

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DEL CALOR DE ENTRADA DEL PROCESO DE SOLDADURA
LÁSER EN LAS TRANSFORMACIONES DE FASES Y PROPIEDADES
MECÁNICAS DE UN ACERO BAJO CARBONO**

POR

DAVID SANTIAGO MEJÍA GONZÁLEZ

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO

AGOSTO 2018

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DEL CALOR DE ENTRADA DEL PROCESO DE SOLDADURA
LÁSER EN LAS TRANSFORMACIONES DE FASES Y PROPIEDADES
MECÁNICAS DE UN ACERO BAJO CARBONO**

POR

DAVID SANTIAGO MEJÍA GONZÁLEZ

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA MÉXICO

AGOSTO 2018

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis “**EFFECTO DEL CALOR DE ENTRADA DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER EN LAS TRANSFORMACIONES DE FASES Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO BAJO CARBONO**” realizada por el alumno **DAVID SANTIAGO MEJÍA GONZÁLEZ** con número de matrícula **16-MS058** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dr. Melvyn Álvarez Vera
Tutor Académico

Dr. Fernando Macías López
Cotutor académico

Dra. Alejandra Hernández Rodríguez
Asesora

Dr. Jorge Rúa Mondragon
Asesor

Vo.Bo.
Dr. Pedro Pérez Villanueva
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de grado del alumno DAVID SANTIAGO MEJIA GONZALEZ, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“EFECTO DEL CALOR DE ENTRADA DEL PROCESO DE SOLDADURA LÁSER EN LAS TRANSFORMACIONES DE FASES Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO BAJO CARBONO”** aceptamos que la referida tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el examen de grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 21 días del mes de agosto del 2018.

**Dr. Luciano Eliezer Ramírez
Vidaurri**

Presidente

**Dr. Héctor Manuel Hernández
García**

Secretario

Dr. Melvyn Álvarez Vera

Vocal

AGRADECIMIENTOS

Primeramente, gracias a Dios y a María Auxiliadora por ser mi guía, inspiración y el modelo más grande de amor en este mundo.

A mis padres y abuelos por ser el apoyo y ejemplo de vida a seguir, para hacer de mí una mejor persona.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo concedido para realizar y concluir mis estudios. CVU: 722125.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A de C.V. por la facilidad de las instalaciones, para llevar a cabo la investigación.

DEDICATORIA

A mis padres por su gran entrega, esfuerzo y sacrificio, a mis hermanas por su apoyo constante.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	i
DEDICATORIA.....	ii
ÍNDICE	iii
SÍNTESIS.....	1
ABSTRACT	2
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....	3
1.1 Antecedentes	3
1.2 Objetivo general	5
1.2.1 Objetivos específicos	5
1.3 Justificación.....	5
1.4 Planteamiento del problema	6
1.5 Hipótesis	7
1.6 Aportación científica y tecnológica.....	7
1.7 Alcances y delimitaciones.....	7
CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE	8
2.1 Metalurgia de los aceros bajo carbono	8
2.2 Transformaciones de fase durante el enfriamiento	10
2.2.1 Transformaciones de fase por difusión	10

2.2.2	Transformaciones de fase por desplazamiento	10
2.2.3	Metalurgia de la soldadura	11
2.3	Acero AISI/SAE 1018	17
2.3.1	Microestructura y propiedades mecánicas del acero AISI/SAE 1018	18
2.3.2	Efecto de los elementos aleantes.....	19
2.4	Procesos de soldadura por fusión	22
2.5	Láser como proceso de soldadura avanzado	25
2.5.1	Antecedentes de la soldadura láser y aplicaciones generales....	26
2.5.2	Ventajas y limitaciones del proceso LBW industrial.....	28
2.6	Tipos de láser para soldadura	29
2.6.1	Láser de estado sólido	29
2.6.2	Láser de estado gaseoso (CO ₂).....	30
2.7	Interacción láser / material.....	30
2.7.1	Técnicas de soldadura láser	31
2.8	Modos de procesamiento del haz en el proceso LBW	32
2.8.1	Soldadura láser continua	32
2.8.2	Soldadura láser pulsada	33
2.9	Parámetros del proceso LBW	33
2.9.1	Potencia	34
2.9.2	Calor de entrada lineal	35
2.9.3	Densidad de potencia	35
2.9.4	Tamaño del spot	36
2.9.5	Profundidad del enfoque y posición del punto focal	37
2.9.6	Gas de protección	38

2.9.7	Velocidad de desplazamiento	39
2.10	Impacto del proceso LBW sobre la microestructura y propiedades mecánicas.....	40
2.10.1	Cuantificación de fases.....	43
CAPÍTULO 3 METODOLOGÍA.....		46
3.1	Metodología del trabajo para el desarrollo de la investigación	46
CAPÍTULO 4 DESARROLLO EXPERIMENTAL.....		48
4.1	Materiales y equipos de soldadura	48
4.1.1	Procedimiento de soldadura.....	49
4.2	Análisis térmico convencional y transformaciones de fase	49
4.3	Caracterización microestructural	51
4.3.1	Análisis químico	52
4.3.2	Cuantificación de fases	52
4.4	Caracterización mecánica	53
4.4.1	Pruebas de dureza.....	53
4.4.2	Resistencia mecánica	54
4.4.3	Resistencia al impacto (Charpy).....	54
CAPÍTULO 5 RESULTADOS y DISCUSIÓN		56
5.1	Análisis térmico convencional y transformaciones de fase	56
5.2	Caracterización microestructural de las uniones soldadas de acero SAE / AISI 1018	60
5.2.1	Caracterización del metal base	60
5.2.2	Caracterización microestructural del cordón de soldadura	61
5.3	Efecto del calor de entrada en la geometría de las uniones soldadas	
		65

5.4 Efecto del calor de entrada sobre la microestructura de las uniones soldadas.....	70
5.4.1 Ablandamiento de la zona afectada por el calor.....	70
5.4.2 Cuantificación de fases	73
5.5 Efecto del calor de entrada sobre las propiedades mecánicas de las uniones soldadas	77
5.5.1 Perfil de microdureza Vickers.....	77
5.5.2 Resistencia mecánica de la unión	78
5.5.3 Prueba de impacto (Charpy)	82
CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES.....	84
BIBLIOGRAFÍA	86
LISTADO DE TABLAS	94
LISTADO DE FIGURAS	95

SÍNTESIS

El presente trabajo, expone el efecto del calor de entrada sobre las transformaciones de fase y propiedades mecánicas del acero AISI/SAE 1018 soldado mediante el proceso de soldadura láser. Mediante la técnica de análisis térmico convencional utilizando termopares tipo K, se determinaron las temperaturas a las cuales se producen las transformaciones de fase que ocurren durante el ciclo térmico de calentamiento/enfriamiento. Con el uso de técnicas de microscopía, se analizó la microestructura de las probetas soldadas. Se realizaron ensayos para calcular valores de dureza, resistencia a la tensión y pruebas de impacto (Charpy). Los resultados determinaron una zona de ablandamiento debido al calor de entrada durante el proceso láser. La zona de ablandamiento se encontró entre el metal base (MB) y la zona afectada por el calor (ZAC). La técnica de cuantificación de fases ayudó a determinar, que existe una disminución porcentual de la fase perlítica. Las mediciones de dureza alcanzadas en la zona de ablandamiento fueron de 197 HV por debajo del valor calculado para el metal base de 247 HV mientras que en la zona de fusión presentó un valor de 233 HV. La resistencia a la tensión mostró una disminución, donde la fractura se ubicó en la zona afectada por el calor soportando una resistencia de 591 MPa en la probeta de 16 mm y 733 MPa en la probeta de 8 mm. El análisis de la superficie de la fractura presenta una ruptura dúctil debido a la microestructura parcialmente transformada y con baja dureza presente en la zona de ablandamiento.

Palabras claves: Soldadura láser, AISI/SAE 1018, cuantificación de fase.

Campo de estudio: Materiales y microestructura

ABSTRACT

The present work focused on define the effect of heat input on the phase transformations and mechanical properties of the steel AISI/SAE 1018 welded by laser beam welding process. Using the technique of conventional thermal analysis using type K thermocouples, the temperatures at which the phase transformations that occur during the heating / cooling thermal cycle are determined. With the use of microscopy techniques, the microstructure of the welded specimens was analyzed. Tests were carried out to calculate values of hardness, tensile strength and impact tests (Charpy). The results determined a softening zone due to heat input during the laser beam welding process. The softening zone was found between the base metal (BM) and the heat affected zone (HAZ). The technique of quantification of phases helped to determine that there is a percentage decrease in the pearlite. The hardness measurements reached in the softening zone were 197 HV below the value calculated of the base metal of 247 HV while in the fusion zone it had a value of 233 HV. The tensile strength showed a decrease, where the fracture was in the heat affected zone supporting a resistance of 591 MPa in a sample test of 16 mm and 733 MPa, sample of 8 mm. The analysis of fractography presents a ductile fracture due to the partially transformed microstructure and a low hardness presented in the softening zone.

Keywords: laser welding, AISI/SAE 1018, Phase quantification

Field of study: Materials and microstructure

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

El proceso de soldadura láser o Laser Beam Welding “LBW”, por sus siglas en inglés, ha recibido gran atención como una tecnología de unión avanzada, con características mecánicas y metalúrgicas de las cuales destacan: precisión, rendimiento, velocidad, flexibilidad y baja deformación o distorsión asociada a una ZAC mínima. Es por esto, que la soldadura láser es un proceso de unión en desarrollo y ampliamente aplicado dentro de líneas de manufactura de productos destinados a diferentes sectores industriales [1].

Comparando con los procesos de soldadura convencionales, la soldadura láser puede producir una variedad de juntas de materiales metálicos y no metálicos que van desde láminas finas de aproximadamente 3 mm hasta placas gruesas de aproximadamente 50 mm de espesor [4]. Por este motivo, las tecnologías en soldadura láser está trabajando en incrementar la calidad de las uniones soldadas, tanto en las propiedades mecánicas como metalúrgicas de la unión [2], [3], [4].

En consecuencia, las aplicaciones en soldadura por métodos avanzados como el uso del láser están en aumento, junto con el desarrollo de la tecnología de los

equipos láser, mejorando la productividad y la calidad sin comprometer las propiedades del material.

Las principales fuentes de energía para los procesos de soldadura láser son los sistemas láser de CO₂ (0.12 eV) y Nd: YAG (1.2 eV) que presentan grandes ventajas dentro de la industria, de las cuales, se han destacado por la alta calidad del haz mejorando así su absorción. Por otro lado, se encuentran las nuevas tecnologías YB: YAG, YB: Disk, etc. que están siendo capaces de adaptarse a la demanda de las distintas industrias, principalmente en la unión de una amplia gama de materiales incluyendo aquellos con propiedades físicas y químicas diferentes [5]. Esto se debe a la particularidad que posee la soldadura láser para depositar la energía térmica sobre la superficie de la pieza.

Las ventajas del proceso láser son de gran interés en el contexto industrial actual. En primer lugar, el calor generado por el haz es focalizado permitiendo la soldadura de componentes pequeños. Por el contrario, la alta densidad de potencia genera una cavidad en forma de ojo de cerradura (conocida en inglés como keyhole). La energía proporcionada al metal es altamente concentrada, produciendo un gradiente térmico elevado y afectando térmicamente un pequeño volumen del metal base (estrechamiento de la ZAC). Por lo tanto, el principal efecto que provoca la energía del láser es una mínima distorsión de la soldadura asociada a bajas tensiones residuales. Además, la alta densidad de potencia permite soldar a velocidades mayores [6], comparado con los procesos convencionales.

