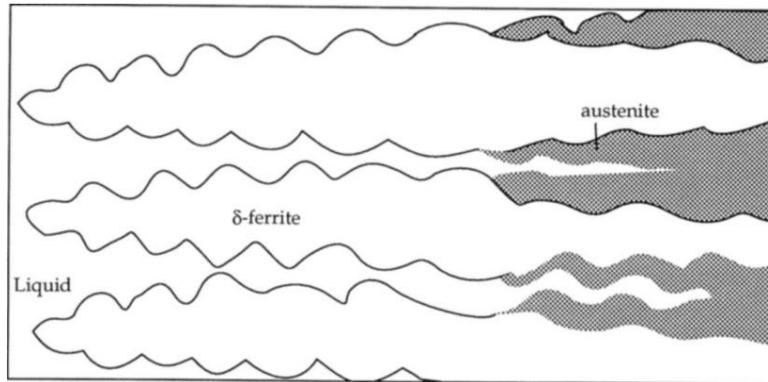


Figura 51. Esquema de la solidificación de ferrita δ acompañado por la nucleación de γ producto de la reacción peritética en crecimiento de tipo epitaxial [21].

Para poder definir un posible modo de crecimiento en la ZF, es indispensable recordar los principales elementos de aleación del acero en estudio (Mn, Si, Al y Nb) y los elementos que estabilizan a la fase δ hasta temperatura ambiente (Cr, Ni). Se ha determinado que debido a la ausencia de los elementos de aleación que estabilizan la fase δ para promover el crecimiento epitaxial, el mecanismo de solidificación fue del tipo no epitaxial. En la Figura 52 se muestra la microestructura de la ZF, en esta zona se identificó la fase α' , en la micrografía de microscopía óptica no se logra observar la agrupación en bloques de α' , pero en la micrografía obtenida en MEB se aprecian algunos bloques y la morfología de tipo listón característica de la α' . La principal razón de la formación de α' en la ZF es la composición química en la cual los elementos de aleación favorecieron el desplazamiento de las curvas de transformación durante el enfriamiento continuo, como se analizó en el diagrama CCT de la Figura 49, además, la baja entrada de calor y su rápida disipación promueven altas velocidades de enfriamiento y suprimen cualquier transformación que requiera de la difusión.

Zona de fusión

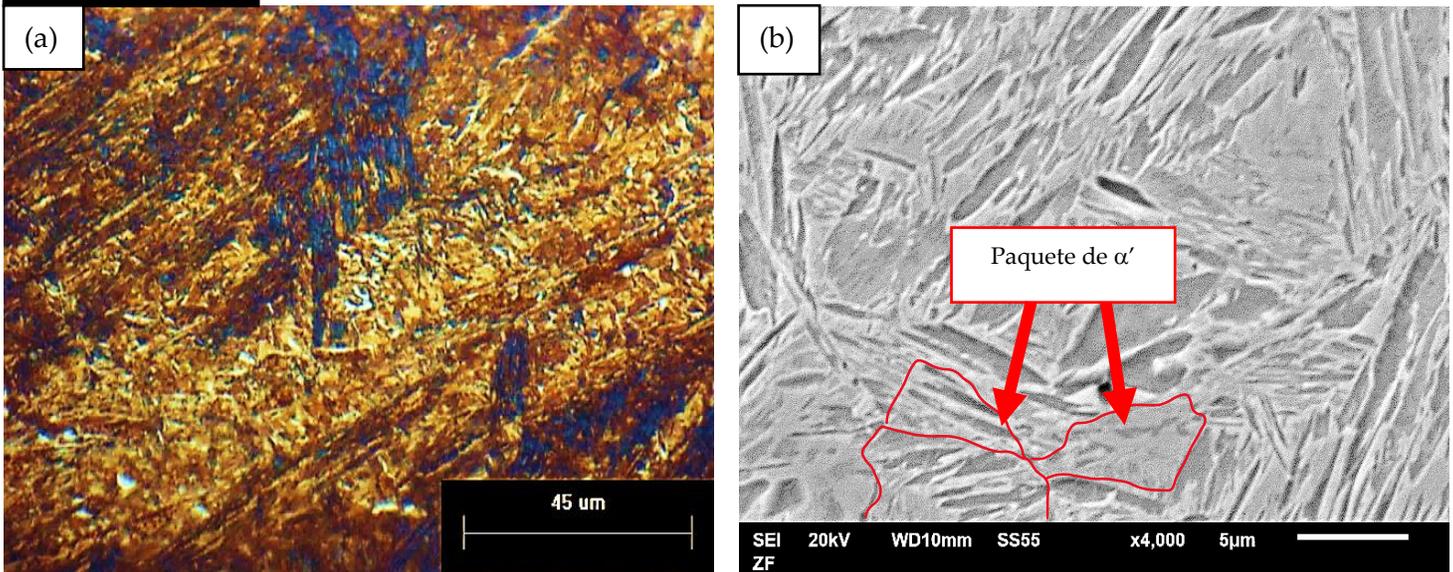


Figura 52. Micrografías de la ZF adquiridas mediante (a) MO y (b) MEB.

La siguiente zona para analizar es la zona ZAT adyacente a la ZF, específicamente la de grano grueso (GG-ZAT), la caracterización de la microestructura se llevó a cabo a 0.5 mm de distancia desde la ZF, las micrografías obtenidas se muestran en la Figura 53. Antes de iniciar con la discusión, es importante resaltar que el tamaño de grano juega un papel importante ya que determina la resistencia y tenacidad de los materiales, sin embargo, el proceso de soldadura implica la exposición del material a altas temperaturas, de manera que los granos de la fase γ en ciertas zonas, tienden a crecer a causa de la disolución parcial o total de precipitados presentes en el material base bajo condiciones no isotérmicas [24, 25]. En este contexto, se consideró que el “efecto Zener pinning” [25] que obstaculiza el movimiento de los límites de grano y evita el crecimiento de γ , no presentó repercusión en la GG-ZAT, usualmente el fenómeno Zener es representado por la expresión global de la ecuación 5, la cual predice el tamaño de grano con relación a la presencia de partículas de segunda fase (ej. NbC, TiC, Cr₂₃C₆, etc.) en el acero.

$$\langle R_f \rangle = K \frac{\langle r_p \rangle}{f^m} \quad \text{Ec. 5}$$

Donde, R_f es el tamaño de grano medio, r_p y f es el radio y fracción volumétrica de las partículas de segunda fase respectivamente, K y m son criterios que dependen de la forma de las partículas y son obtenidos por medio de simulaciones numéricas o por métodos experimentales [26, 27].

En las micrografías obtenidas mediante MO y MEB se observó que el grano creció a causa de la disolución parcial del NbC originado por el gradiente de temperaturas que logró superar los 1,400 °C, según la estimación realizada con las ecuaciones de Rosenthal. De acuerdo con el diagrama de estabilidad de fases del Nb de la Figura 35, se puede observar que el Nb a temperaturas próximas a los 1,400 °C se encuentra disuelto en la matriz de γ favoreciendo el crecimiento y engrosamiento de grano. Si bien los límites de grano de γ previo no se logran definir con claridad en las micrografías de MO y MEB de la Figura 53, el largo y ancho de los listones de α' y su orientación son evidencia indirecta de la magnitud del grano. La fase α' formada después del enfriamiento (160 °C/s) suele ser muy frágil y de dureza alta (525 HV) y un sitio preferencial de fractura debido a que carece de ductilidad [28, 29].

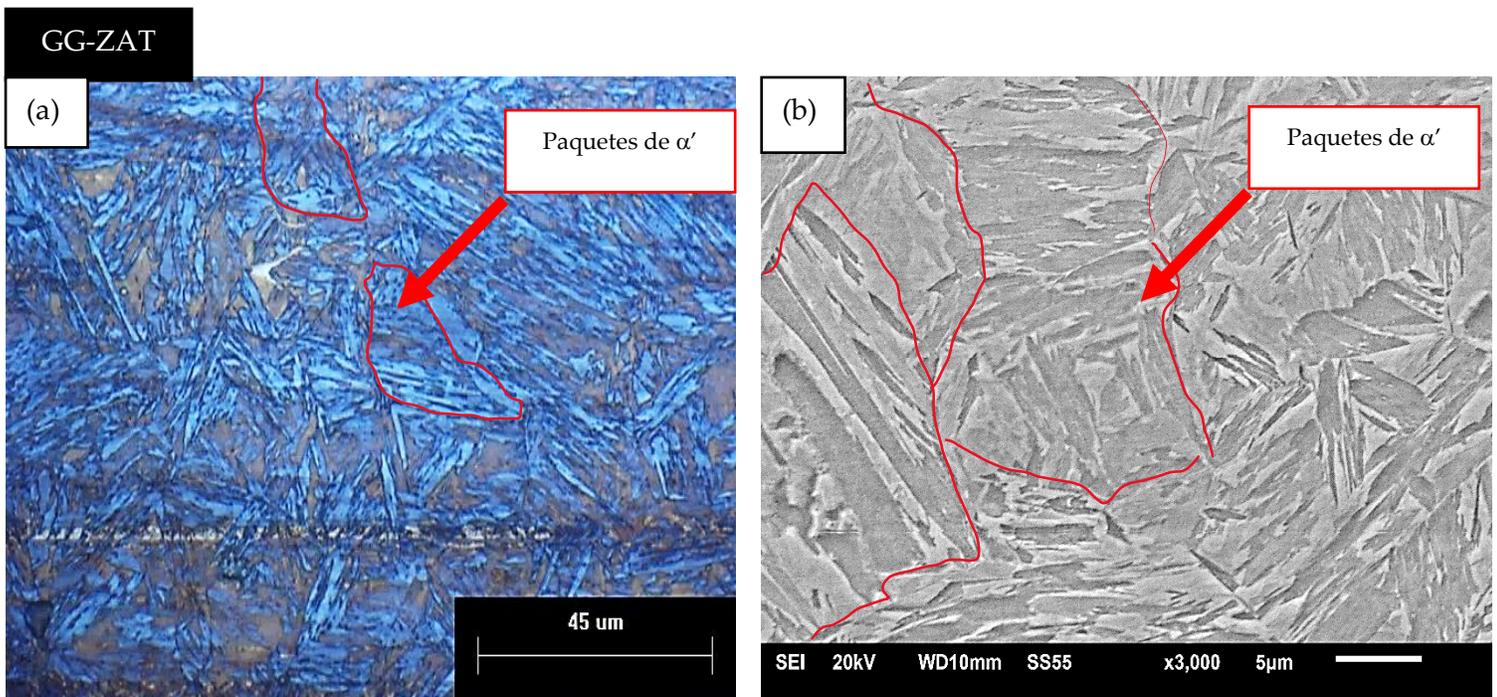


Figura 53. Micrografías de la ZAT en la subzona de Grano Grueso (GG-ZAT) (a) MO y (b) MEB.

En vista de que no se tuvo conocimiento preciso del tamaño de cada subzona en las que se divide la ZAT, las subzonas que corresponden a la de grano fino (GF-ZAT) e intercrítico (IC-ZAT) se analizaron en conjunto, ya que durante la obtención de las imágenes a 1.0 mm alejado de la ZF se abarcó parte de esas dos subzonas. El ciclo térmico de soldadura consiste en el calentamiento y enfriamiento del material base en cuestión de segundos, ocasionando que la microestructura inicial no sea alterada en su totalidad y que durante la observación, a través de microscopía la morfología de las fases sea similar a la observada como materia prima [30]. En la GF-ZAT, la temperatura pico calculada fue 822 °C ubicada en el campo monofásico de γ , se le adjudica este nombre porque el grano no crece y es obstaculizado por los NbC preexistentes en la lámina, generalmente en esta zona a través del rápido enfriamiento (125 °C/s) la transformación martensítica toma lugar, sin embargo, en las pruebas realizadas de DRX fueron identificadas señales de γ mostrando un ligero incremento de 6.7% a 10.7%, es muy probable que este incremento este asociado con la γ_R que existía en el material base y que a la temperatura de 822 °C, se logre estabilizar una cantidad adicional de γ por la difusión del Mn, para así retenerla a temperatura ambiente. Este comportamiento también se presenta en la IC-ZAT, solo que, en esta subzona, las temperaturas alcanzadas se encuentran en la región intercrítica, donde la γ y α coexisten, por tanto, la microestructura final en estas dos zonas consiste de las fases α , α' y γ_R . En las micrografías de la Figura 54 se identificaron las fases α y α' , en (a) la fase α se representa delineada en color amarillo, su morfología se conserva alargada en dirección de laminación representando a las áreas no alteradas por el poco tiempo de exposición a la temperatura máxima alcanzada, y por otro lado, la morfología que tiende a ser equiaxiada en donde sí tuvo repercusión el calentamiento como se muestra en la micrografía vía MEB en (c). De igual manera, se muestran delineados en color rojo los paquetes de α' con morfología de listones de menor tamaño que en la GG-ZAT. Por último, aunque aumentó la cantidad de γ_R , no fue posible resolver su morfología debido a la resolución de las técnicas utilizadas para la caracterización microestructural, sólo la técnica de DRX confirmó su existencia.