En la literatura se presenta información científica que describe las propiedades mecánicas y características metalúrgicas de los aceros de alta resistencia tales como; HSLA, TRIP, DUAL PHASE, entre otros [7–10]. Sin embargo, se requiere profundizar en aceros de bajo contenido de carbono como el acero AISI/SAE 1018, debido a la poca información científica - técnica encontrada. Por otro lado, las modificaciones en las propiedades mecánicas al ser sometidos al proceso de soldadura láser de alta potencia disminuyen, provocando una zona de ablandamiento en la ZAC. Además, el comportamiento microestructural de las uniones soldadas se puede definir utilizando técnicas como, análisis térmico,

haciendo uso de técnicas como cuantificación de fases, MO, MEB y pruebas de resistencia mecánica.

1.2 Objetivo general

- Analizar el efecto del calor de entrada del proceso de soldadura láser sobre las transformaciones de fase (cuantificación de fases) y propiedades mecánicas del acero AISI/SAE 1018.

1.2.1 Objetivos específicos

- Analizar las transformaciones de fase del acero AISI/SAE 1018, mediante análisis térmico convencional.
- Determinar la evolución microestructural que genera el calor de entrada del proceso de soldadura láser, mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).
- Analizar el efecto del calor de entrada en la geometría del cordón de soldadura de las uniones soldados mediante microscopía óptica (MO).
- Cuantificar las fases en el cordón de soldadura, realizadas mediante soldadura láser.
- Evaluar la resistencia mecánica (dureza, tensión e impacto) de las uniones soldadas mediante el proceso de soldadura láser.

1.3 Justificación

Debido a la influencia de manera creciente de la soldadura industrial en los procesos de manufactura de componentes mecánicos para la industria automotriz, es de notable interés que los métodos de unión avanzados se adapten a la demanda en productividad de esta industria.

La demanda en la industria automotriz solicita la unión de materiales de elevada relación resistencia / peso. El principal inconveniente para soldar estas aleaciones por los procesos de arco convencionales es la presencia de heterogeneidades en la microestructura como micro-segregación y ablandamiento, las cuales pueden ser evitadas por procesos de unión avanzada principalmente mediante soldadura por láser [11].

En la actualidad el proceso láser demuestra que es posible el control preciso de las variables como: energía de entrada, la velocidad de soldadura, atmósfera de protección y su penetración, pero no los efectos y el cambio microestructural que causan en el metal base, lo cual es una desventaja importante con respecto a los procesos de soldadura convencionales.

Debido a tal interés surge la necesidad de establecer y analizar el impacto que causa en la unión a tope del acero AISI/SAE 1018 en placas de 8 mm y 16 mm aplicado a componentes dentro de las distintas industrias. Por lo que se requiere estudiar los parámetros y variables que determinan las características mecánicas y microestructurales, aplicando el proceso de soldadura láser, esto se realizará mediante análisis térmico convencional, pruebas mecánicas y cuantificación de fases bajo las normas correspondientes. De esta manera permitirá en un futuro desarrollar nuevas investigaciones dentro de las técnicas de soldadura láser en las distintas industrias.

1.4 Planteamiento del problema

Los aceros de bajo carbono como el AISI/SAE 1018 es utilizado en la industria para la fabricación de elementos estructurales por su facilidad de maquinado, conformado y soldabilidad con procesos de soldadura convencionales. Por otro lado, los procesos convencionales de soldadura presentan desventajas como baja velocidad de producción, uso de material de aporte e incluso incremento de la distorsión asociada a una zona afectada por el calor amplia, por lo cual el proceso de soldadura láser ha recibido gran atención como una tecnología de unión avanzada con características mecánicas y metalúrgicas de las cuales destacan: precisión, rendimiento, velocidad, flexibilidad y baja deformación o distorsión asociado a una zona afectada por el calor (ZAC) mínima.

El problema por el cual se lleva a cabo el desarrollo de la investigación, se presenta en la disminución de las propiedades mecánicas y el cambio microestructural, (ablandamiento de la ZAC presentada en aceros de alta resistencia), proveniente de la energía depositada en el material base por el proceso de soldadura láser de alta potencia, siendo necesario analizar y evaluar el impacto

que causa el calor de entrada del proceso de soldadura láser, sobre las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas del acero AISI/SAE 1018 en placas de 8 mm y 16 mm de espesor.

1.5 Hipótesis

Mediante el uso de las técnicas de cuantificación de fases, microscopia electrónica de barrido, análisis térmico y pruebas mecánicas, será posible establecer una correlación del efecto del calor de entrada del proceso de soldadura láser sobre las transformaciones de fases y propiedades mecánicas del acero en placas de acero AISI/SAE 1018 de 8 mm y 16 mm de espesor.

1.6 Aportación científica y tecnológica

El esfuerzo para contribuir al desarrollo científico en el campo de la soldadura industrial láser es mostrar el efecto sobre el material base a causa del calor de entrada del proceso de soldadura láser de alta potencia. Lo que permitirá desde una visión científica analizar el cambio microestructural en la zona afectada por el calor y la zona de fusión del cordón de soldadura en placas de acero AISI/SAE 1018 de 8 mm y 16 mm de espesor y su relación con el cambio de las propiedades mecánicas. Por otro lado, la información científica y tecnológica concerniente al proceso de soldadura láser en aceros de bajo carbono no es suficiente, por lo tanto, los resultados obtenidos de la investigación ayudarán al desarrollo de investigaciones futuras.

1.7 Alcances y delimitaciones

El proyecto se limita a determinar el efecto del calor de entrada del proceso de soldadura láser en la unión de acero AISI/SAE 1018 en placas de 8 mm y 16 mm de espesor, sobre las transformaciones de fase y propiedades mecánicas. Para lo cual se estableció y desarrolló una metodología adecuada de análisis microestructural basado en técnicas de microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido, análisis térmico y cuantificación de fases, por último, analizar y evaluar los resultados de la experimentación mediante pruebas mecánicas.

CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE

2.1 Metalurgia de los aceros bajo carbono

Los aceros son una mezcla de hierro con un contenido de carbono que comprenden entre 0.027% y 1.6% en peso de carbono (C); donde, los aceros con contenido menor a 0.76% de carbono (eutectoide) se denominan hipo-eutectoides (aceros bajo y medio carbono) y los aceros con contenido mayor a 0.77% de carbono se denominan hiper-eutectoides (aceros de medio y alto carbono). A temperatura ambiente los aceros hipo-eutectoides tienen como constituyente primario la ferrita. En los aceros hiper-eutectoides el constituyente primario es la cementita [12].

La austenita (γ) posee una estructura cúbica centrada en la cara o FCC por sus siglas en inglés. La máxima solubilidad de carbono en la austenita es de 2.11 % de C a 1150 °C. En los aceros de bajo carbono, la fase austenita se encuentra estable a temperaturas superiores a 727 °C. Por otro lado, al enfriarse, la austenita se transforma en otras fases mediante difusión y reconstrucción. Las fases formadas mediante difusión son: ferrita, ferrita acicular, perlita, cementita y ciertas morfologías de bainita. Las fases formadas mediante reconstrucción son: ferrita widmanstätten, ferrita alotriomórfica, bainita acicular y principalmente martensita [12].

La ferrita (α) posee una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo o BCC por sus siglas en inglés. La máxima solubilidad de carbono en la ferrita es de 0.025 % de C a 723 °C. Un acero hipo-eutectoide con contenido de 0.18 % de C a 750°C, tiene una microestructura constituida enteramente de austenita. Al enfriarse la austenita por debajo de 750 °C la ferrita nuclea y crece en los bordes de grano de la austenita [12].

La perlita se forma con un enfriamiento subsecuente de la fase principal (austenita) con 0.76 % en peso de C, la cual requiere una redistribución del carbono por difusión donde la microestructura resultante son capas alternadas de ferrita (α) con 0.022 % en peso de C y cementita con 6.7 % en peso de C. La figura 2-1 muestra de manera esquemática el cambio microestructural antes descrito, producto de la reacción eutectoide, donde la dirección de difusión del carbono y el crecimiento de la perlita están indicadas con flechas [13].

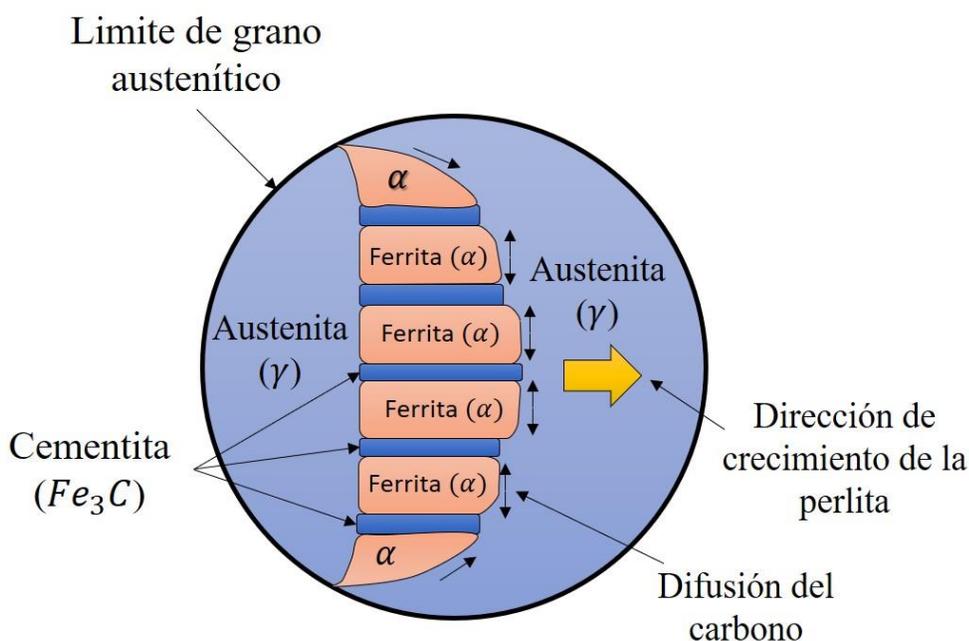


Figura 2-1: Representación esquemática del crecimiento de la perlita a partir del grano de austenita [12].

La ferrita puede alcanzar diferentes morfologías dependiendo de la velocidad de enfriamiento. Con una velocidad de enfriamiento lenta la ferrita forma granos equiaxiales, en cambio con enfriamientos severos la ferrita presenta una

morfología en forma de aguja conocida como acicular, también se produce ferrita en forma de placas en el interior del grano austenítico, a esta morfología se denomina ferrita widmanstätten.

2.2 Transformaciones de fase durante el enfriamiento

A continuación, se describen las transformaciones de fase durante el enfriamiento cuando un material se solidifica a una temperatura fuera del equilibrio.

2.2.1 Transformaciones de fase por difusión

La transformación de fase por difusión es un proceso a alta temperatura, se produce un cambio de austenita (γ) FCC a ferrita (α) BCC, mediante un proceso de reconstrucción que implica el movimiento de los átomos a través de la interfaz de transformación γ/α [14].

De acuerdo con la clasificación de la International Institute of Welding [14], la primera fase que se forma mediante un proceso de difusión es la ferrita primaria la cual presenta varias morfologías. La ferrita alotriomórfica se forma en los límites de grano austenítico durante el enfriamiento por debajo de la línea A_{e3} . A una temperatura más baja, la ferrita idiomórfica nuclea en las inclusiones dentro del grano austenítico.

La transformación de la perlita ocurre en los límites de grano de la austenita o en una inclusión. El crecimiento de los granos de perlita dentro de la austenita posee una formación de placas de ferrita y cementita alternadas como se muestra en la figura 2-1.