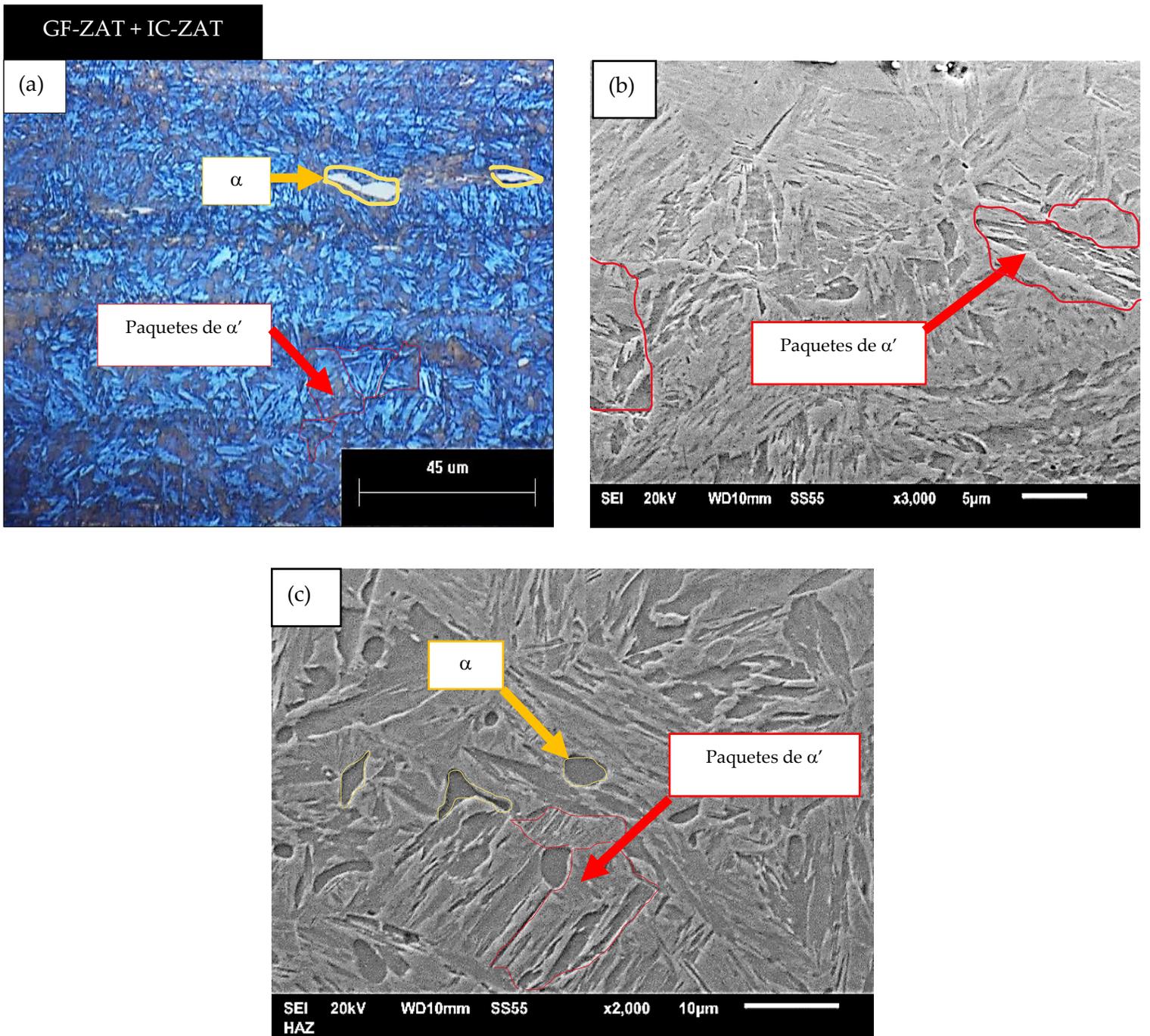


Figura 54. Micrografías de las subzonas de GF y IC – ZAT, adquiridas mediante (a) MO y (b), (c) MEB.

En la Figura 55 se muestra un esquema propuesto en este trabajo, para mayor referencia de los cambios que experimenta la microestructura al ser calentada a altas temperaturas, ocasionado por el proceso de soldadura FCAW en las diferentes subzonas analizadas.

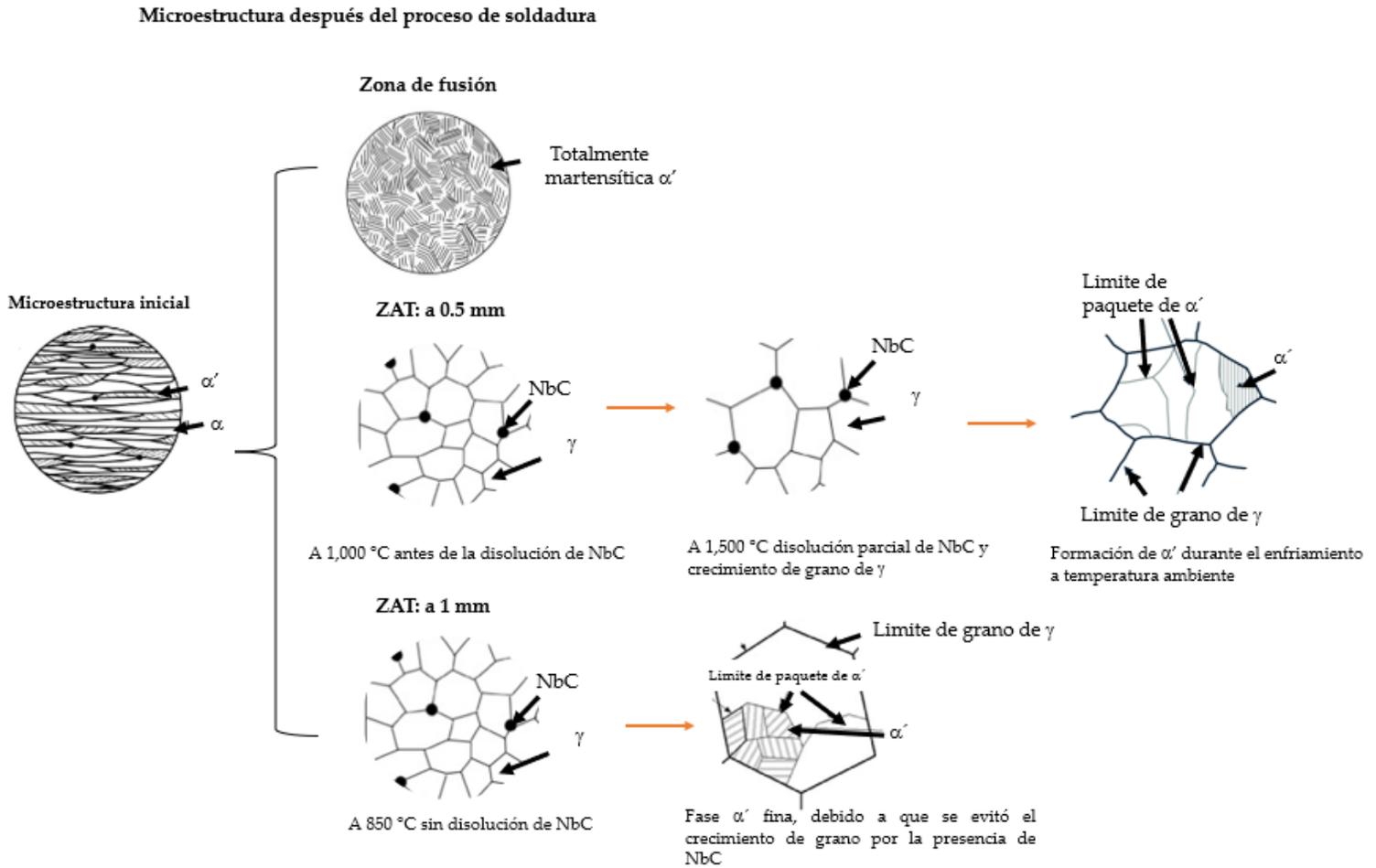


Figura 55: Esquema de los cambios microestructurales que ocurren en la ZF y ZAT (a 0.5 y 1 mm) ocasionado por el proceso de soldadura.

3.4.2 Propiedades mecánicas: evaluación de microdureza vickers y ensayos de tensión en las uniones soldadas

En la Figura 56 se muestra el perfil de microdureza de la unión soldada respecto a la distancia, los valores medidos de dureza están directamente relacionados con las fases presentes en el acero, la microestructura predominante en la ZF consiste de la fase α' , la alta dureza en esta zona

(de hasta 580 HV) generalmente es asociada con una alta resistencia pero que carece elongación, es habitual suponer que la ZF es un sitio preferencial de agrietamiento durante un esfuerzo externo aplicado, sin embargo, la subzona GG-ZAT experimentó el crecimiento de grano, ocasionando que la resistencia y elongación en esta subzona se vean disminuidas, a pesar de que los valores de dureza (525 HV) sean menores a la ZF.

En las subzonas GF-ZAT e IC-ZAT, los valores de dureza se encuentran entre los 480 y 425 HV lo cual es consistente con las fases de menor dureza determinadas por las fases α y γ_R . La última zona por evaluar es el MB, en donde el calentamiento no tiene efecto considerable en la microestructura inicial del acero, sin embargo, la dureza es disminuida un poco con respecto a los valores obtenidos inicialmente, debido a que solamente esté presente el efecto de revenido de la α' en las regiones cercanas a la ZAT que tuvieron temperaturas por arriba de los 200 °C.

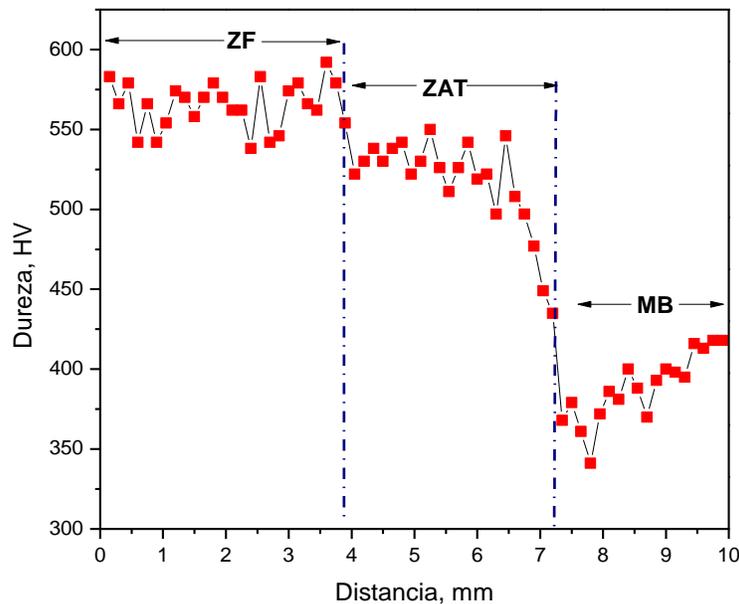


Figura 56. Perfil de microdureza vickers de unión soldada en el acero de medio Mn en condición de laminación.

En la Figura 57, se muestra la curva de esfuerzo-deformación obtenida para la unión del acero en estudio, en la cual el valor de UTS fue de 1,200 MPa y la elongación de 7.8 %. El valor de UTS obtenido para la unión disminuyó con respecto al reportado como materia prima (1,500 MPa), lo que es causado principalmente por el crecimiento de grano que experimenta la subzona de

grano grueso (GG-ZAT) debido a las altas temperaturas alcanzadas en el proceso de soldadura. Por otro lado, la elongación aumentó de 4.0 % a 7.8 % gracias al ligero incremento en la cantidad de γ_R . Una manera analítica de evaluar la eficiencia de una unión soldada y la factibilidad de utilizar el proceso FCAW en estos aceros de reciente desarrollo, es mediante el cálculo de la eficiencia de la unión soldada, la cual se puede obtener realizando la división de las siguientes resistencias: $(UTS_{Union}/UTS_{MB}) \times 100$, de tal forma que la eficiencia calculada para la unión estudiada fue de 80 %. Resultados similares [23, 31] se han reportado para uniones en aceros de tercera generación utilizando los procesos GMAW (80 %) y GTAW (75 %), de acuerdo a lo reportado en la literatura [32] si la eficiencia calculada se encuentra por debajo de 75 %, la unión producida no es útil.

$$\frac{1,200 \text{ MPa}}{1,500 \text{ MPa}} * 100 = 80 \% \text{ de eficiencia}$$

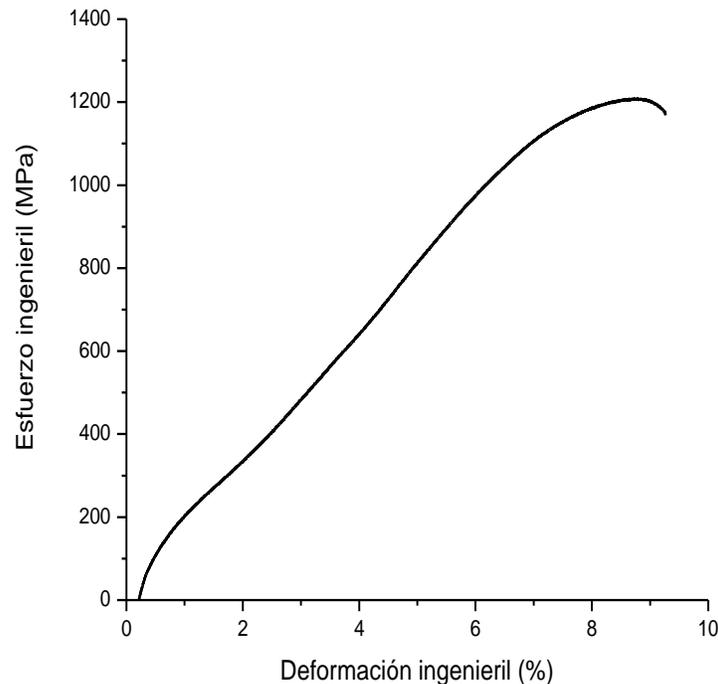


Figura 57. Curva esfuerzo-deformación después del proceso de soldadura en el acero de medio Mn en estudio.

3.4.3 Caracterización estructural y de la microestructura en las uniones con recocido intercrítico.

El recocido intercrítico consiste en calentar el acero a una temperatura en donde las fases γ y α coexisten, la microestructura resultante depende de los elementos de aleación que estabilizan a estas fases, el objetivo principal es proporcionar una excelente combinación de resistencia y elongación gracias al incremento de γ_R estable a temperatura ambiente [33, 34]. Para determinar la temperatura adecuada a fin de llevar a cabo el recocido, se consultó el diagrama pseudo-binario de fases [2] de la Figura 58 simulado en el software ThermoCalc v.2018b. La temperatura seleccionada correspondió a la zona bifásica de α y γ , a 700 °C, en esta temperatura se ha trazado en el diagrama una línea punteada roja para su representación. El Nb es el principal microaleante contenido en el acero y se encuentra como NbC, por lo que también es estable con las fases α y γ a la temperatura de recocido.

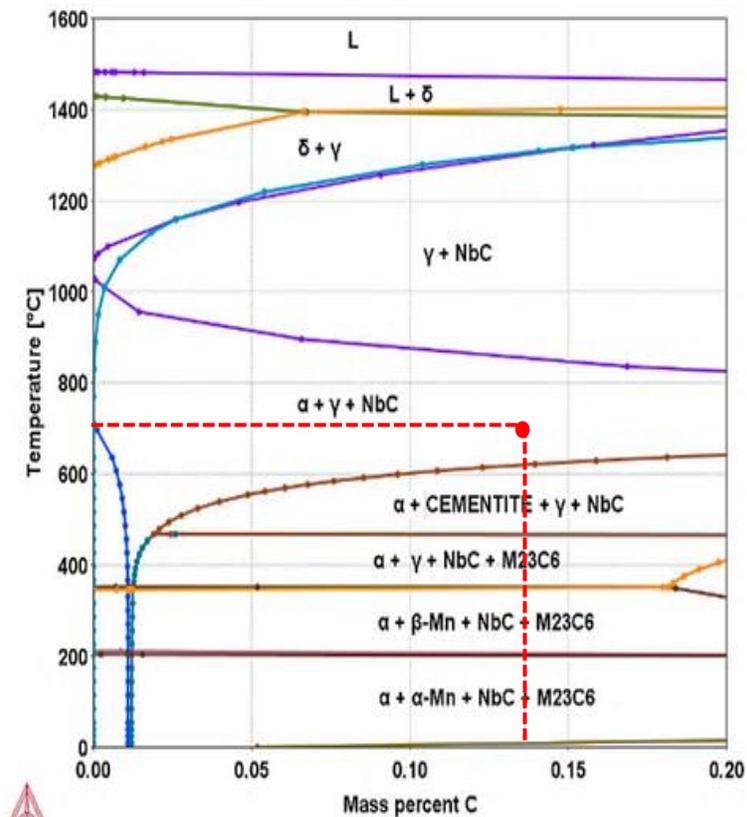


Figura 58. Diagrama pseudo-binario de fases del acero de medio Mn en estudio [2].

Una vez seleccionada la temperatura, es importante establecer el tiempo de mantenimiento isotérmico, para esto, fue necesario simular el diagrama TTT (Temperatura-Tiempo-Transformación) con la composición química del acero, se buscó que fuera el suficiente para formar la α y estabilizar la γ . En el trabajo de investigación [2] se han realizado pruebas experimentales para establecer el tiempo y temperatura del tratamiento, y se ha determinado que en 1 hora (3,600 s) a 700 °C el acero presentó las mejores propiedades mecánicas y la mayor cantidad de γ_R estabilizada a temperatura ambiente, por tal motivo, el tiempo de permanencia para las uniones soldadas fue establecido en 1 hora, en la Figura 59 se muestra el diagrama TTT y con una línea roja punteada se indica el tiempo para el recocido realizado.

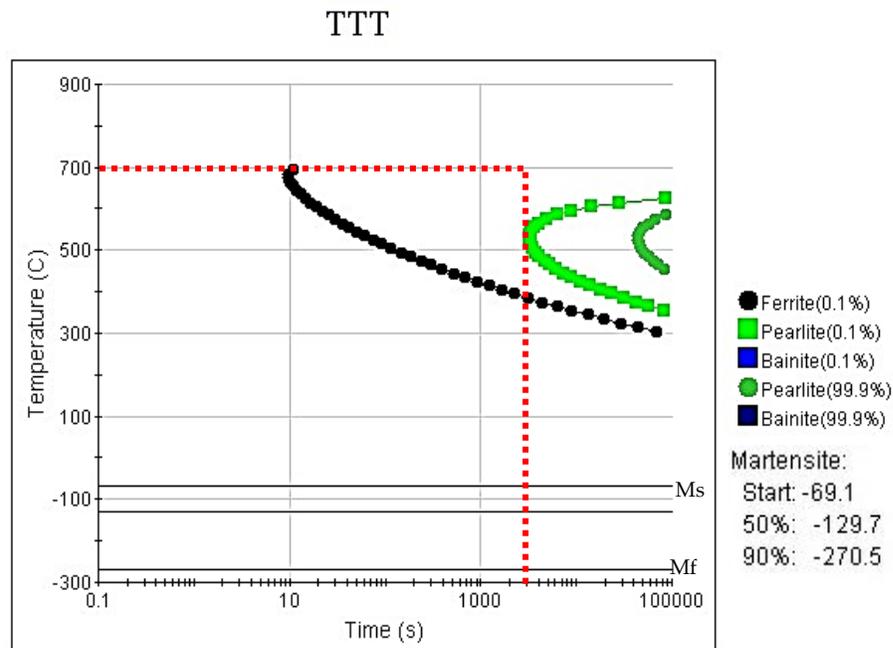


Figura 59. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) del acero medio Mn en estudio.

La caracterización estructural en la ZF mediante DRX se muestra en la Figura 60, en ésta se realizó un acercamiento al patrón de difracción en donde teóricamente difracta la fase cementita (Fe_3C) debido a que en el diagrama de la Figura 59, las condiciones de recocido y enfriamiento posterior se encontraron muy cerca de la curva de transformación a perlita ($\alpha + Fe_3C$), de esta manera, se puede reportar la presencia o ausencia de la perlita bajo las condiciones de recocido

intercrítico en la ZF. El difractograma reveló la ausencia de la fase Fe_3C , por lo que, se puede esperar que en esta zona la microestructura se componga únicamente de las fases α y α' .

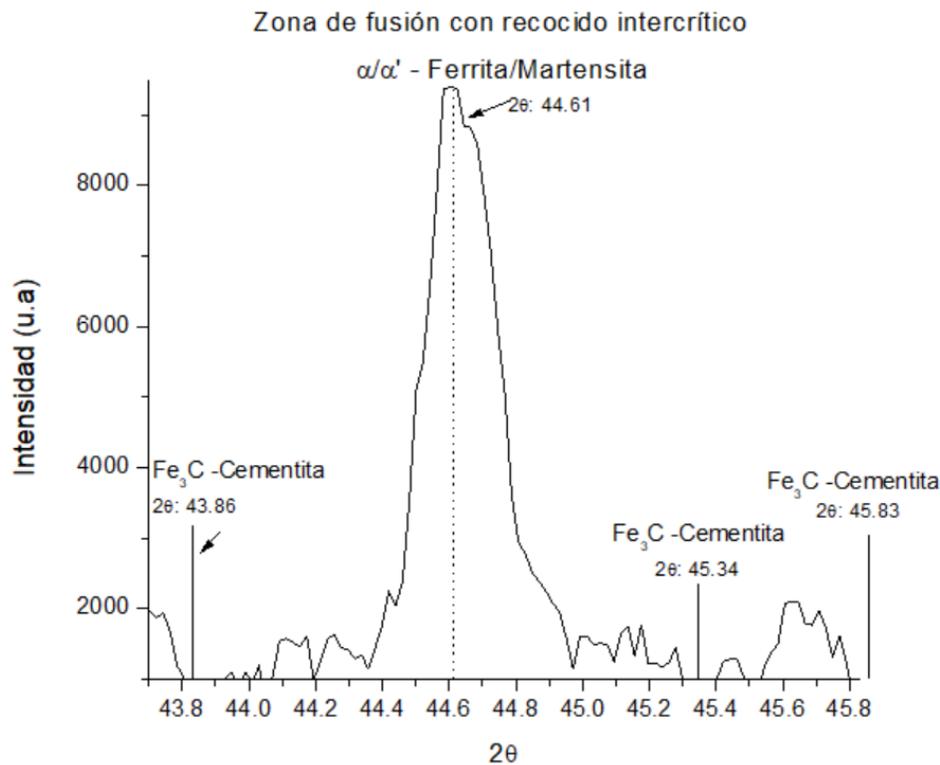


Figura 60: Difractograma de DRX en la ZF con recocido intercrítico del acero en estudio.

El difractograma obtenido para la ZAT después de la DRX se muestra en la Figura 61, en éste se identificaron las intensidades de los picos correspondientes a la estructura cristalina de las fases α/α' y γ_R , el análisis mediante el refinamiento Rietveld cuantificó 69 % de α/α' y 31 % de γ_R , con un incremento considerable con respecto a la unión en condición de laminación, la cual fue de 10.7% de γ_R . Resultados experimentales similares fueron obtenidos en otras investigaciones en aceros de medio manganeso [35, 36], en las cuales la cantidad de γ_R en aceros de medio Mn después de la variación experimental de temperaturas y tiempos de recocido fue alrededor de 20 – 40 %, lo cual está asociado a la difusión de los átomos de Mn y C que enriquecen a la fase γ y contribuyen a mejorar su estabilidad hasta temperatura ambiente, a causa del decremento de la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s).