2.2.2 Transformaciones de fase por desplazamiento

Las transformaciones de fase por desplazamiento suceden a baja temperatura y velocidades de enfriamiento fuera del equilibrio, donde los elementos sustitucionales sufren una redistribución y no existe movimiento de los átomos a través de la interfase de transformación γ/α [14].

De acuerdo con la clasificación de la International Institute of Welding [14], las fases que se forman mediante la transformación por desplazamiento son: la ferrita widmanstätten, bainita y martensita. La ferrita widmanstätten primaria crece en los límites de grano o en las inclusiones dentro del grano de austenita. El crecimiento de la ferrita widmanstätten involucra la difusión del carbono intersticial de la austenita retenida. La ferrita widmanstätten secundaria crece a partir de la ferrita alotriomórfica hacia el interior del grano.

La ferrita acicular posee una morfología de placas ovaladas que crecen en las inclusiones dentro del grano de austenita. La figura 2-2 muestra las diferentes morfologías de la ferrita mediante transformación por desplazamiento [14].

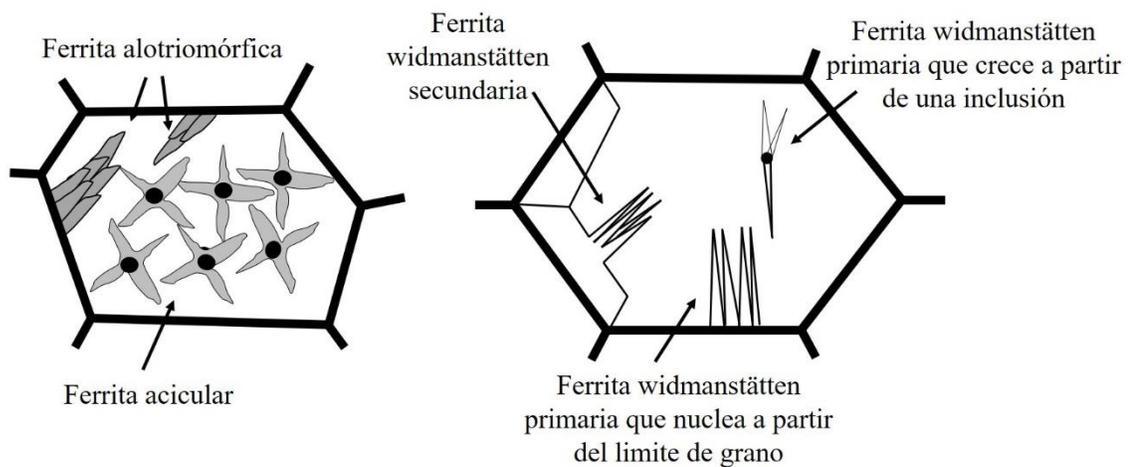


Figura 2-2: Morfología de la ferrita primaria y secundaria [14].

La martensita se forma mediante un enfriamiento brusco por un proceso de transformación adifusional, donde el carbono es retenido provocando una sobresaturación que deforma la red cristalina (cizallamiento), formando una red cristalina tetragonal centrada en el cuerpo o BCT por sus siglas en inglés. En los aceros de bajo carbono la martensita presenta una morfología en forma de listones [14].

2.2.3 Metalurgia de la soldadura

La figura 2-3 representa el proceso de transformación de la fase principal en estado sólido (ferrita/perlita), que se muestra en el proceso de tratamiento

térmico. Las transformaciones metalúrgicas generalmente incluyen transformaciones con y sin difusión al aumentar la velocidad de enfriamiento. La transformación difusiva va acompañada de cambios en la composición química de la fase principal (austenita) resultando en una nueva fase (ferrita/perlita). La transformación sin difusión cambia la estructura cristalina pero no la composición química de la fase resultante, al igual que la transformación martensítica [15].

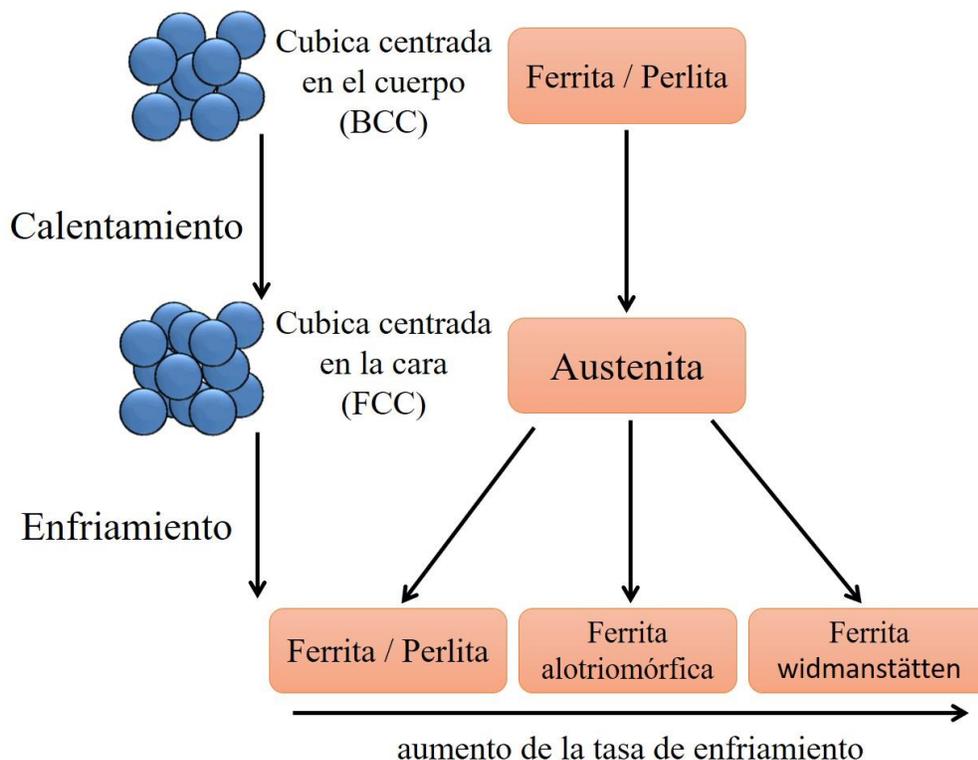


Figura 2-3: Diagrama de transformación relacionado con los procesos de calentamiento y enfriamiento [15].

Un diagrama de transformación de enfriamiento continuo o CCT, Continuous Cooling Transformation, por sus siglas en inglés (figura 2-4) refleja el proceso de evolución de las fases de un material con una composición química específica, respecto a las variables termodinámicas y cinéticas. El diagrama CCT proporciona algunos parámetros del comportamiento metalúrgico durante el proceso de enfriamiento, donde la microestructura final es una función de la composición química, la temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento [16].

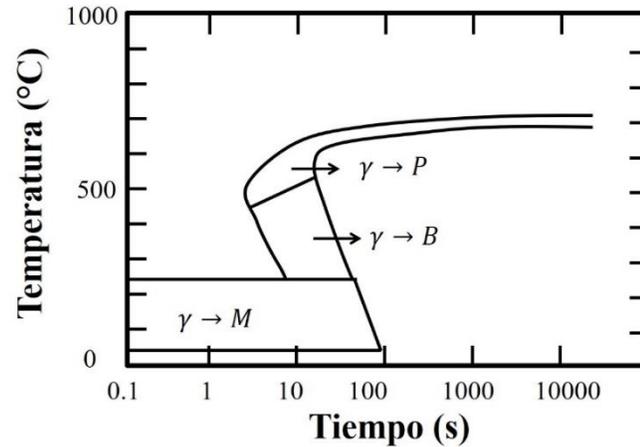


Figura 2-4: Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) para un acero AISI/SAE 1018 [17].

Debido a la velocidad de calentamiento rápido en los procesos de soldadura, esta transformación puede aparecer a una temperatura más alta (A_{c1} y A_{c3}) que la temperatura de equilibrio correspondiente (A_1 y A_3). Las transformaciones de fase en estado sólido durante el periodo de enfriamiento determinan las propiedades microestructurales y mecánicas finales del material en la zona de fusión y la zona afectada por el calor. Es importante comprender la evolución de las fases y el comportamiento mecánico de las uniones soldadas [18].

Por otro lado, la pérdida de las propiedades mecánicas en la zona afectada por el calor puede explicarse con la ayuda de ciclos térmicos, como se muestra en la figura 2-5. La temperatura de permanencia a la que se somete el metal base es máxima cuando más cerca de la zona de fusión se encuentra y el material base permanece más tiempo por encima de la temperatura de recristalización (Tr), resultando en un crecimiento de grano. Debido a la rápida velocidad de calentamiento en los procesos de soldadura, la temperatura de recristalización puede aumentar a una temperatura más alta debido a que la recristalización requiere de tiempo para la difusión. La resistencia mecánica y la dureza de la zona afectada por el calor de un material, disminuye cuando aumenta la temperatura y el tiempo de permanencia, figura 2-6 [18].

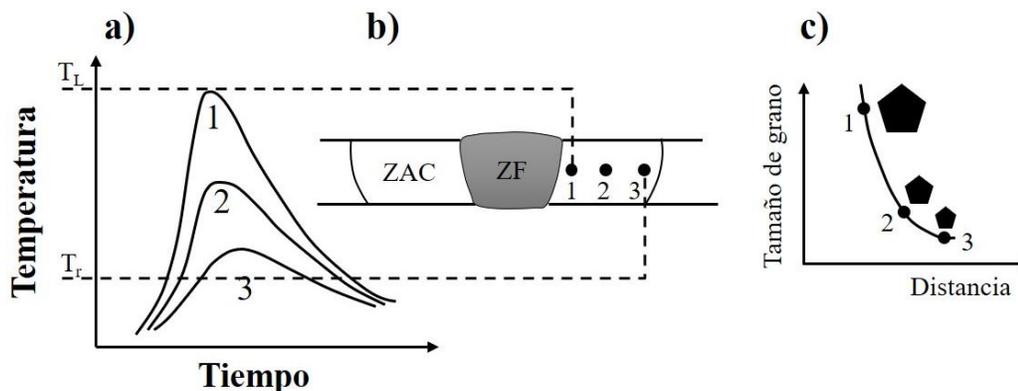


Figura 2-5: a) Ciclos térmicos; b) Variaciones de tamaño de grano c) Tamaño de grano [18].

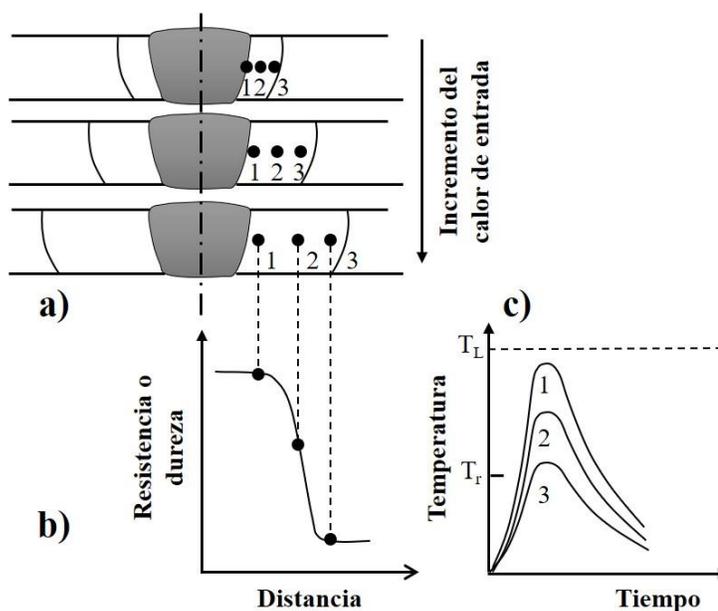


Figura 2-6: Efecto del calor de entrada en: a) ancho de la ZAC, b) perfiles de resistencia o dureza, c) ciclos térmicos [18].