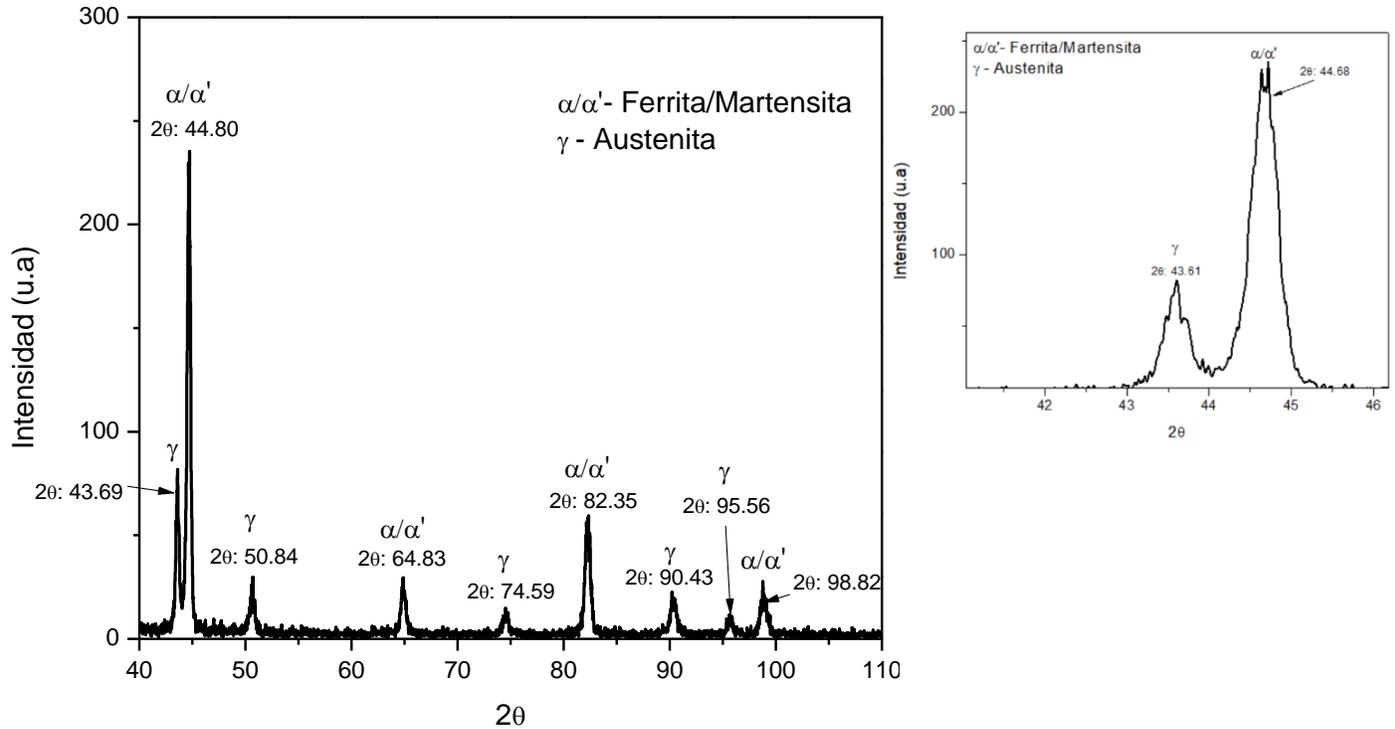


Figura 61. Difractograma de DRX en la ZAT con recocido intercrítico del acero en estudio.

En la Tabla 8 se recopiló información de los análisis obtenidos de manera experimental para el acero del presente estudio en las diferentes etapas de los procesos estudiados, como se puede observar, los resultados experimentales de las posiciones de 2θ presentan una ligera diferencia con respecto a los teóricos de las tarjetas JCPDS, este comportamiento [37] es asociado con la distinta concentración de los elementos de aleación en las fases, promovida por los procesos difusivos activados por la temperatura, como el proceso de laminación en caliente, la soldadura y el tratamiento térmico de recocido intercrítico, a los cuales estuvo sometido el acero de medio Mn en este estudio. Lo anterior genera cambios en el parámetro de red de la estructura cristalina de la fase γ por la sobresaturación del Mn principalmente, y en consecuencia se generan desplazamientos de las posiciones de los picos de difracción obtenidos de manera experimental en comparación con los teóricos.

Tabla 8: Recopilación de la posición de difracción en 2θ teóricos (JCPDS) y aquellos obtenidos experimentalmente para el acero en estudio en las diferentes etapas analizadas.

JCPDS			DRX Experimental											
Teórico			Materia prima			Soldadura laminación: ZF			Soldadura laminación: ZAT			Soldadura con recocido int: ZAT		
2θ			2θ											
α/α	γ	Fe ₃ C	α/α	γ	Fe ₃ C	α	γ	Fe ₃ C	α/α	γ	Fe ₃ C	α/α	γ	Fe ₃ C
44.66	43.47	43.86	44.45	-	-	44.54	-	-	44.49	43.5	-	44.8	43.69	-
65.00	50.67	45.34	64.77	50.65	-	-	-	-	-	50.56	-	64.83	-	-
82.31	74.67	45.83	82.06	74.86	-	65.9	-	-	65.78	-	-	82.35	74.59	-
98.91	90.67		98.51	91.01	-	82.2	-	-	82.12	-	-	98.82	90.43	-

JCPDS			DRX Experimental		
Teórico			Soldadura con recocido int.: ZF		
2θ			2θ		
α/α	γ	Fe ₃ C	α/α	γ	Fe ₃ C
44.66	43.47	43.86	44.61	-	-
65.00	50.67	45.34	65.42	-	-
82.31	74.67	45.83	82.26	-	-
98.91	90.67		98.93	-	-

Cuando se realiza un recocido intercrítico partiendo de una microestructura inicial en donde predomina la fase α' , la formación de la γ a la temperatura de recocido se conoce como austenita revertida, su formación tiene lugar a lo largo de los límites de los listones de la α' y/o en el límite de grano previo de γ . Durante el enfriamiento, se conserva a temperatura ambiente como γ_R heredando la morfología de los listones de α' , el mecanismo de crecimiento de γ [39] se muestra en la Figura 62. Sin embargo, en algunas ocasiones dependiendo de la orientación cristalográfica de la γ , la γ_R que es analizada mediante microscopía, se puede encontrar agrupada en bloques y es observada con una morfología gruesa que se compone de listones de γ_R [38, 39].

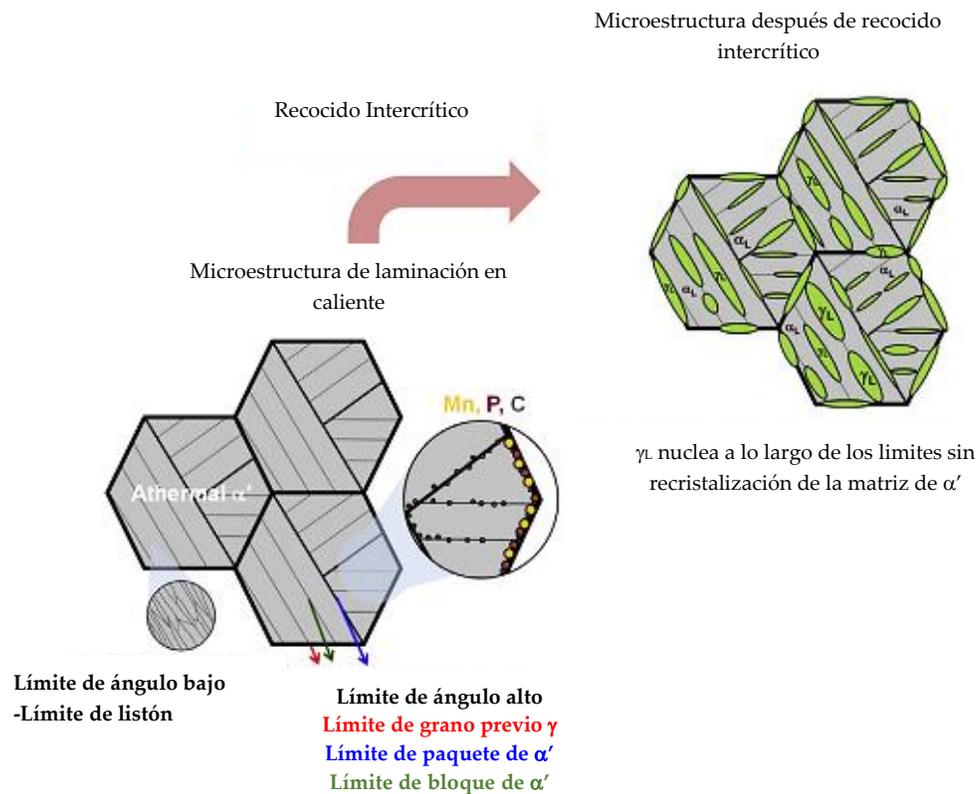


Figura 62. Esquema que muestra el crecimiento de γ a lo largo de los listones de la matriz de α' en aceros de medio Mn laminados en caliente con recocido intercrítico (γ_L : austenita con morfología de listones, α_L : ferrita con morfología de listones) [39].

En otras investigaciones [40-45], se ha estudiado el efecto del elemento Mn en la microestructura después del recocido intercrítico, la difusión del Mn a altas temperaturas tiende a no ser uniforme, provocando que existan áreas enriquecidas y empobrecidas de este elemento en la ZF, ZAT y MB, en consecuencia, se han propuesto dos posibles caminos para la formación, agrupación y morfología de las fases α' , α y γ_R durante el enfriamiento:

- **La formación de áreas enriquecidas de Mn:** El manganeso cumple su función como estabilizador de γ , disminuyendo la temperatura de inicio de la martensita (M_s) e incrementando la posibilidad de obtener austenita retenida γ_R a temperatura ambiente. La microestructura resultante observada se compone de una mezcla de α y γ_R de un aspecto fino, ambas presentan una morfología de tipo listones.

- **Áreas empobrecidas de Mn:** Caso contrario al anterior, debido a la ausencia de este elemento, la temperatura de inicio de la martensita (M_s) aumenta por encima de la temperatura ambiente y origina la transformación de la fase inestable γ a la fase α' durante el enfriamiento, en estas áreas la microestructura se compone de las fases: α' que presenta una morfología de listones y α con una morfología ancha y gruesa. Xiangyu *et al.* [44] ha propuesto que su aspecto es de tipo poligonal.

Antes de iniciar con la discusión de la microestructura encontrada después de los tratamientos, se realizaron varios análisis generales de composición mediante EDS para conocer la variación del contenido de Mn en la ZF, sin embargo, no se encontró variación significativa, ya que en promedio se mantuvo en 4.5 % en peso (ver Tabla 9). De acuerdo con la investigación [43], la cantidad de γ_R depende de la difusión del Mn hacia la γ a la temperatura de recocido, se ha reportado que en contenidos menores a 5.0 % de Mn, la γ no se enriquece de este elemento y alrededor de 5 % de fracción en volumen de γ_R es estabilizada a temperatura ambiente. En este contexto, se determinó que el contenido de Mn analizado no fue suficiente para estabilizar a la γ , por tal motivo, es probable que la ZF no se haya enriquecido lo suficiente durante el recocido intercrítico. Las micrografías de la Figura 63 (a) y (b) fueron obtenidas a través de MO y MEB respectivamente, corresponden a la microestructura de la ZF después del recocido, en éstas se identificó con puntos en color amarillo la fase α poligonal la cual presentó una morfología gruesa y en color rojo la α' con morfología de listones. El diagrama TTT (c) simulado para la ZF predice las curvas de transformación durante el recocido intercrítico. De acuerdo con este diagrama, es evidente que durante el tiempo de permanencia y mantenimiento isotérmico (líneas punteadas en color rojo en el TTT) a 700 °C, se logró cruzar claramente la curva de transformación de α , promoviendo su transformación y presencia a temperatura ambiente, no obstante, después de cumplir con éstas condiciones de recocido para dar inicio al enfriamiento posterior, se observó que las líneas trazadas en color rojo representadas en el diagrama parecen cruzar ligeramente la curva de formación de la perlita (color verde), sin embargo, el análisis de DRX en esta zona demostró la ausencia de la fase Fe_3C . Por otro lado, la γ remanente a la temperatura de

recocido carece de suficiente Mn, comprometiendo su estabilidad y durante el enfriamiento a temperaturas cercanas a los 100 °C (M_f), la γ se transforma a α' . Por tanto se concluye que en la ZF, la microestructura consiste de las fases α y α' .

Tabla 9: Análisis de composición química en la ZF utilizando la técnica EDS.

Elemento	Fe	Mn	Si	Al
%en peso	Bal.	4.50	1.41	1.27

 Ferrita α

 Martensita α'

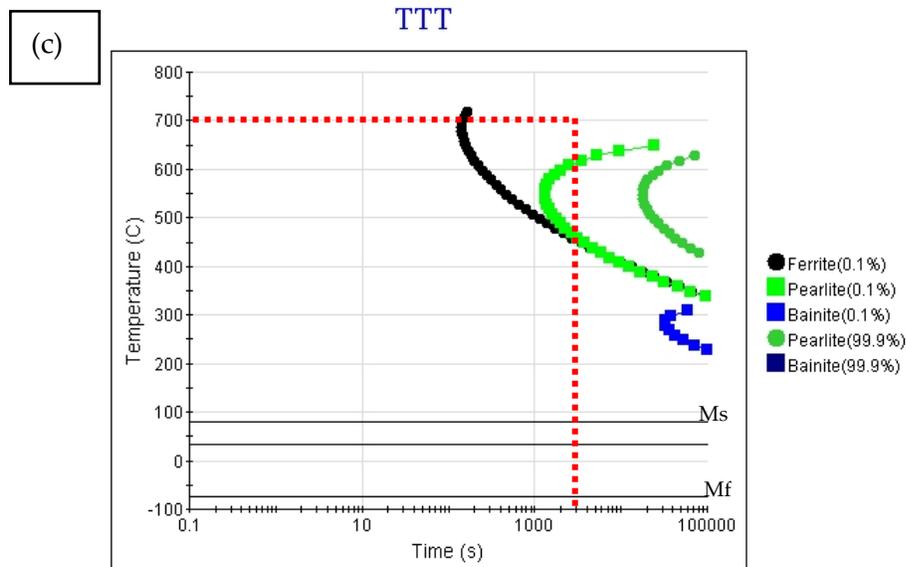
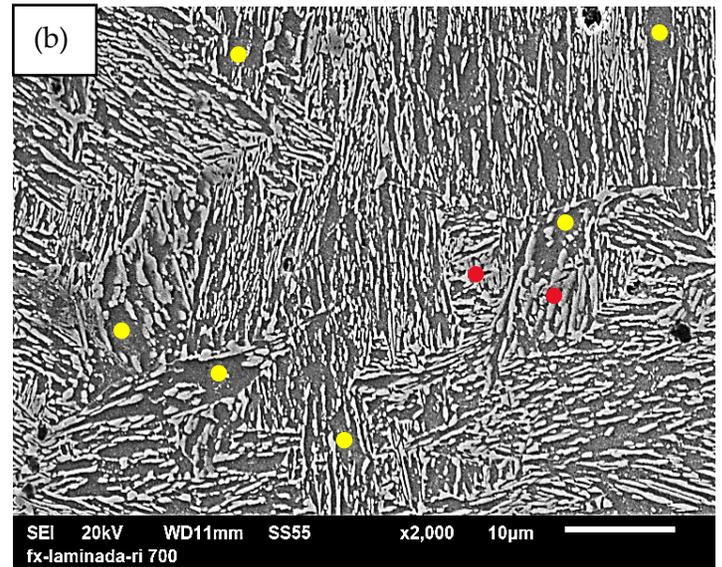
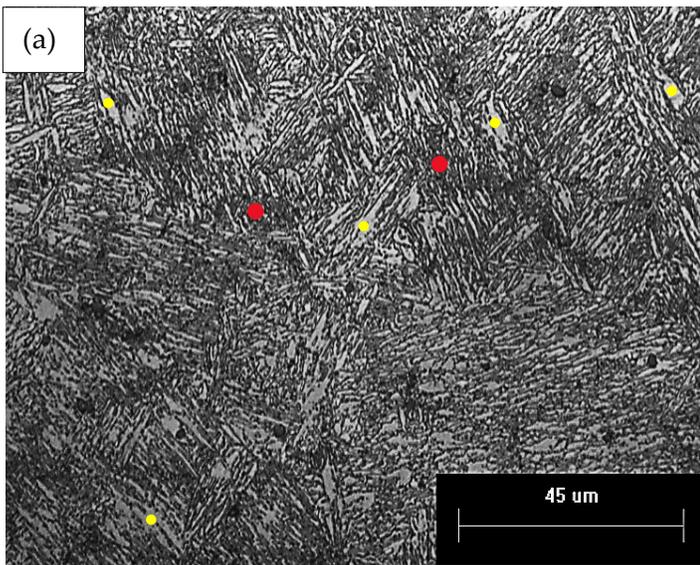


Figura 63. Micrografías obtenidas de la ZF con recocido intercrítico (a) vía MO, (b) vía MEB y (c) diagrama CCT construido para la ZF.

Del mismo modo que en la ZF, se realizaron varios análisis puntuales por EDS en la ZAT a 0.5 y 1 mm alejados de la ZF a fin de monitorear la variación del contenido de Mn, en la Tabla 10 se resume la composición promedio encontrada. En la Figura 64 se muestran las zonas analizadas vía EDS, tal análisis fue realizado con aleatoriedad en áreas que tuvieran un aspecto similar a la morfología de las fases descritas anteriormente, las cuales representaban a las áreas empobrecidas y enriquecidas de Mn; en (a) el contenido de Mn fue aproximadamente 5.60 % y en (b) hasta un 8.5 %, esta variación sin duda repercute en la microestructura resultante en el acero después del recocido intercrítico.

Tabla 10: Análisis promedio de EDS de las áreas empobrecidas/enriquecidas del elemento Mn.

Área	%en peso	Fe	Mn	Al	Si
Empobrecida	$(\alpha') + (\alpha)$	Bal.	5.60	2.35	2.41
Enriquecida	$(\alpha) + (\gamma_R)$	Bal.	8.43	1.49	1.89

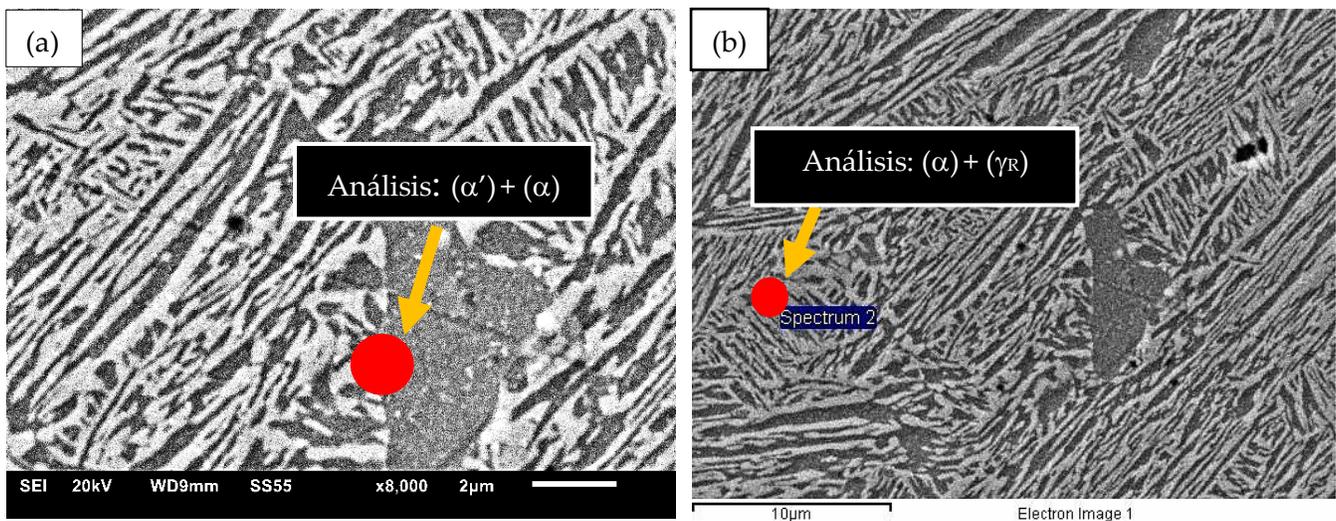


Figura 64. Análisis semicuantitativo utilizando EDS, en la ZAT para las áreas: (a) empobrecidas y (b) enriquecidas del elemento Mn.

En la Figura 65 se presentan los diagramas TTT simulados en el software JMatPro para las áreas (a) empobrecidas y (b) enriquecidas de Mn, con la finalidad de entender las transformaciones de fase que ocurrieron en estas áreas. Durante el recocido intercrítico la fase estable en ambas áreas es la α y ésta no experimenta transformación de fase, pero si, cambios en la morfología dependiendo del área analizada. Por otro lado, la difusión del C y Mn definen la estabilidad de

la fase γ para enriquecerla de estos elementos, estabilizarla y retenerla como γ_R a temperatura ambiente, sin embargo, es muy probable que la estabilidad sea comprometida por el bajo contenido de Mn (5.6 %) en las áreas empobrecidas y durante el enfriamiento la fase γ se transforme a α' . No obstante, se espera que en las áreas enriquecidas, la difusión de C y Mn estabilicen a la fase γ sin que ocurra la transformación martensítica.

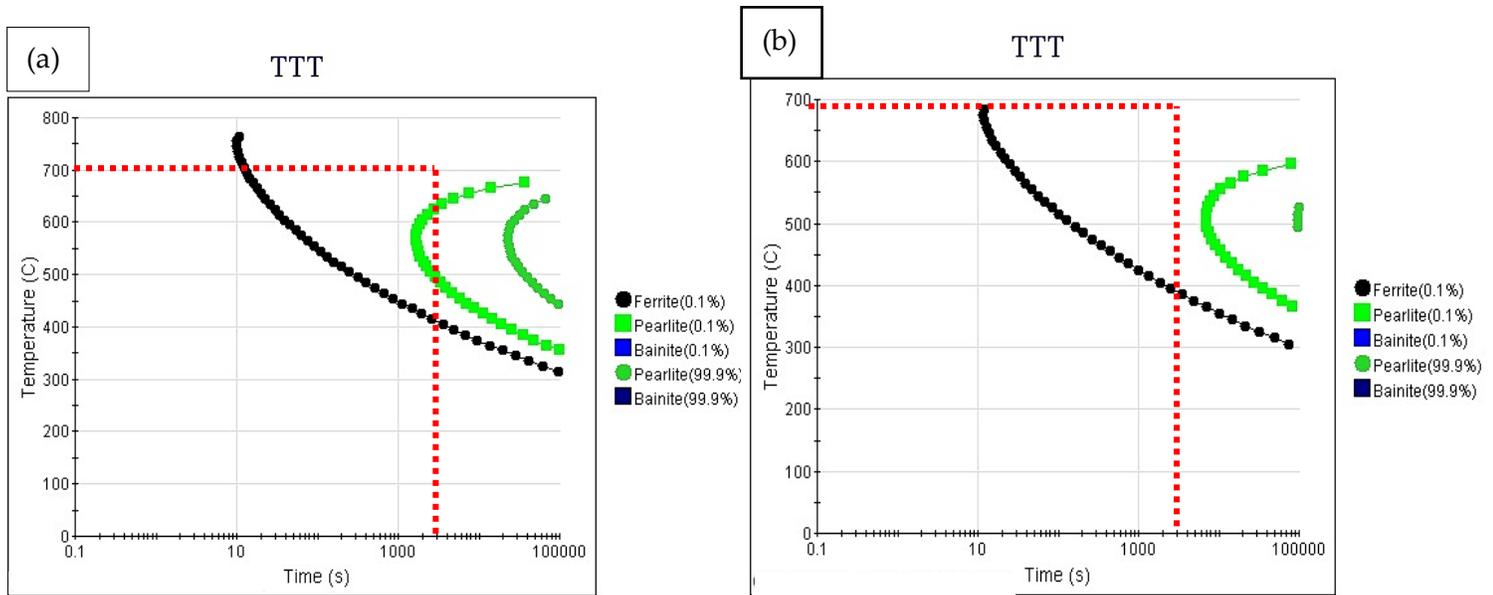


Figura 65. Diagramas TTT simulados con la composición de las áreas (a) empobrecidas y (b) enriquecidas del elemento Mn después del recocido intercrítico.

Las micrografías mostradas de MO y MEB en la Figura 66 pertenecen a la ZAT después del recocido intercrítico a la distancia de 0.5 y 1.0 mm de la ZF, en las obtenidas mediante MO se aprecia la agrupación en paquetes de la α' con tonalidad café claro mezclada con la α de tonalidad blanca asociadas con las áreas empobrecidas de Mn (indicadas en color blanco), mientras que la γ_R de tonalidad café oscuro se encuentra agrupada con la α , representando las áreas ricas en Mn (indicadas en color verde).

Las micrografías adquiridas por MEB (c) y (d), fueron analizadas considerando que el contraste cambia con respecto a lo observado en MO, en estas zonas se puede apreciar con mayor detalle la agrupación en paquetes de las fases presentes: la α de tonalidad gris oscuro que puede estar agrupada con la γ_R de gris claro o agrupada con α' de contraste blanco/gris, según la variación

del elemento Mn. La morfología de α tiende a ser más gruesa o ancha en las áreas empobrecidas; de acuerdo con Xiangyu *et al.* [44] la morfología gruesa observada recibe el nombre de α poligonal, mientras que en las áreas enriquecidas se observa de aspecto fino conservando la morfología de tipo listón heredada de la α' a partir de la cual se formó [43, 44]. Adicionalmente, se realizaron análisis generales de EDS en la ZAT y el resultado promedio se resume en la Tabla 11.