El efecto de los parámetros de soldadura sobre las propiedades mecánicas se explica en la figura 2-6. Donde el tamaño de la zona afectada por el calor y el tiempo de permanencia por encima de la temperatura de recristalización (T_r) aumentan cuando el calor de entrada de la soldadura es mayor, es decir, la pérdida de resistencia en la zona afectada por el calor es severa a medida que aumenta el calor de entrada [18].

Si se toma en cuenta el efecto cinético del rápido calentamiento durante el proceso de soldadura en las transformaciones de fase, la zona afectada por el calor se puede relacionar con el diagrama Fe - Fe₃C (hierro – cementita), como se muestra en la figura 2-7. Donde se considera que la zona afectada por el calor corresponde al área en el que el metal base se calienta entre la temperatura crítica de equilibrio A₁ (temperatura eutectoide) y la temperatura peritética A₃, de manera similar se considera que la zona de transformación parcial esta entre la temperatura A₁ y A₃, y la zona de fusión a las áreas por encima de la temperatura de *liquidus*.

Por razones cinéticas, las temperaturas de A_{c1} y A_{c3} tienden a ser más altas que las temperaturas de equilibrio A₁ y A₃, al aumentar la velocidad de calentamiento durante la soldadura.

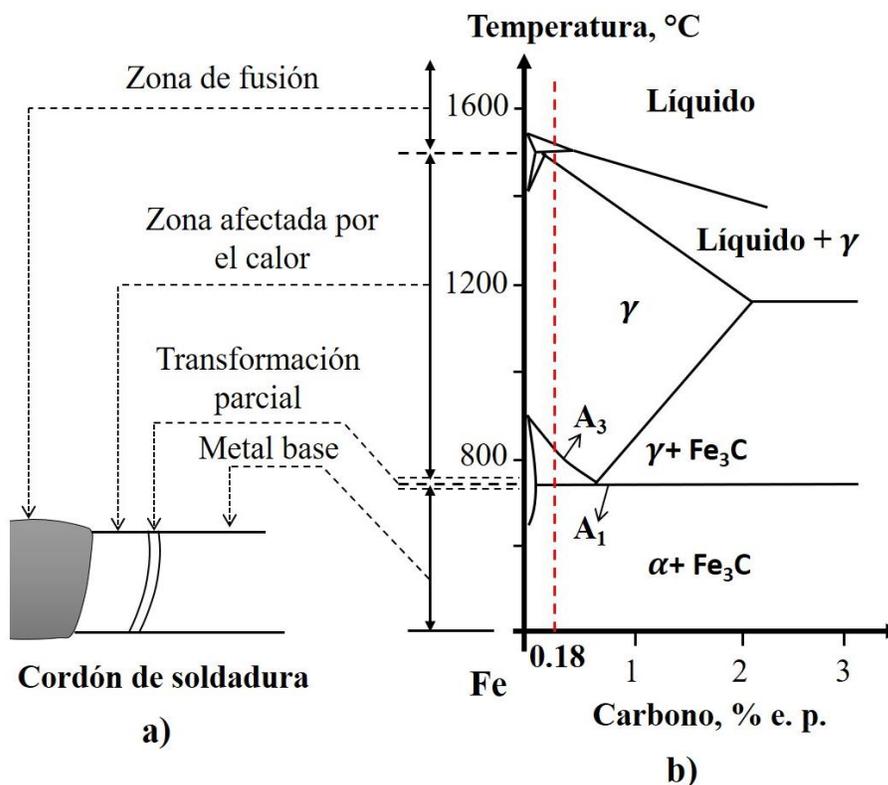


Figura 2-7: Cordón de soldadura: a) Zona afectado por el calor; b) Diagrama de fase [16].

La combinación de altas tasas de calentamiento y el tiempo corto de permanecía por encima de la línea A_{c1} , da como resultado la formación de austenita no homogénea durante el calentamiento [18]. Esto se debe a que no existe tiempo suficiente para que los átomos de carbono en la austenita se difundan desde los granos de perlita. Durante un enfriamiento rápido la austenita se transforma en ferrita widmanstätten, mientras que los granos restantes de austenita se transforman en ferrita alotriomórfica. En consecuencia, la dureza en la zona afectada por el calor puede dispersarse en un amplio rango, en soldaduras hechas con altas tasas de calentamiento [18].

La figura 2-8 muestra la evolución de la microestructura y la relación con el diagrama de fase hierro – carbono. La zona afectada por el calor se divide en tres regiones, figura 2-8 a):

- Transformación parcial de grano (Posición B)
- Refinación de grano (Posición C)
- Regiones de engrosamiento de grano (Posición D)
- Las temperaturas máximas en estas posiciones se indican en el diagrama de fase Fe – Fe_3C de la figura 2-8 b).

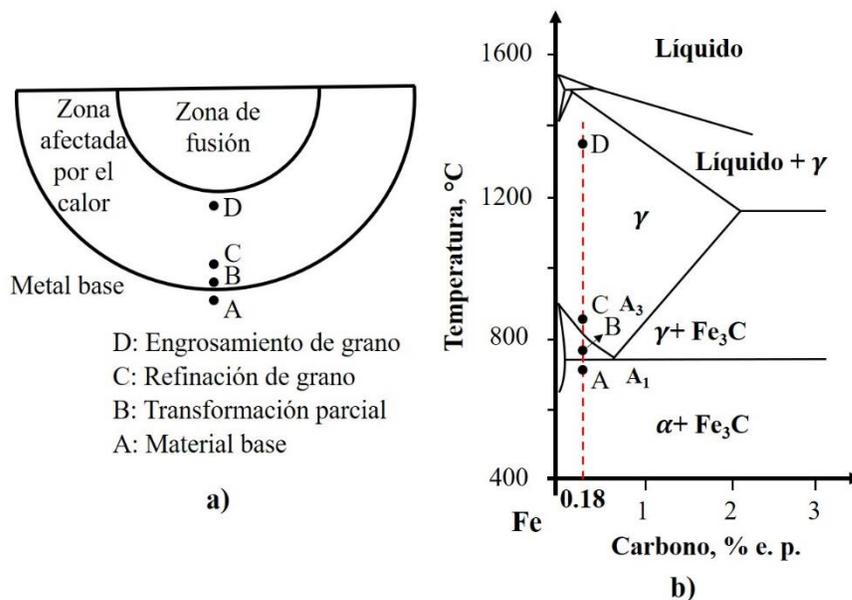


Figura 2-8: Evolución microestructural a) cordón de soldadura, b) Diagrama de fase [16].

La posición A de la figura 2-8 a) corresponde al metal base. La región de transformación parcial del grano (posición B) se somete a una temperatura máxima por encima de la temperatura crítica A_{c1} , donde la perlita se transforma en austenita y se expande en granos de ferrita al ser sometido a un ciclo de calentamiento por encima de la temperatura A_{c1} para luego descomponerse en granos extremadamente finos de perlita y ferrita durante el enfriamiento.

La región de refinación del grano (posición C) se somete a una temperatura por encima de la temperatura A_{c3} , lo que permite que los granos de austenita nucleen. Los granos de austenita se descomponen en granos pequeños de perlita y ferrita durante el enfriamiento posterior. La distribución de perlita y ferrita no es exactamente uniforme porque el tiempo de difusión del carbono está limitado a la velocidad de calentamiento durante la soldadura y la austenita resultante no es homogénea.

La región de engrosamiento de grano (posición D) está sometida a una temperatura superior a A_{c3} , permitiendo así que los granos de austenita crezcan. La alta velocidad de enfriamiento y el gran tamaño de grano promueven a la ferrita a formar placas laterales desde los límites del grano, llamada ferrita Widmanstätten.

2.3 Acero AISI/SAE 1018

El Instituto Americano del Acero y el Hierro o “AISI” por sus siglas en inglés, en conjunto con la Sociedad de Ingenieros Automotrices o “SAE” por sus siglas en inglés, clasifican a los aceros mediante un sistema numérico de cuatro o cinco dígitos. Los dos primeros dígitos representan los principales elementos de aleación y los dos siguientes dígitos se refieren al porcentaje de carbono presente. Un acero AISI/SAE 1018 es un acero de bajo carbono con 0.18 % en peso de C y su principal elemento de aleación es el Manganese (Mn). La resistencia última a la tensión es de 440 MPa, su límite elástico es de 370 MPa y su dureza de 131 HV. La tabla 2-1 presenta la composición química del acero para este estudio [19].

Tabla 2-1: Composición química estándar del acero AISI 1018 [19].

Composición Química (% e. p.)					
C	Mn	Si	S	P	Fe
0.18 - 0.20	0.60 - 0.90	0.15 - 0.35	0.050 (máx)	0.040 (máx)	Bal.

La industria automotriz y de construcción considera al acero AISI/SAE 1018 uno de las más accesibles debido a sus propiedades mecánicas, de las cuales destacan su resistencia media y de fácil conformado el cual puede ser endurecido por tratamiento térmico y principalmente posee una buena soldabilidad y de fácil maquinado, las principales aplicaciones radican en ejes, cuñas y tornillos [20].

2.3.1 Microestructura y propiedades mecánicas del acero AISI/SAE 1018

El acero AISI/SAE 1018 es un acero hipo-eutectoide que muestra una matriz ferrítica como primera fase en el equilibrio y además presenta granos de perlita como fase secundaria. La figura 2-9 muestra la microestructura del acero AISI/SAE 1018 obtenida mediante MEB y el resultado de la composición química mediante espectrometría de emisión óptica (OES) se muestra a continuación.

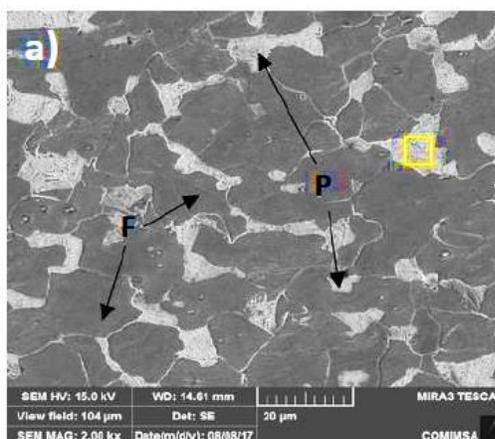


Figura 2-9: Microestructura de la ferrita pro-eutectoide (oscura) y la perlita (clara) [21].

El procesamiento para obtener una microestructura ferrita / perlita se realiza a la temperatura crítica que indica el diagrama de fases Fe - Fe₃C de la figura 2-10. Para un acero hipo-eutectoide con 0.18 % en peso de C, la temperatura crítica

de austenización es 810 °C [4] [16–23]. Debido a la sección de gran tamaño de la lámina, previo al proceso de laminación, la laminación se lleva a cabo en la fase austenítica debido a su facilidad de conformado mecánico. Esto permite controlar el tamaño de grano produciendo una resistencia a la fluencia mayor a 310 MPa [23].