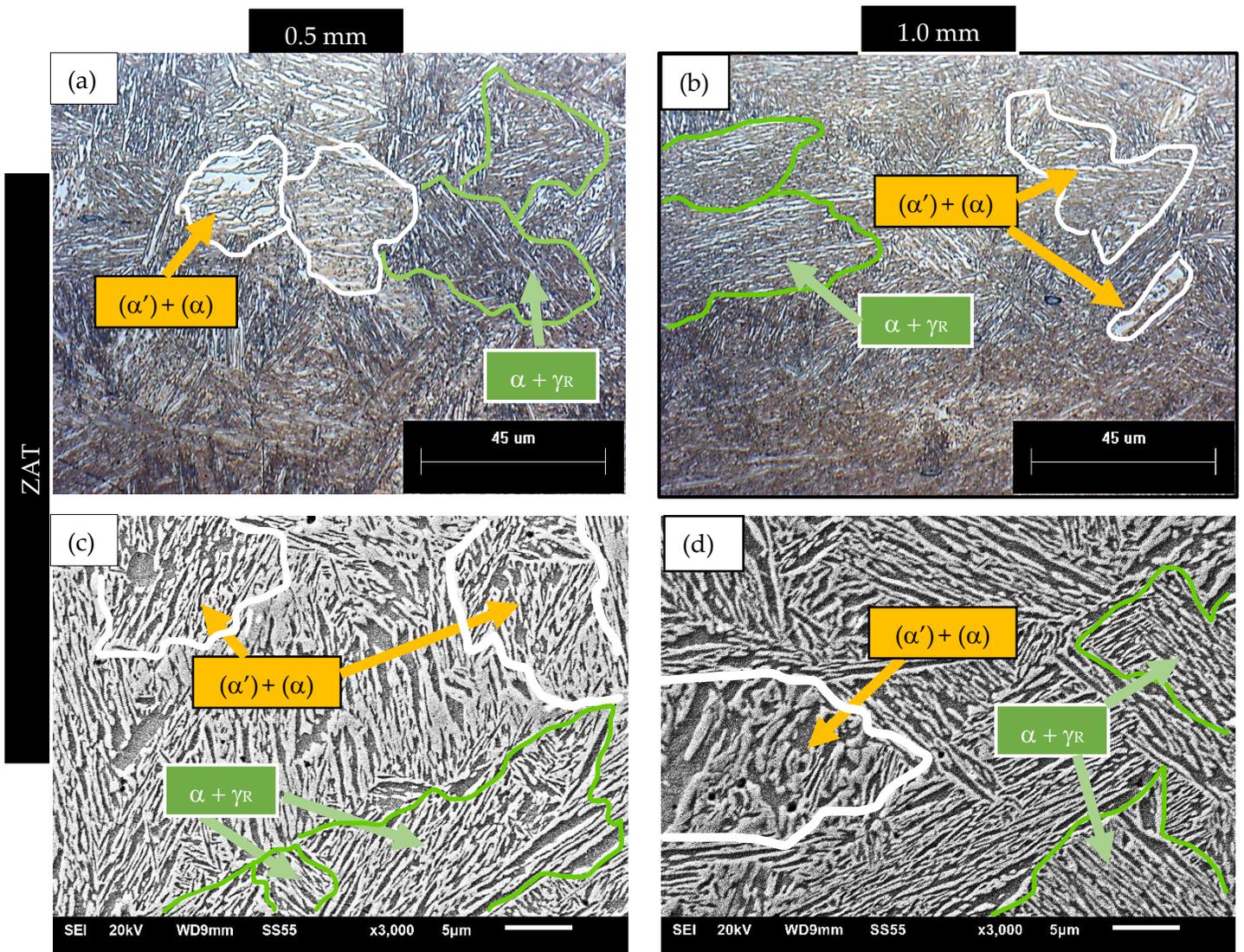


Figura 66. (a), (b) micrografías vía MO, (c), (d) vía MEB a la distancia de 0.5 y 1 mm respectivamente.

Tabla 11: Análisis vía EDS de la ZAT.

% en peso	Fe	Mn	Al	Si
Zona Total	Bal.	7.72	1.61	2.06

En la Figura 67 (a) y (b) se muestran micrografías de MO y MEB en la zona del MB después del recocido, la microestructura resultante es muy similar a la observada en la ZAT de la Figura 66, uno de los principales factores por los cuales hay bastante similitud en la microestructura y morfología de las fases es por el contenido y distribución de los elementos de aleación resumidos en la Tabla 12, tales contenidos en esta zona no presentaron variación significativa con respecto a lo analizado en la ZAT (Tabla 11).

Tabla 12: Análisis promedio de EDS del material base (MB).

%en peso	Fe	Mn	Al	Si
MB	Bal.	7.65	1.62	2.11

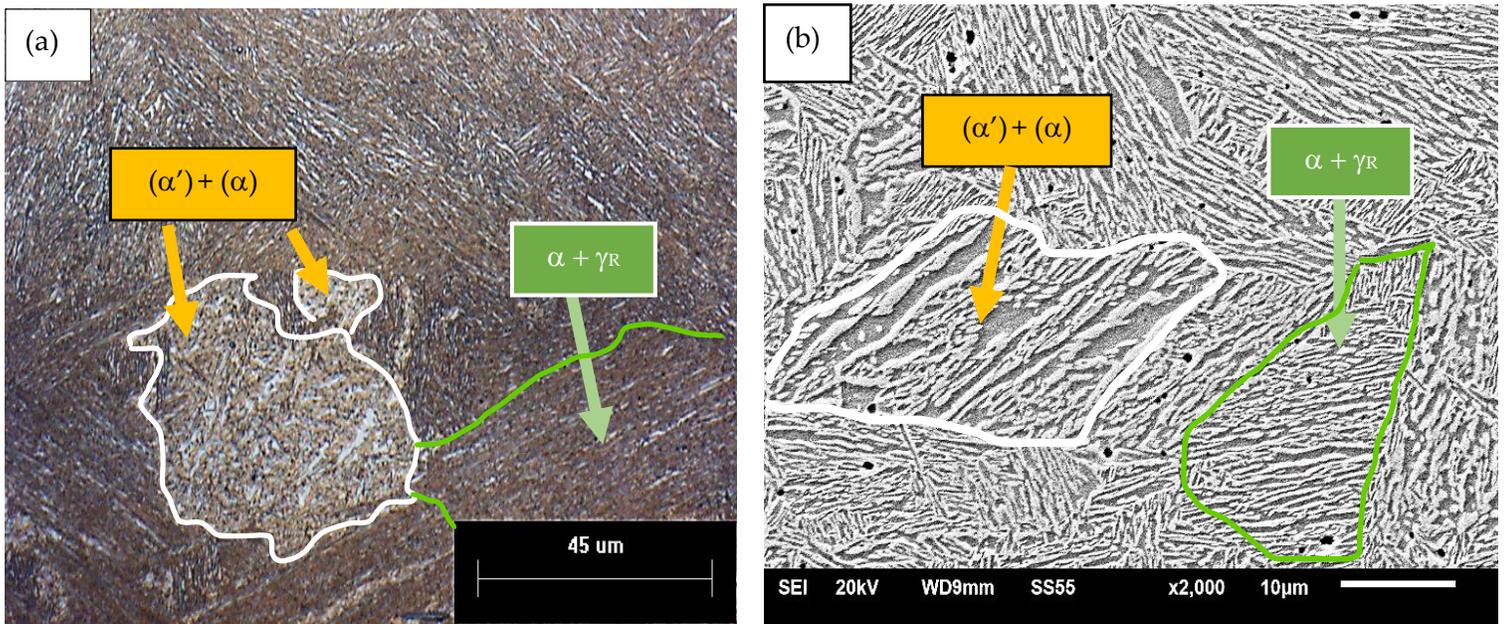


Figura 67. Micrografías adquiridas mediante (a) MO y (b) MEB de la microestructura del MB después del recocido.

En la Figura 68, se muestran esquemáticamente los cambios en la microestructura que se propone ocurrieron en las uniones soldadas durante y después del recocido intercrítico en el presente estudio.

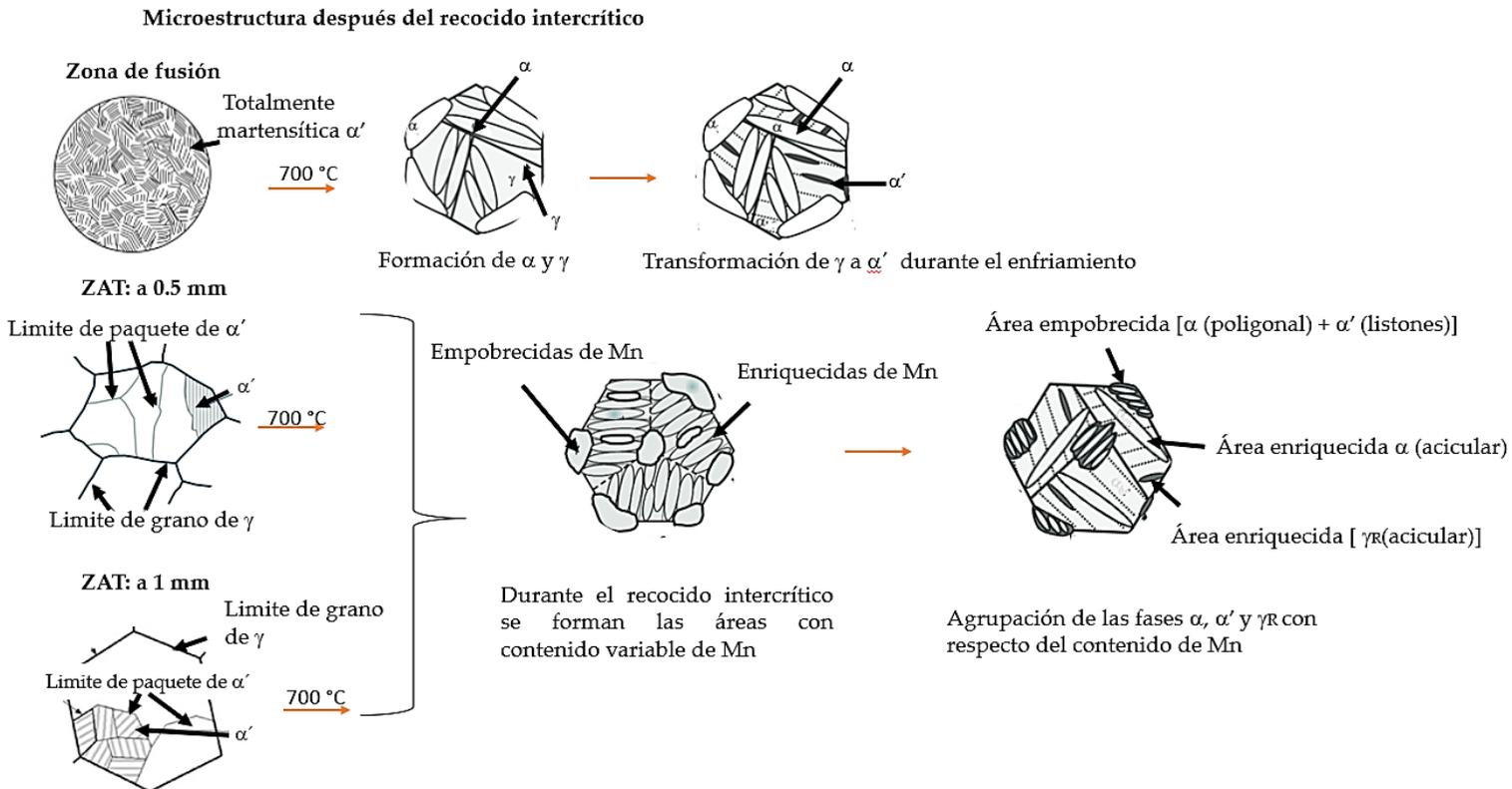


Figura 68: Esquema de los cambios microestructurales que ocurren en la ZF y ZAT (a 0.5 y 1 mm) durante y después del recocido intercrítico.

3.4.4 Microdureza en la soldadura con recocido intercrítico.

En la Figura 69 se muestra el perfil de microdureza de la soldadura con recocido (línea negra) con relación a la obtenida en condición de laminación (línea roja), el recocido intercrítico sin duda contribuyó al incremento en fracción en volumen de las fases α y γ_R , generando un acero de microestructura multifásica con fases de menor dureza que promueven una mejor ductilidad. Es evidente la disminución en los resultados de dureza de la soldadura en estado de laminación (580 HV) en la ZF en comparación con los de recocido intercrítico (300 HV) en la misma región, debido principalmente a la contribución de la fase α que presentó menor dureza en comparación con la α' . Por otro lado, la dureza encontrada en la ZAT y el MB (≈ 525 y ≈ 400 HV

respectivamente) en condición de laminación, disminuyó significativamente con el recocido intercrítico y se mantuvo constante en ambas zonas, con valores aproximados de ≈ 350 HV, gracias al aumento en la fracción y distribución de las fases α y γ_R .

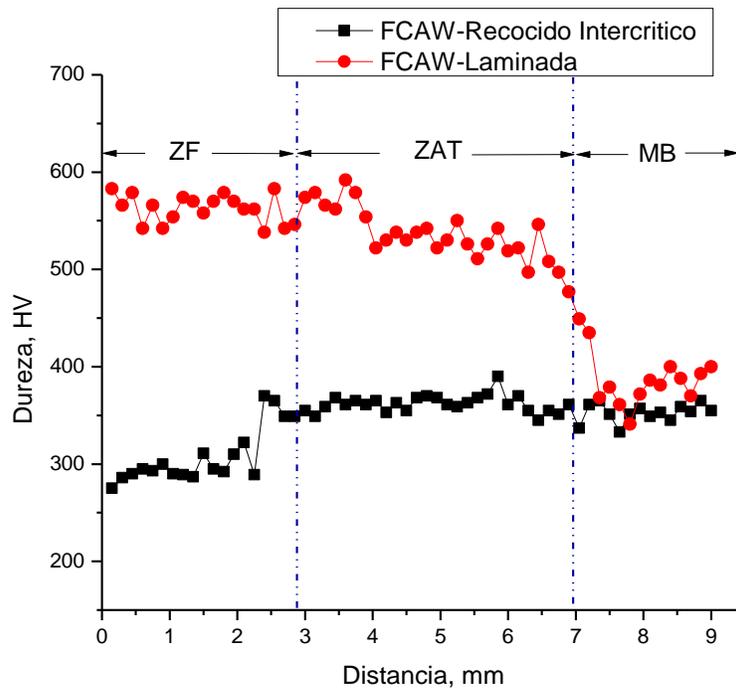


Figura 69. Perfil de microdureza Vickers de la soldadura antes y después de efectuar el recocido en el acero de medio Mn en estudio.

3.4.5 Ensayo de tensión en soldadura con recocido intercrítico

En la Figura 70 se presentan las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para la soldadura del acero en estudio, en (a) la de condición laminada y en (b) después del recocido intercrítico, la resistencia disminuyó de 1,200 MPa hasta 809 MPa debido al incremento de la fase α en lugar de α' durante el recocido [46], mientras que la elongación incrementó de 7.8 % a 12.3 % asociado con una mayor cantidad de γ_R . Es común que las piezas utilizadas en estructuras automotrices que no exigen altas resistencias y requieren ser unidas mediante un proceso de soldadura, se les aplique un tratamiento térmico con la finalidad de aliviar los esfuerzos residuales [47], sin embargo, cuando se busca controlar la microestructura en la ZF y ZAT con la finalidad de mejorar la elongación, o incluso cuando se unen aceros de diferentes grados, el tratamiento térmico es aplicado a temperaturas de austenitización total o parcial (recocido intercrítico), en

ambos casos se busca que las uniones soldadas y tratadas, no se localicen en zonas críticas del ensamble en donde los requerimientos de alta resistencia a la tensión sean los máximos [48, 49].

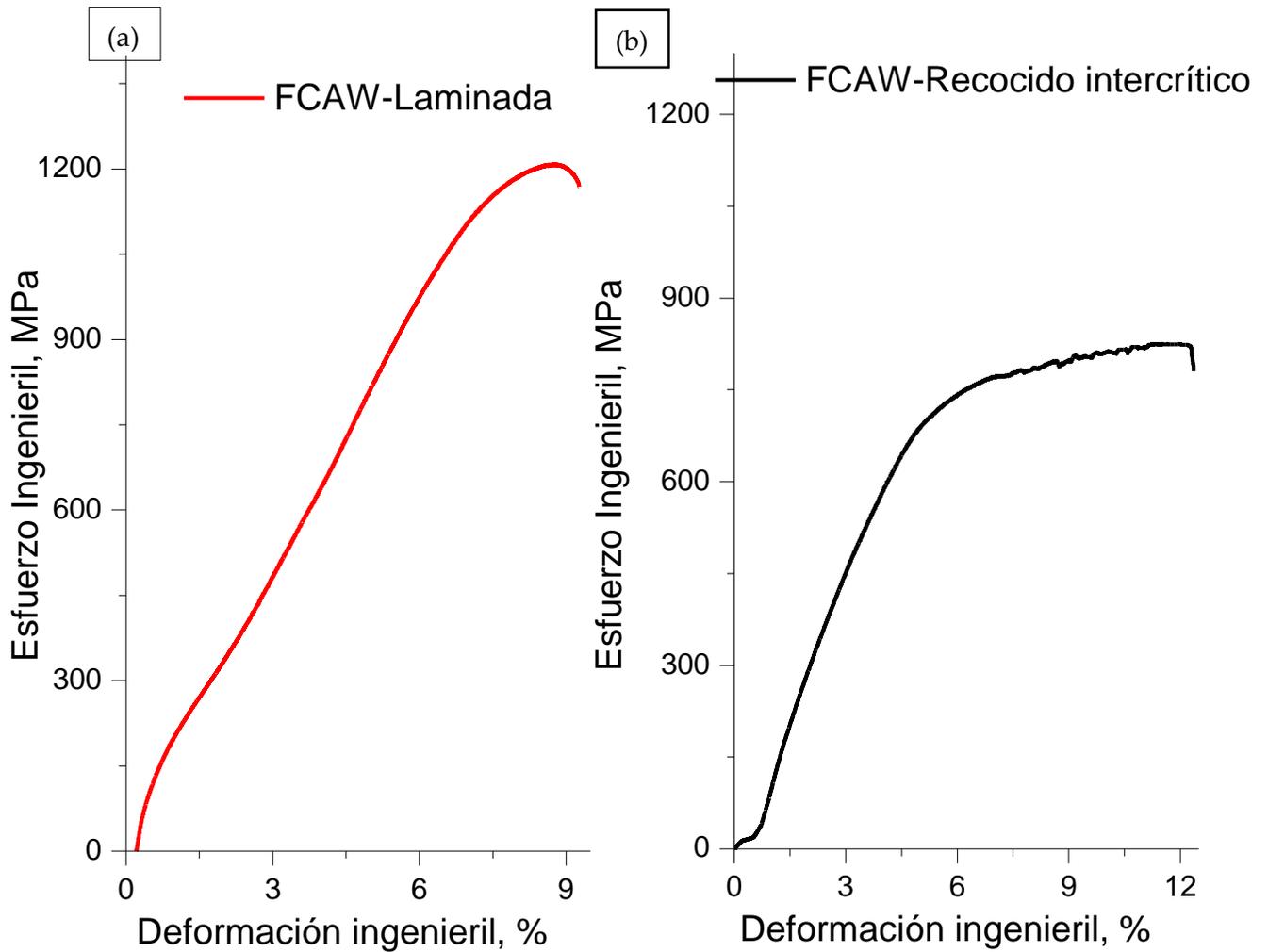


Figura 70. Curvas esfuerzo-deformación de la soldadura del acero medio Mn (a) en condición laminada y (b) con recocido intercrítico.

En la Tabla 13 se recopilaron los datos obtenidos de manera experimental en relación a las propiedades mecánicas en tensión y las fases caracterizadas previamente, en las etapas de procesamiento del acero en estudio. Es importante destacar que, la futura aplicación de estos aceros de medio manganeso es en la industria automotriz, por tal motivo, se tiene que evaluar los valores de resistencia cuando el acero es sometido a esfuerzos de tensión. El principal componente automotriz en el cual el acero ha sido objeto de estudio es la parte superior e inferior

del pilar B [50], ya que para su aplicación [50] son necesarias resistencias de hasta 1,500 MPa y 5% de elongación (ver Figura 71), comparando estos resultados con los valores obtenidos en la presente investigación de la soldadura realizada en condición de laminación (1,200 MPa y 6.7%), el proceso de FCAW puede ser una alternativa para unir los componentes de la parte superior del Pilar B. En cuanto a la parte inferior del pilar, se requieren resistencias y elongaciones de 600 MPa y 15% respectivamente, por lo tanto, en esta zona del pilar, se puede considerar el acero en estudio después de aplicarle el recocido intercrítico (809 MPa y 12.3%). También una de las características principales que debe poseer el acero [50] es que debe tener la capacidad de ser unido incluso cuando los materiales a unir son de diferente composición química (zona de transición señalada en la misma figura), debido a que es muy común esta práctica en la actualidad para reducir costos de producción, mediante el uso de diferentes grados de aceros durante el ensamble del vehículo.

Tabla 13: Recopilación de los resultados obtenidos de manera experimental en cuanto a propiedades mecánicas y naturaleza de las fases para el acero en estudio en sus diferentes etapas de procesamiento.

	Materia prima	Soldadura en condición de laminación	Soldadura con recocido intercrítico
UTS, MPa	1,500	1,200	809
%Elongación	4	7.8	12.3
Fracción volumétrica de las fases identificadas			
ZAT			
α	93.3%	89.3%	69%
α'			
γ_R	6.7%	10.7%	31%
ZF			
α	-	-	100%
α'	-	100%	

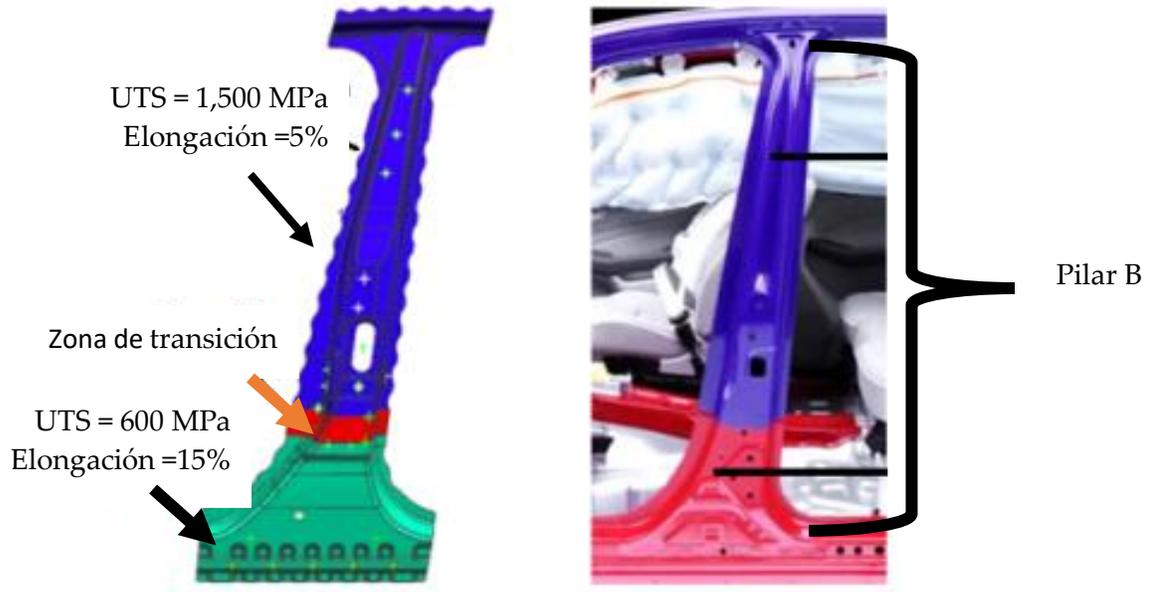


Figura 71: Ilustración del Pilar B utilizado en la estructura automotriz y los requerimientos de resistencia y elongación en diferentes posiciones [50].

CONCLUSIONES

1. Se logró optimizar los parámetros de operación como corriente, voltaje y velocidad de alimentación, necesarios para obtener uniones sin defectos internos y superficiales, tales parámetros se aplicaron para el proceso de soldadura de tipo FCAW, utilizando un material de aporte con distinta composición química a la del acero de medio Mn de reciente desarrollo.
2. Se comprobó la ausencia de defectos a nivel macroscópico en la unión, mediante la inspección realizada con las técnicas de líquidos penetrantes y tomografía de rayos X.
3. A partir de los diagramas de temperatura-tiempo obtenidos mediante la aplicación de las ecuaciones de Rosenthal, se lograron estimar analíticamente las velocidades promedio de enfriamiento en la ZAT (160 °C/s para 0.5 mm y 125 °C/s para 1 mm de distancia de la ZF). Estas temperaturas fueron correlacionadas con diagramas CCT simulados, para describir las transformaciones de fase que experimentó el acero.
4. Se obtuvo evidencia suficiente a través del tamaño de los listones y la dimensión de los paquetes de la α' , para establecer que el tamaño de grano de γ se incrementó en la subzona GG-ZAT debido a la disolución parcial de NbC, lo anterior fue asociado con las temperaturas máximas alcanzadas en esta subzona durante el proceso de soldadura.
5. De acuerdo con la caracterización de la microestructura por MO y MEB, tanto en la subzona GG-ZAT como en la GF-ZAT en condición laminada, se encontró que la fase principal fue la fase α' , sin embargo, existió una característica que las diferenció, la cual fue el tamaño de los listones y paquetes de esta fase, siendo de mayor tamaño en el caso de la primera región comparada con la segunda, por lo que se consideró como un aspecto negativo que promovió la baja elongación en esta condición.
6. La resistencia obtenida para las uniones en condición de laminación, generó una eficiencia del proceso de soldadura de alrededor de 80%, con este valor se concluyó que este proceso es una alternativa viable para unir el acero de medio manganeso en estudio,

ya que para los procesos MIG y TIG, se obtienen eficiencias de 80% y 75%, respectivamente (de acuerdo con la literatura).