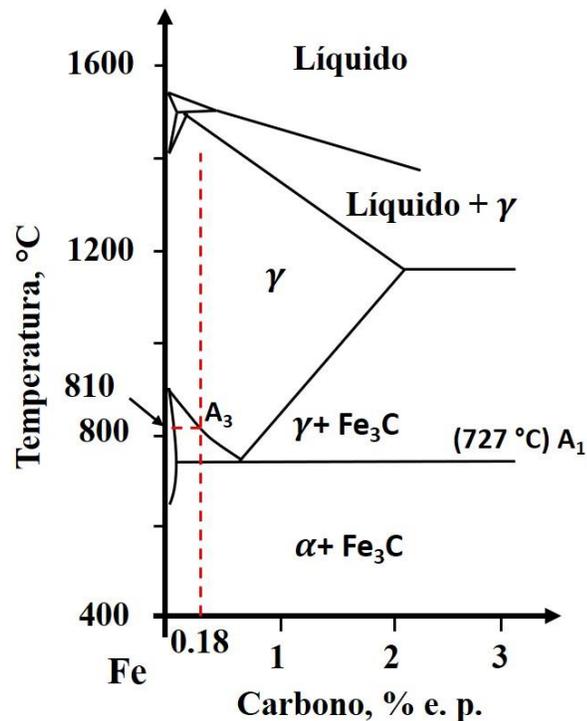


Figura 2-10: Diagrama esquemático de fase Fe-Fe₃C [18].

Las propiedades mecánicas del acero dependen de su microestructura, contenido de carbono y sus elementos de aleación principales (Mn, Si, C). Los aceros de bajo contenido de carbono no poseen la capacidad de endurecimiento por tratamiento térmico al formar martensita a temperatura ambiente. Por esto, los aceros de bajo carbono poseen una microestructura ferrítica que tiene una excelente ductilidad utilizada en operaciones de conformado y trabajado en frío [18].

2.3.2 Efecto de los elementos aleantes

Los elementos aleantes en los aceros al carbono cumplen las siguientes funciones: endurecimiento de la ferrita por refinamiento de grano, endurecimiento

por precipitación y endurecimiento por solución sólida. Los elementos de aleación pueden influir en el diagrama de equilibrio Fe-C de dos maneras [30]:

- Al expandir el campo de la austenita (γ) y fomentar la formación de austenita sobre límites de composición más amplios. Son llamados gammágenos.
- Reducción del campo de la austenita (α) y fomentar la formación de ferrita sobre límites de composición más amplios. Son llamados alfégenos.

La estequiometría de las fases formadas del diagrama de fase depende de la estructura electrónica de los elementos de aleación y sus posiciones relativas en la clasificación de la tabla periódica y debe cumplir con las cuatro reglas de Hume – Rothery, si no se cumplen una o más de las condiciones solo se obtiene solubilidad parcial, de los cuales se clasifican en [31]:

- La diferencia entre los radios atómicos debe ser inferior al 15 %.
- La electronegatividad debe ser similar.
- Los dos metales deben poseer la misma estructura cristalina.
- La valencia con la que actúan debe ser la misma.

Tipo 1 Campo de la austenita abierto: El níquel (Ni), manganeso (Mn), cobalto (Co) y los metales inertes como el platino (Pt) pertenecen a este grupo. Estos elementos de aleación amplían el rango de temperatura de la austenita al restringir la transformación de ferrita (α) a austenita (γ) y elevar la transformación de austenita (γ) a ferrita (δ) como se muestra en la figura 2-11 a). Si se agregan en concentraciones suficientemente altas de Ni y Mn eliminan por completo la fase ferrita (α) obteniendo austenita (γ) a temperatura ambiente.

Tipo 2 Campo de la austenita expandido: El carbono (C) y nitrógeno (N) pertenecen a este grupo, estos elementos expanden el campo de la austenita (γ) pero es interrumpido por la formación de compuestas como se muestra en la figura 2-11 b). El cobre (Cu), cinc (Zn) y oro (Au) poseen una influencia similar. La expansión de la fase austenita (γ) por C y N permite la formación de una

solución sólida homogénea de austenita (γ) que puede abarcar hasta 2.11% en peso de C.

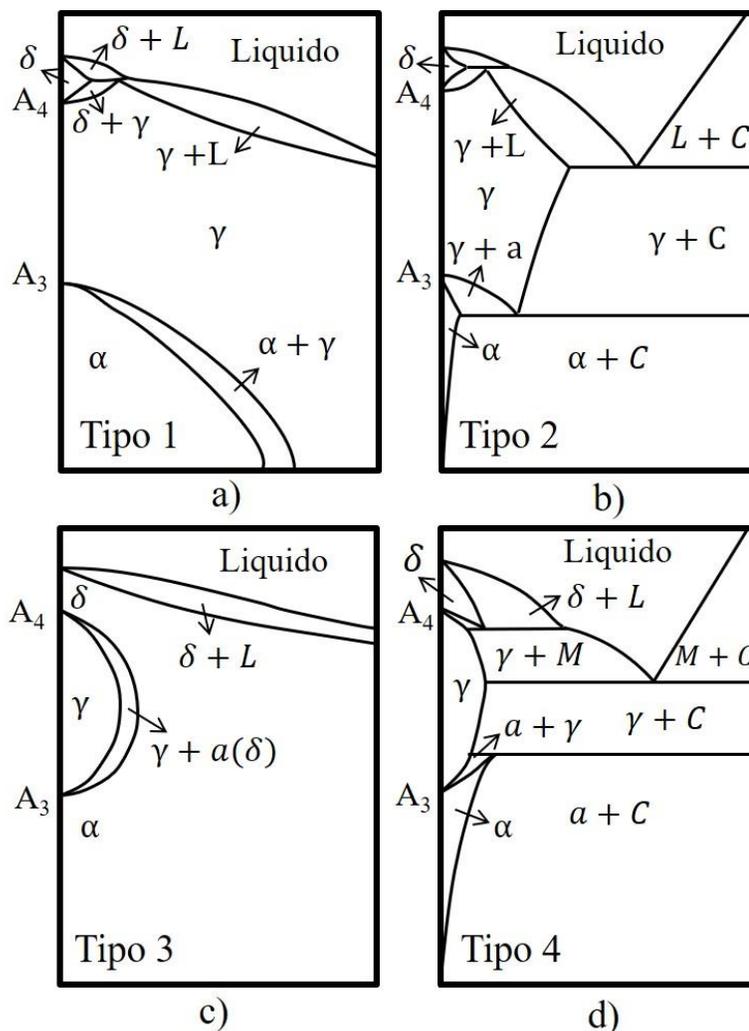


Figura 2-11: Clasificación de los diagramas de fase de aleación de hierro: a) Campo de austenita abierto, b) Campo de austenita expandido, c) Campo de austenita cerrado, d) Campo de austenita cerrado [30].

Tipo 3 Campo de la austenita cerrado: Muchos elementos restringen la formación de austenita (γ), lo que hace que el área de la austenita del diagrama se cierre en un área pequeña denominada lazo gamma como se puede ver en la figura 2-11 c). Los elementos de aleación están fomentando la formación de ferrita (α), dando como resultado que los campos de ferrita (δ) y ferrita (α) se vuelvan continuos. Los elementos como el silicio Si, aluminio (Al), berilio (Be) y

fosforo (P) entran en esta categoría, junto con los elementos formadores de carburos como el titanio (Ti), vanadio (V), molibdeno (Mo) y cromo (Cr).

Tipo 4 Campo de la austenita contraído: El lazo de la austenita está fuertemente contraído, pero acompañado de compuestos como se puede ver en la figura 2-11 d). El boro (Bo), mejorando la templabilidad del acero, es el elemento más importante de este grupo, junto con los elementos formadores de carburos como el Ta (tantalio), circonio (Zr) y niobio (Nb).

Los estabilizadores de la austenita y ferrita amplían los respectivos campos de fase de cada uno. El efecto de los elementos de aleación en el diagrama de fases Fe-Fe₃C se refleja en la temperatura eutectoide, que aumenta o disminuye mediante la adición de elementos de aleación. Los estabilizadores de la austenita reducen la temperatura eutectoide, ampliando así el rango de temperatura sobre el cual la austenita es estable. De forma similar, los formadores de ferrita elevan la temperatura eutectoide, restringiendo de ese modo el campo de la fase austenítica (γ).

2.4 Procesos de soldadura por fusión

La soldadura es un proceso de unión permanente de dos o más materiales que implica la fusión y posterior solidificación del material, formando así una unión fuerte entre ellas [32]. Para realizar un proceso de soldadura existen tres formas principales:

- a) Soldadura por gas, donde la fuente de calor se produce por la combustión de un gas.
- b) Soldadura por arco eléctrico, donde la fuente de calor es un corto circuito.
- c) Soldadura de haz de alta energía, donde la fuente de calor es un haz concentrado de luz o electrones [6].

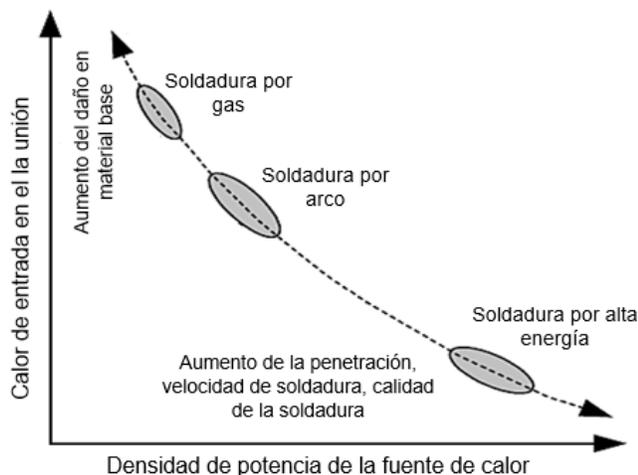


Figura 2-12: Densidad de potencia de la fuente de calor vs calor de entrada [18].

La densidad de potencia aumenta dependiendo de la fuente de calor (gas, corto circuito, haz de alta energía) como se puede ver en la figura 2-12. A medida que aumenta la densidad de potencia de la fuente de calor disminuye el calor de entrada a la pieza necesaria para realizar la fusión del material. Un calentamiento excesivo daña la pieza de trabajo induciendo distorsión, el mismo material expuesto a un haz de alta energía puede fundir y fusionar el material de forma instantánea y así completar la unión.

La ventaja de aumentar la densidad de potencia de la fuente de calor proporciona mayor penetración, mayor velocidad de trabajo y calidad en la unión con menor distorsión [6], [18], [31].

Los procesos de soldadura que fueron estudiados a lo largo del tiempo son: soldadura por gas, soldadura por arco eléctrico que incluye: soldadura por arco con electrodo consumible recubierto “SMAW” por sus siglas en inglés, soldadura por arco eléctrico con electrodo no consumible de tungsteno con gas de protección “GTAW” por sus siglas en inglés, soldadura por arco eléctrico con electrodo consumible y gas de protección “GMAW” por sus siglas en inglés, soldadura por arco sumergido con electrodo consumible “SAW” por sus siglas en inglés. Por otro lado, los procesos de alta energía como son soldadura por haz

de electrones “EBW” por sus siglas en inglés y soldadura por haz láser “LBW” por sus siglas en inglés son considerados procesos avanzados de unión [18].

Cada proceso de unión posee sus propias ventajas y limitaciones, por ejemplo, el proceso GTAW es adecuado para unir secciones delgadas debido al calor de entrada limitado y permitiendo un acabado de calidad, puede usarse para soldar metales como titanio (Ti), circonio (Zr), aluminio (Al) y magnesio (Mg), sin embargo, la tasa de deposición del material de aporte es baja.

El proceso GMAW utiliza un electrodo consumible alimentado a una velocidad predeterminada. La principal ventaja del GMAW sobre GTAW es la alta tasa de deposición, lo que permite que las piezas puedan ser soldadas a altas velocidades [18].