7. El recocido intercrítico ayudó a incrementar la cantidad de fases de menor dureza como la α y γ_R que contribuyeron a mejorar la ductilidad, sin embargo, de acuerdo con lo encontrado mediante MO y MEB, se evidenció que la distribución del Mn no fue uniforme, generando áreas enriquecidas y empobrecidas de este elemento, lo que provocó gradientes microestructurales de α , α' y γ_R .
8. Se evidenció por DRX que la cantidad de γ_R se incrementó en la ZAT después del recocido intercrítico, además se logró identificar su morfología mediante MEB en las áreas enriquecidas de Mn, contrario a la caracterización de las uniones en condición de laminación, en las que debido a la baja cantidad de γ_R , no se logró identificarla con certeza por la resolución límite de las técnicas empleadas.
9. La microdureza medida en la soldadura en condición de laminación exhibió valores altos característicos de la fase α' (580 HV en la ZF y 525 HV en la ZAT), sin embargo, el recocido intercrítico contribuyó a disminuir dichos valores, promoviendo la presencia de las fases α y γ_R (300 HV para la ZF y 350 HV para la ZAT).

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Dieter, E., Kuhn, A. and Lee, S. (2003). Handbook of Workability and Process Design. (1st ed.), Maryland, USA. ASM International.
- [2] Cerda Vázquez, P.J. (2022). Evaluación del efecto del niobio durante el termo-procesamiento de un acero de medio manganeso usando simulación y validación experimental [*Tesis doctoral en desarrollo*]. Doctorado Institucional en Ingeniería y Ciencia de Materiales, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, México.
- [3] Yuan, L., Haixuan, Y. and Sisson, R. (2017). The effect of carbon content on the c/a ratio of as-quenched martensite in Fe-C alloys. *Materials Science and Engineering*. **700**, 592 – 597.
- [4] Xiao, L., Fan, Z., Jinxiu, Z., Mingxing, Z., Mokuang, K. & Zhenqi, G. Lattice-parameter variation with carbon content of martensite. I. X-ray-diffraction experimental study. *Physical Review B*. **52**, 9979.
- [5] Maki, T. (2012). Phase Transformations in steels. *Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering*. **2**, 34 – 58.
- [6] Militzer, M., Pandi, R. and Hawbolt. (1996). Ferrite Nucleation and Growth During Continuous Cooling. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **27**, 1547 – 1556.
- [7] Cerda, P.J., Pacheco, J.S., Ramos, M.O., Garnica, P., Garibay, V., Moreno, J., Cruz, J.d.J. and Hernández, J.L. (2020). Casting and Constitutive Hot Flow Behavior of Medium-Mn Automotive Steel with Nb as Microalloying. *Metals*. **10**, 206
- [8] Speer, J., Araujo, A., Matlock, D. and De Moor, E. (2017). Nb-Microalloying in Next-Generation Flat-Rolled Steels: An Overview. *Materials Science Forum*. **879**, 1834 – 1840.
- [9] Yuanshen, Z., Bin, H. and Haiwen, L. (2016). Influence of Nb and V on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Medium Mn Steels. *Steel Research International*. **89**, 1700389.
- [10] Perrard, F, Deschamps, A. and Maugis, P. (2007). Modelling the precipitation of NbC on dislocations in α -Fe. *Acta Materialia*. **55**, 1255 – 1266.
- [11] Lee, K. & Han, J. (2015). Current Opinión in Medium Manganese Steel. *Materials, Science and Technology*. **31**, 843-846.
- [12] Tewari, S., Gupta, A. and Prakash, J. (2010). Effect of Welding Parameters on the Weldability of Material. *International Journal of Engineering Science and Technology*. **2**, 512 – 516.
- [13] Vander, G. (2011). Metallography of Welds. *Advanced Materials and Processes*. **169**, 19 – 23.
- [14] Wang, Y. and TSAI, H. (2001). Effects of Surface Active Elements on Weld Pool Fluid Flow and Weld Penetration in Gas Metal Arc Welding. *Metallurgical and Materials Transactions B*. **32**, 501 – 515.
- [15] Trong, N. and Yu, L. (2019). Effects of sulfur concentration and Marangoni convection on melt-pool formation in transition mode of selective laser melting process. *Materials and Design*. **179**, 107866.
- [16] Standard Welding Terms and Definitions, AWS A3.0:2001, *The American Welding Society*.
- [17] Poorhaydari, K., Patchett, B. & Ivey, G. (2005). Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. *Supplement to the Welding Journal*. **84**, 149 – 155.

- [18] Sahali, M. (2020). Multi-objective optimization of FCA welding process: trade-off between welding cost and penetration under hardness limitation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. **110**, 729 – 740.
- [19] Zhang, B., Dong, Y., Du, Y., Misra, R., Wu, H., Wang, X., Zhao, W. and Du, L. (2021). Microstructure and formability performance of fiber laser welded 1.2 GPa grade hot-rolled TRIP steel joints. *Optics and Laser Technology*. **143**, 107341.
- [20] Stadler, M., Schnitzer, R., Gruber, M., Steineder, K. and Hofer, C. (2021). Microstructure and Local Mechanical Properties of the Heat-Affected Zone of a Resistance Spot Welded Medium-Mn Steel. *Materials*. **14**, 3362.
- [21] Lars, E. (1994). Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds. *Materials Science and Technology*. (1st ed.), Gothenburg, Sweden. CRC Press, Taylor and Francis Group.
- [22] Sindo, K. (2003). *Welding Metallurgy*. (2nd ed.), Hoboken, New Jersey, USA. John Wiley & Sons, Inc.
- [23] Ibrahim, R., Khedr, M., Mahmoud, T., Abdel-Aleem, H. and Hamada, A. (2021). Study on the Mechanical Performance of Dissimilar Butt Joints between Low Ni Medium-Mn and Ni-Cr Austenitic Stainless Steels Processed by Gas Tungsten Arc Welding. *Metals*. **11**, 1439.
- [24] Easterling, K. (1992). *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. (2nd ed.), Exeter, Devon, UK. Elsevier Ltd.
- [25] Chen, Y., Wang, H., Cai, H., Li, J. and Chen, Y. (2018). Role of Reversed Austenite Behavior in Determining Microstructure and Toughness of Advanced Medium Mn Steel by Welding Thermal Cycle. *Materials*. **11**, 2127.
- [26] Scholtes, B., Ilin, D., Settefrati, A., Bozzolo, N., Agnoli, A. and Bernacki, M. (2016). Full field modeling of the Zener pinning phenomenon in a level set framework – discussion of the classical limiting mean grain size equation. *The Journal of Minerals, Metals and Materials*. **74**, 497 – 503.
- [27] Moelans, N., Blanpain, B. and Wollants, P. (2006). Phase field simulations of grain growth in two-dimensional systems containing finely dispersed second-phase particles. *Acta Materialia*. **54**, 1175 – 1184.
- [28] Rezayat, H., Ghassemi, H., Bhat, S., Sriram, S. and Babu, S. (2019). Constitutive properties and plastic instabilities in the heat-affected zones of advanced high-strength steel spot welds. *Journal of Material Science*. **54**, 5825–5843
- [29] Dancette, S., Massardier, V., Fabrègue, D., Merlin, J., Dupuy, T. and Bouzekri, M. (2011). HAZ microstructures and local mechanical properties of high strength steels resistance spot welds. *The Iron and Steel Institute International*. **51**, 99–107.

- [30] Jambor, M., Ulewicz, R., Novy, F., Bokuvka, O., Trsko, L., Mician, M. and Harmaniak, D. (2018). Evolution of Microstructure in the Heat Affected Zone of S960MC GMAW Weld. *Materials Research Proceedings*. **5**, 78-83.
- [31] Yang, J., Dong, H., Xia, Y., Li, P., Hao, X. and Wang, Y. (2021). Carbide precipitates and mechanical properties of medium Mn steel joint with metal inert gas welding. *Journal Of Materials Science and Technology*. **75**, 48 – 58.
- [32] Frith, R. and Stone, M. (2015). Welding Efficiency Factors Revisited. *Procedia Engineering*. **130**, 434 – 445.
- [33] Woo, S., Seong, P., Tae, L., Chang, O. and Sung, K. (2009). Influence of Al on the Microstructural Evolution and Mechanical Behavior of Low-Carbon, Manganese Transformation-Induced-Plasticity Steel. *The Minerals, Metals and Materials Society*. **41**, 397 – 408.
- [34] Bin, H. and Haiwen, L. (2019). A novel two-step intercritical annealing process to improve mechanical properties of medium Mn steel. *Acta Materialia*. **176**, 250 – 263.
- [35] Zou, Y., Xu, B., Hu, Z., Gu, X., Peng, F., Tan, X., Chen, S., Han, D.T, Misra, R., and Wang, D. (2016). Austenite stability and its effect on the toughness of a high strength ultra-low carbon medium manganese steel plate. *Materials Science and Engineering*. **675**, 153-163.
- [36] Cao, W., Wang, C., Shi, J., Wang, M., Hui, W. and Dong, H. (2011). Microstructure and mechanical properties of Fe–0.2C–5Mn steel processed by ART-annealing. *Materials Science and Engineering*. **528**, 6661-6666.
- [37] Higuera, O., Téllez, C., Suarez, B. (2010). Evolución Microestructural Del Acero Austenítico Al Manganeso Sometido A Tratamiento Térmico De Temple Y Revenido. *Revista Ingenierías Universidad de Medellin*. **9**, 195 -206.
- [38] Zhang, X., Miyamoto, G., Kaneshita, T., Yoshida, Y., Toji, Y., and Furuhashi, T. (2018). Growth mode of austenite during reversion from martensite in Fe-2Mn-1.5Si-0.3C alloy: a transition in kinetics and morphology. *Acta Materialia*. **154**, 1 – 13.
- [39] Han, J., Kwiatkowski, A., Ponge, D., Raabe, D., Lee, S., Lee, Y., Lee, S. and Hwang, B. (2017) The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel. *Acta Materialia*. **122**, 199 – 206.
- [40] Santofimia, M., Nguyen-Minh, T., Zhao, L., Sabirov, I. and Sietsma, J. (2010). New Low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite. *Materials Science and Engineering*. **527**, 6429 – 6439.
- [41] Navarro, A., Sietsma, J. and Santofimia, M. (2015). Effect of Prior Athermal Martensite on the Isothermal Transformation Kinetics Below Ms in a Low-C High-Si Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **47**, 1028 – 1039.

- [42] Arlazarov, A., Gouné, M., Bouaziz, O., Hazotte, A. and Kagel, F. (2012). Effect of intercritical annealing time on microstructure and mechanical behavior of advanced medium Mn steels. *Materials Science Forum*. **706**, 2693 – 2698.
- [43] Kang, S., Moor, E. and Speer, J. (2014). Retained Austenite Stabilization Through Solute Partitioning During Intercritical Annealing in C, Mn, Al, Si and Cr-Alloyed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*. **46**, 1005 – 1011.
- [44] Xiangyu, Q., Linxiu, D., Jun, H. and Devesh, M. (2018). Enhanced Impact Toughness of Heat Affected Zone in Gas Shield Arc Weld Joint of Low-C Medium-Mn High Strength Steel by Post-Weld Heat Treatment. *Steel Research International*. **89**, 1700422.
- [45] Shanmugam, S., Misra, R., Hartmann, J. and Jansto, S. (2006). Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*. **441**, 215 - 229.
- [46] Zhao, X., Shen, Y., Qiu, L., Sun, X. and Zou, L. (2014). Effects of Intercritical Annealing Temperature on Mechanical Properties of Fe-7.9-0.14Si-0.05Al-0.07C Steel. *Materials*. **7**, 7891 – 7906.
- [47] Zhao, M., Chiew, S. and Lee, C. (2016). Post weld heat treatment for high strength steel welded connections. *Journal of Constructional Steel Research*. **122**, 167 - 177.
- [48] Soomro, I., Pedapati, R. and Awang, M. (2020). Influence of in situ postweld heat treatment on microstructure and failure behavior of dual-phase steel resistance spot weld. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. **114**, 3739 – 3750.
- [49] Hwang, I., Cho, G., Nam, S., Kang, M., Koo, S. and Kim, Y. (2019). Effects of post-weld heat treatment on mechanical properties and microstructure of resistance spot-welded lightweight steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. **104**, 4813 – 4825.
- [50] Wang, Y., Zhu, B. and Zhang Y. (2018). Advanced High Strength Steel and Press Hardening. (1st ed), Huazhong, China. World Scientific. **42**, 322 – 336.