El proceso de soldadura por haz de alta energía láser proporciona una densidad de potencia muy elevada por lo que es posible lograr una penetración completa en espesores gruesos. El calor de aporte a la pieza de trabajo es menor que la soldadura por arco dando como resultado una zona afectada por el calor (ZAC) muy estrecha y da la posibilidad de realizar soldaduras a mayores velocidades. Por este motivo en especial el proceso de soldadura láser está sustituyendo en gran medida a los procesos convencionales de arco eléctrico, por su alta densidad de potencia y baja afectación térmica, logrando una ventaja sobre los procesos anteriormente mencionados. [5], [18]

El proceso de soldadura láser es un método de unión versátil utilizado dentro de las líneas de manufactura de productos destinados al sector automotriz. El láser es una fuente de calor de alta densidad de potencia, siendo reconocido como un proceso avanzado para unir materiales. [6], [33]

La figura 2-13 muestra esquemáticamente los perfiles de densidad de potencia de soldadura representativos para: láser, haz de electrones, plasma y arco, además, las geometrías del cordón de soldadura respectivamente.

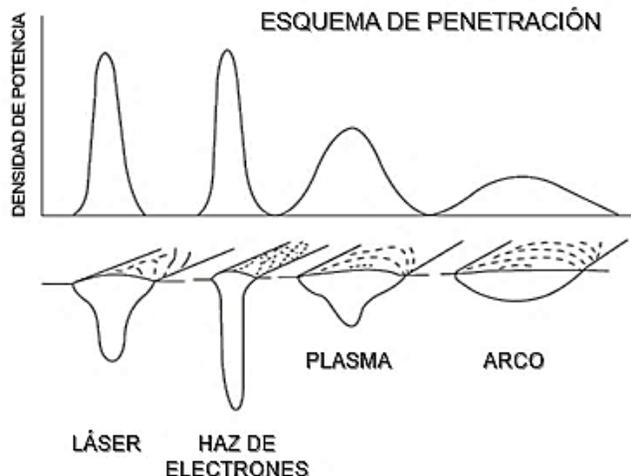


Figura 2-13: Representación esquemática de la densidad de potencia y la geometría del cordón de soldadura [6].

La densidad de potencia de un haz láser es mayor que la densidad de potencia generado por un arco eléctrico o plasma y es equivalente a la densidad de potencia que genera el haz de electrones. Por lo tanto, se forma una cavidad en forma de ojo de cerradura llamada "*keyhole*" en inglés, este es profundo y estrecho, el cual puede producir soldaduras con alta penetración. Es por esto, que se pueden realizar una variedad de juntas de unión que van desde láminas finas de 0.1 mm de espesor hasta placas gruesas de aproximadamente 50 mm. También, se puede o no utilizar un gas de protección como: helio (He), argón (Ar) y nitrógeno (N₂) [6], [18], [34]

2.5 Láser como proceso de soldadura avanzado

El proceso de soldadura láser es un proceso de soldadura que realiza la unión de los materiales mediante la interacción de un haz de luz concentrado sobre la superficie del material. La temperatura que se produce por la interacción del haz de luz y el material será suficiente para provocar la fusión del material y la coalescencia del material fundido de los componentes. El haz de una fuente láser es enfocado y dirigido mediante elementos ópticos que concentran el haz en un punto y produce la densidad de potencia suficiente para fundir y evaporar el material procesado [31]-[33].

Dentro de la industria, las fuentes de poder son mediante láser Nd: YAG, láser de fibra, láser de disco o láser CO₂. Estos tipos de láser pueden ser operados de manera pulsada o continua lo que ayuda a generar un agujero que atraviesa el material, el resultado de este fenómeno es conocido como keyhole. Generalmente los láseres de Nd: YAG son de menor potencia aproximadamente hasta 6 kW mientras que el láser de CO₂ obtiene potencias mayores a 40 kW [32].

2.5.1 Antecedentes de la soldadura láser y aplicaciones generales

La palabra “láser” es un acrónimo de “amplificación de luz por emisión estimulada de radiación” por sus siglas en inglés (light amplification by stimulated emission of radiation). Desde el punto de vista de la ingeniería es un dispositivo de conversión de energía que sencillamente transforma energía de una fuente primaria (eléctrica, química, térmica, óptica) en un haz de radiación electromagnética con una frecuencia específica (ultravioleta, visible o infrarroja). Esta transformación es por medios sólidos o gaseosos, al ser excitados a nivel atómico produciendo una forma de luz coherente [34].

En la figura 2-14, muestra de forma esquemática la interacción de un fotón y un átomo que se encuentra en un estado superior de energía. Como resultado de esta interacción, el átomo pasará a su estado base emitiendo un fotón (radiación electromagnética) que posee las características de coherencia, es decir, la misma dirección y fase que el fotón inicial. También como resultado tenemos la ampliación de fotones, dado que inicialmente tenemos un fotón y después del proceso de emisión estimulada tenemos dos fotones y así sucesivamente. [34].

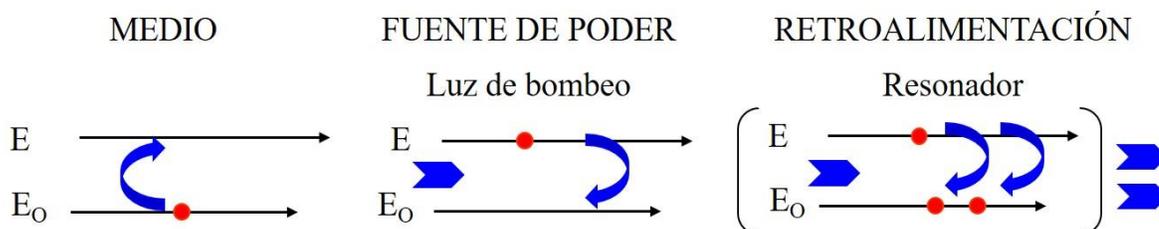


Figura 2-14: Principio de emisión de fotones en el equipo láser.

Las fuentes láser de alta potencia se basan principalmente en láseres en estado gaseoso, dióxido de carbono (CO₂) y láser en estado sólido combinado con neodimio itrio-aluminio-granate (Nd: YAG). Con los avances en la ejecución de otras tecnologías de estado sólido, existe el láser de fibra, láser de disco, y láser de diodo semiconductor [32]. La tabla 2-2 resume las características principales de los equipos láser utilizados en la industria.

Tabla 2-2: Características principales de los equipos láser utilizados en la industrial [35].

Propiedad	Láser CO₂	Láser Nd: YAG	Láser Disco YAG
Medio Activo:	CO ₂ + N ₂ + He	Barra de cristal de granate de aluminio itrio dopado con neodimio (Nd: YAG)	Cristal de YAG en forma de disco, el cristal es iterbio-dopado (Yb: YAG)
Longitud de onda:	10400 nm	1060 nm	1030 nm
Método de excitación:	Descarga eléctrica	Lámpara flash	Láser de diodos
Eficiencia:	5 - 10 %	2.5 – 5 %	10 - 15 %
Potencia de salida	mayor a 60 kW	mayor a 4 kW	5.5 kW – 30 kW
Transición del haz	Espejo pulido	Cable de fibra óptica	Cable de fibra óptica

La tendencia de los últimos años en la industria automotriz está orientada al desarrollo y la aplicación de la tecnología láser con el fin de reducir el peso y el costo, minimizando el consumo de energía y el impacto negativo del medioambiente de los vehículos. La soldadura de aceros de alta resistencia baja aleación, procesos de unión de alta productividad y nuevos conceptos de diseño son los principales métodos de fabricación que se han aplicado para lograr esos objetivos [35].

A lo largo de los años, la industria automotriz se mantiene como el usuario principal de la tecnología láser y es una de las fuerzas impulsoras para el desarrollo de nuevas fuentes de energía láser industriales y aplicaciones láser innovadoras como se observa en la tabla 2-2. Existen diversas aplicaciones de soldadura láser en la industria automotriz, las principales son:

- Soldadura de placas de múltiples espesores:
 - o Soldaduras lineales con geometrías simple (Figura 2-15 a)).
 - o Soldaduras no lineales con geometrías complejas (Figura 2-16 b)).
- Piezas para ensamble de automóviles.
- Componentes mecánicos de transmisión de fuerza (Figura 2-15 c)).

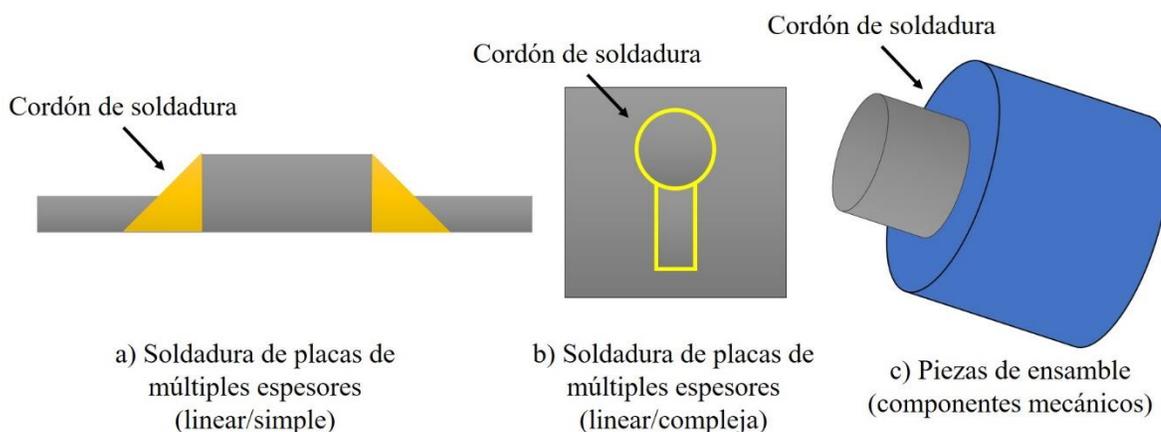


Figura 2-15: Representación esquemática de las aplicaciones de la soldadura láser industrial.

2.5.2 Ventajas y limitaciones del proceso LBW industrial

El proceso de soldadura láser posee ventajas de las cuales destacan [34]–[36]:

1. El proceso de soldadura por haz láser produce una zona de fusión y una zona afectada por el calor estrecha, se minimiza la distorsión inducida por calor de la pieza de trabajo y los efectos metalúrgicos en la zona afectada por el calor (ZAC).
2. Es un proceso sin contacto: el haz láser necesita solamente una línea de visión dirigida hacia la junta. Esencialmente se elimina el desgaste de las herramientas.
3. Es posible una velocidad de avance de hasta 500 mm/s.
4. Puede soldar combinaciones de materiales con diferentes coeficientes de difusividad térmica que no son posibles con otros procesos de soldadura.
5. Se puede soldar una amplia variedad de materiales y combinaciones de ellos, incluyendo aquellos con propiedades físicas y químicas diferentes.

6. Se puede eliminar la necesidad de tratamientos térmicos de pre – calentamiento o post – calentamiento.
7. La presencia de campos magnéticos no tiene influencia sobre el proceso de soldadura, como en la soldadura por arco.
8. La relación de aspecto (profundidad – ancho) está en el orden de 10: 1 y son posibles cuando se realiza una soldadura de keyhole.

En comparación con el proceso de soldadura mediante arco eléctrico, el proceso de soldadura láser tiene ciertas limitaciones como son [34]–[36]:

1. La unión debe posicionarse con precisión bajo el haz láser y en una posición controlada con respecto al punto focal del haz.
2. La alta reflectividad y la alta conductividad térmica de algunos metales, como el aluminio y las aleaciones de cobre, pueden afectar negativamente a la soldabilidad con el láser.
3. Cuando se realiza la soldadura con potencia elevada, se deben emplear dispositivos adecuados de control del plasma para asegurar que las soldaduras sean reproducibles.
4. Las tasas de enfriamiento elevadas pueden inducir agrietamiento.
5. Como consecuencia de la rápida solidificación de la zona de fusión, puede presentar porosidad y fragilidad del cordón de soldadura.

2.6 Tipos de láser para soldadura

Los tipos de láser se clasifican en; láser de estado sólido y láser de estado gaseoso (CO₂). A continuación, se describe cada uno de ellos.

2.6.1 Láser de estado sólido

El tipo más común de láser de estado sólido utilizado para la soldadura es de granate de itrio y aluminio dopado con impurezas de neodimio (Nd: YAG). Por otro lado, los láseres de disco y de fibra también son considerados de estado sólido. Estos pueden ser construidos para producir potencias de salida de onda pulsada o continua. Los láseres de Nd: YAG pueden producir hasta 750 W por cristal [33].

La longitud de onda del haz láser de estado sólido de Nd: YAG es de $1.06 \mu\text{m}$. El cristal de YAG se excita usando una lámpara intensa de krypton (Kr) o de xenón (Xe), o en diseños recientes usando un láser de diodo. Los láseres de estado sólido Nd: YAG emplean una impureza en un material anfitrión activo. El ion Neodimio (Nd) se usa como impureza añadida deliberadamente en una varilla de cristal de Granate de Itrio-Aluminio. El nivel de potencia de los láseres de estado sólido ha mejorado significativamente y se han desarrollado láseres continuos de 3 kW o incluso de 5 kW [18], [33].

2.6.2 Láser de estado gaseoso (CO₂)

Los láseres de CO₂ son actualmente capaces de alcanzar niveles de potencia desde 50 W hasta 45 kW. Con fines prácticos, se necesita un mínimo de 150 W con onda continua para producir las densidades de alta potencia requeridas para soldar materiales metálicos. Por lo tanto, los láseres de CO₂ se pueden clasificar según su potencia como: potencia baja, menos de 1000 W, potencia moderada, entre 1 y 5 kW y potencias altas, superiores a 5 kW [38].

La longitud de onda del haz láser de CO₂ es de $10.6 \mu\text{m}$ y es aproximadamente diez veces más larga que un haz láser de estado sólido (Nd-YAG, $1.06 \mu\text{m}$). Esta longitud de onda afecta significativamente la interacción del haz láser con el material, por lo que determina las características del comportamiento de soldadura por láser CO₂. Estos láseres emplean una mezcla de gases constituida principalmente por nitrógeno (N₂) y helio (He) que contiene un pequeño porcentaje de CO₂ y usan una descarga eléctrica de iluminación para excitar las moléculas de CO₂. Actualmente en la industria el láser de CO₂ puede funcionar en onda continua como en pulsada y son fabricados en baja potencia, moderada y alta [6], [33], [38]

2.7 Interacción láser / material

La energía es transferida a través de la formación del keyhole esta cavidad se produce cuando un haz láser de densidad de potencia suficientemente alta provoca la vaporización del metal base y la presión producida por el vapor en el

keyhole provocará el desplazamiento del metal fundido hacia arriba a lo largo de las paredes de la cavidad. El keyhole ayuda a la absorción del haz láser, así como a la distribución del calor en el material. El keyhole se formará solo si el haz tiene suficiente densidad de potencia 10^4 W mm^{-2} . La densidad de potencia hace que el material se evapore y el keyhole se llene de gas rodeado de líquido y sólido [6], [33], [38].

2.7.1 Técnicas de soldadura láser

Existen dos técnicas de soldadura láser para unir dos piezas metálicas. Estos son: modo de conducción y modo de penetración. Estas técnicas se originan por diferentes densidades de potencia y condiciones de soldadura que producen diferentes resultados.



Figura 2-16: Sección transversal de una soldadura en modo de conducción láser pulsada Nd: YAG [35].

La primera técnica es la soldadura por conducción, ocurre cuando la densidad de potencia del haz carece de suficiente intensidad para producir el keyhole. Este método se utiliza para unir materiales de espesor delgado. Por ejemplo, la soldadura láser pulsada en un rango de longitud de pulso de milisegundos y una densidad de potencia menor a 10^4 W mm^{-2} . Los cordones de soldadura son más anchos que los de penetración como se observa en la figura 2-16.

En la técnica de penetración, la densidad de potencia es la suficiente para que el metal se evapore, esto crea el keyhole desde la superficie hasta la profundidad deseada. A medida que el haz láser se desplaza a través de la superficie, el keyhole sigue y crea una soldadura de profundidad, siempre y cuando la potencia del láser sea lo suficientemente grande y la velocidad de desplazamiento no sea

excesiva. La figura 2-17 muestra la sección transversal de la soldadura de penetración de onda continua en modo de soldadura de penetración.



Figura 2-17: Sección transversal de una soldadura en modo penetración de onda continua [35].

2.8 Modos de procesamiento del haz en el proceso LBW

En la soldadura láser existen dos modos de procesamiento del haz, el primero es onda continua, “CW” por sus siglas en inglés u onda pulsada, “PW” por sus siglas en inglés.

Las características de salida de los láseres Nd: YAG dependen del método de excitación utilizado, puede ser CW o PW. Un láser de onda pulsada se define como un láser con una salida controlada para producir un pulso con una duración de 25 ms o menos. Un láser de CW tiene una salida continua durante un período superior a 25 ms, por lo tanto, se considera como un láser de onda continua.

2.8.1 Soldadura láser continua

Cuando se usa un láser de onda continua para la soldadura, el haz establece un charco de soldadura estable que recorre a lo largo del trayecto de soldadura. Este charco de soldadura permanece en estado líquido durante la trayectoria de la soldadura para lograr la coalescencia del material.

El conjunto de metal líquido creado en la soldadura por láser de onda continua es más estable que para los láseres pulsados y, por lo tanto, la salpicadura de metal es menos problemático.

2.8.2 Soldadura láser pulsada

Al pulsar la salida de potencia, es posible producir una potencia pico de 1 kW durante cortos periodos. Por ejemplo, un láser Nd: YAG de potencia media de 400 W puede producir más de 8 kW de potencia máxima en un pulso de 3 ms [36], [37].

Con la soldadura láser pulsada, se combinan una serie de pulsos solapados para formar un cordón de soldadura, es decir la energía del pulso es el factor principal para determinar la cantidad de fusión. Los láseres pulsados se clasifican por la energía máxima por impulso que se puede obtener del láser. La soldadura láser pulsada se caracteriza por una velocidad de enfriamiento rápida, una zona afectada por el calor mínima y una entrada de calor total baja.

La potencia pico de un láser pulsado es compleja de determinar y tiende a variar de pulso a pulso, pero la energía total y la duración de cada pulso permanece constante. Las especificaciones de los sistemas de soldadura por haz láser pulsado usualmente no incluyen la potencia máxima de salida, en su lugar específica la energía y la duración del pulso. La potencia pico puede aproximarse dividiendo la energía del pulso de salida por la duración del impulso [36], [37].

2.9 Parámetros del proceso LBW

Para lograr una soldadura sin defectos se necesita de la mejor combinación de parámetros, pero no es suficiente con conocer el tipo de láser o el modo de procesamiento de la soldadura, también depende de diferentes características que se pueden clasificar como:

- Parámetros del procesamiento láser.
- Factores de geometría de la junta
- Tipo de gas de protección.

La mejor combinación de estos parámetros determinará las condiciones de soldadura para cada aplicación bajo ciertas recomendaciones o estándares. Según la literatura [2], [23], [25], [26], [28] los más importantes son:

- Potencia del haz láser.
- Diámetro del haz láser incidente.
- Absorción.
- Profundidad del enfoque y posición del punto focal.
- Relación densidad de potencia – velocidad de desplazamiento.

La potencia del haz láser, la velocidad de soldadura y la densidad de energía en la superficie de la pieza de trabajo están interconectados, es decir, la alta densidad de energía proporciona mayor velocidad de soldadura, manteniendo constante la potencia del haz láser. Todos estos parámetros influyen en la geometría del cordón y en la penetración, el aumento de la potencia del haz láser resulta en una mayor profundidad de penetración [37]. La Figura 2-18 muestra el comportamiento lineal de la profundidad de penetración a medida que aumenta la potencia del haz láser.

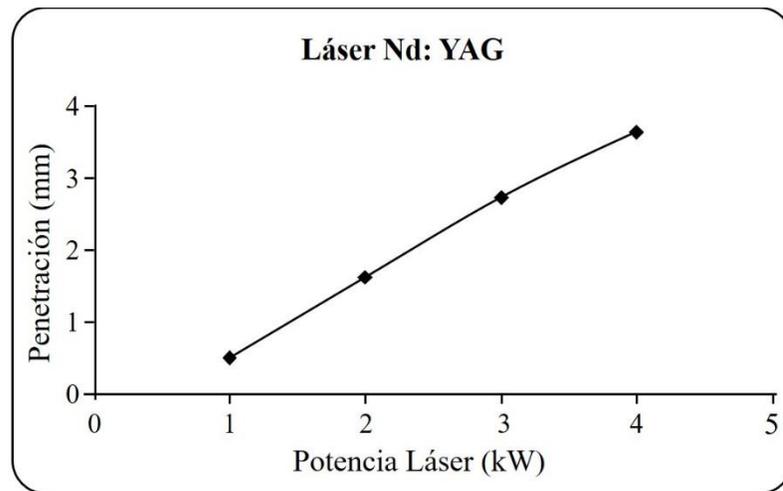


Figura 2-18: Variación de la profundidad de penetración para diferentes potencias láser [35].

A continuación, se describirán los parámetros y los fundamentos de la soldadura láser de penetración completa.

2.9.1 Potencia

Es la tasa de suministro de energía y se describe universalmente en el sistema internacional de unidades de potencia, el vatio (W), equivale a un J/s .

2.9.2 Calor de entrada lineal

Es la capacidad de un haz láser para fundir un volumen de material y dependerá de la energía que se suministra por unidad de longitud y comúnmente se le denomina calor de entrada. El calor de entrada lineal (J/mm) se calcula dividiendo la potencia del láser por la velocidad de desplazamiento lineal como se muestra a continuación:

$$E = \frac{P}{S} \quad [\text{Ec. 1}]$$

Dónde: E : es el calor de entrada, P : es la potencia del haz y S : es la velocidad de desplazamiento.

2.9.3 Densidad de potencia

La capacidad de procesamiento del láser se debe a la alta densidad de potencia que se puede suministrar a la superficie de la pieza. La potencia del haz láser por unidad de área en la superficie se conoce como densidad de potencia o irradiación (I). En cualquier proceso de soldadura la densidad de potencia es la que determinará la profundidad de penetración, la forma de la zona de fusión y la velocidad de unión para el proceso [36], [37].

La densidad de potencia se expresa en W/cm^2 y esta definida por la siguiente ecuación:

$$I = \frac{P}{A} \quad [\text{Ec. 2}]$$

Donde: P : es la potencia de la fuente de energía y A : es el área del círculo que forma el haz láser enfocado sobre superficie de la pieza de trabajo y se define por la siguiente ecuación:

$$A = \frac{\pi D^2}{4} \quad [\text{Ec. 3}]$$

Existen factores que perturban a la densidad de potencia incidente sobre la superficie del material y estos son: la absorción, la interacción entre el plasma y el haz láser, la refracción y la posición del enfoque del haz con respecto a la superficie del material. El diámetro del haz y la distribución de la energía del haz láser determinarán el área de incidencia, es decir, para un diámetro de haz constante, la penetración aumenta a medida que aumenta la potencia láser [39].

2.9.4 Tamaño del spot

Este parámetro es uno de los más importantes porque determina la densidad de potencia para una potencia total entregada de la fuente láser. El diámetro del haz Gaussiano, “ d_G ” se puede definir como el diámetro donde la potencia ha incidido a $1/e^2$ o $1/e$ del valor central como se muestra en la figura 2.19.

El diámetro del haz definido en base a $1/e^2$ del valor central contiene más del 86% de la potencia total, mientras que la potencia contenida para la definición del haz $1/e$ es ligeramente superior al 60%.

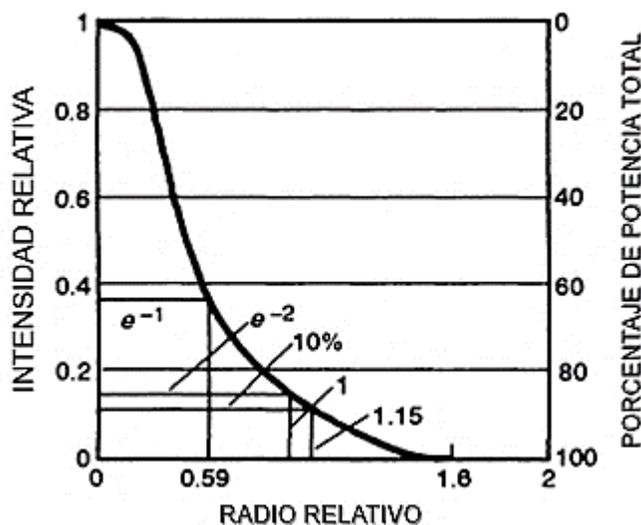


Figura 2-19: Variación de intensidad relativa y porcentaje de potencia total con radio para un haz Gaussiano [34].

El tamaño del punto focal limitado por difracción d_{min} para cierto haz Gaussiano se define por la siguiente relación:

$$d_{min} = \frac{1.27 f \lambda}{D} \quad [\text{Ec. 4}]$$

Donde: d_{min} : diámetro mínimo del spot, D : es el diámetro del haz láser desenfocado, f : es la longitud focal de la óptica de enfoque, y λ : es la longitud de onda del haz de láser.

2.9.5 Profundidad del enfoque y posición del punto focal

La profundidad de enfoque se define como la distancia sobre la cual el haz posee la misma intensidad. La posición de enfoque con respecto a la superficie del material influye en el perfil del cordón de soldadura y a su vez en la profundidad de penetración durante la soldadura. Según Steen William et al. [39], Alcock, J.A et al. [40], Chairmen et al. [34] concluyeron que el enfoque óptimo está aproximadamente a 1 mm por debajo de la superficie de la pieza y con la suficiente densidad de potencia para generar el keyhole.

El diámetro del haz láser enfocado (spot size) se determina por la longitud focal de la lente (f) y el diámetro del haz que entra en la óptica. El diámetro del haz disminuye a medida que aumenta el diámetro del haz láser de entrada (Da) y se reduce la distancia focal de la óptica. La figura 2-20 muestra el esquema de enfoque del haz láser.

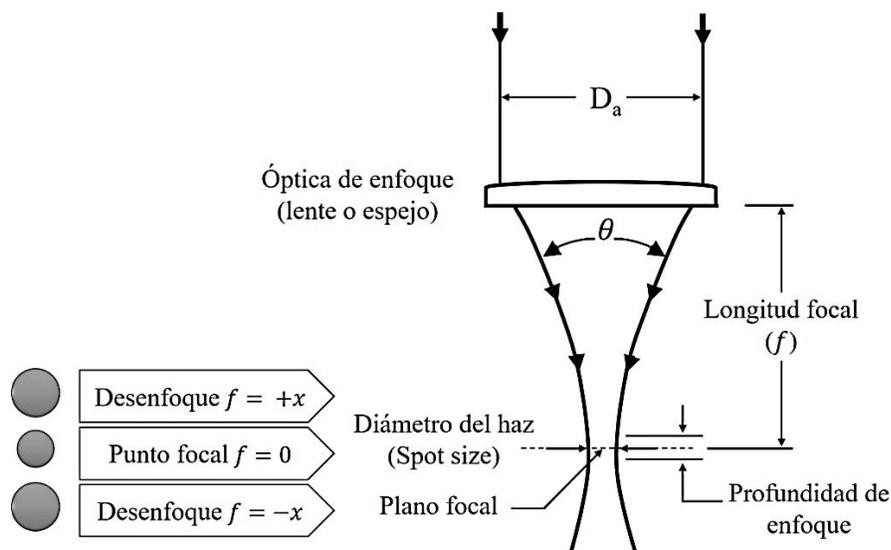


Figura 2-20: Esquema que muestra el enfoque de un haz láser [34].

Para fines prácticos, la American Welding Society, AWS por sus siglas en inglés [37], menciona que la forma más fácil de disminuir el tamaño del diámetro del haz que incide sobre la pieza es disminuir la longitud focal (f) con respecto a la óptica de enfoque.

2.9.6 Gas de protección

El plasma formado encima del keyhole en la soldadura láser bloqueará y distorsionará el haz y por lo tanto la absorción del haz en la pieza de trabajo. Greses et al. [41] demostró que el plasma formado durante la soldadura láser Nd: YAG con potencia de 3.5 kW es un gas caliente con una temperatura de alrededor de 2000 °C, mientras que el plasma formado para la soldadura con láser de CO₂ con potencia de 5 kW es un plasma alrededor de 6000-10000 °C. El potencial de ionización del gas de protección no es relevante para la soldadura con láser Nd: YAG y láser de CO₂ a estas potencias. La soldadura con láser Nd: YAG o CO₂ puede utilizar gas de protección como argón "Ar" o helio "He". La figura 2- 21 muestra el efecto del gas de protección, donde h_1 y h_2 es la altura del plasma generado, z_1 y z_2 es la profundidad de penetración y Δh es la variación de la penetración con y sin gas de protección.

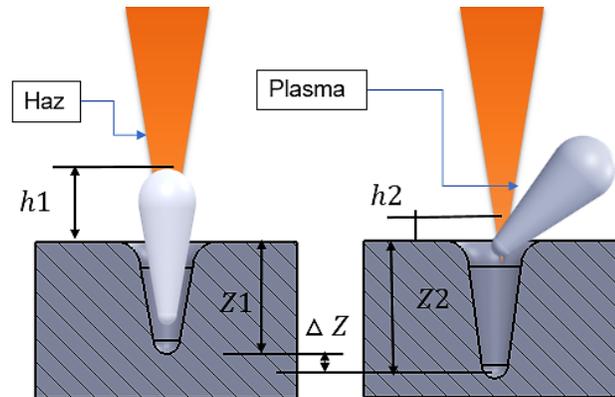


Figura 2-21: Representación esquemática del efecto del gas de protección.

2.9.7 Velocidad de desplazamiento

El proceso de soldadura láser es un proceso automático ya que el operador no manipula manualmente la soldadura. La soldadura se puede realizar moviendo la pieza y manteniendo el cabezal láser estático, moviendo el cabezal láser, manteniendo la pieza fija o la mezcla de las dos.

La velocidad de soldadura es la velocidad de desplazamiento lineal por la cual la junta se mueve con respecto al haz láser, se expresa en mm/seg [40]. Para velocidades de soldadura en el intervalo de 10 a 45 mm / min (0.4 a 1.8 in / min), la profundidad de penetración estará linealmente relacionada con la velocidad de soldadura. Por lo tanto, la penetración y la relación de aspecto disminuye cuando la velocidad de soldadura aumenta [35]. La figura 2-22 muestra la variación de la penetración en función de la velocidad de soldadura y el cambio de la relación de aspecto D/W.

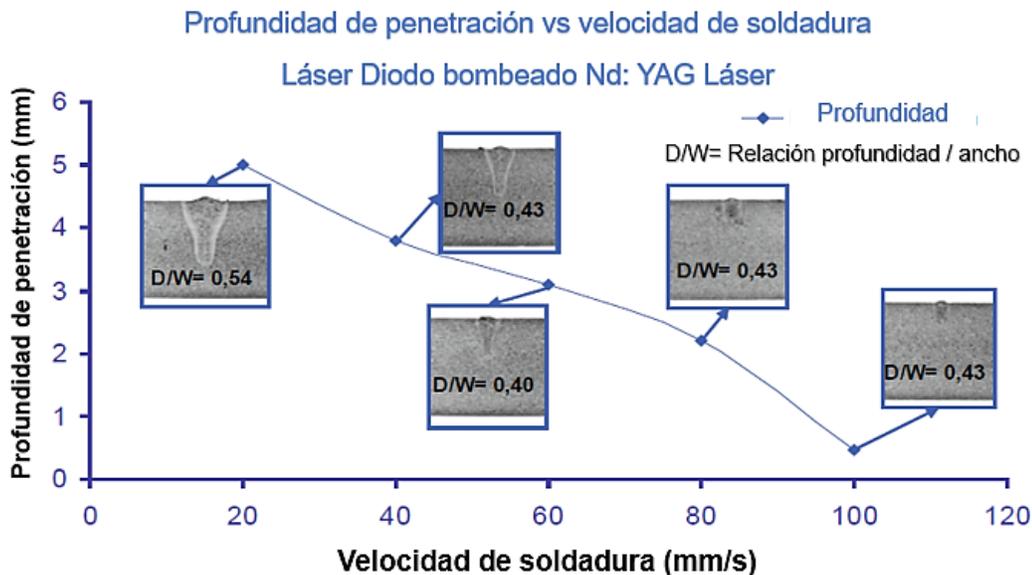


Figura 2-22: Variación de la profundidad de penetración en función de la velocidad de soldadura [35].

2.10 Impacto del proceso LBW sobre la microestructura y propiedades mecánicas

El proceso de soldadura láser ha recibido gran atención como una tecnología de unión avanzada, con características de procesamiento excelentes de las cuales destacan: precisión, rendimiento, velocidad, flexibilidad y baja deformación o distorsión; asociado a una ZAC mínima. Logrando producir una variedad de uniones con calidad que van desde láminas finas hasta placas de gran espesor, evitando así el deterioro de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas utilizadas ampliamente en la industria de fabricación de componentes para automóviles. Por otro lado, la falta de homogeneidad en las propiedades mecánicas principalmente el ablandamiento de la ZAC ha impedido la constante fabricación de autopartes.

El ablandamiento de la ZAC produce una caída local de la dureza por debajo del metal base y reduce la resistencia a la tracción de las soldaduras [34]. Investigaciones sobre este fenómeno en aceros de alta resistencia soldados con láser [37], muestran que los aceros doble fase con grados de resistencia de 450 MPa a 980 MPa presentan una zona de ablandamiento entre el MB y la ZAC, el

grado de ablandamiento aumenta cuando más alto es el grado de resistencia del acero [37], [39], [41]. Por otro lado, el ablandamiento en un acero de doble fase también está relacionado con la composición química y la resistencia al ablandamiento incrementa al aumentar el contenido de elementos de aleación [4].

El efecto del calor de entrada sobre el ablandamiento de la ZAC en aceros está impulsado por el proceso de difusión y depende del tiempo que permanezca por encima de la temperatura de transformación Ac_1 donde empieza la transformación austenítica durante el calentamiento [42]. Cuando se realiza una soldadura con alto calor de entrada, se calentará y enfriará lentamente manteniéndose cerca de la temperatura de transformación Ac_1 un tiempo relativamente largo en comparación con una soldadura con bajo calor de entrada el cual se calentará y enfriará rápidamente [24], [43]. Por otro lado, la soldadura de aceros doble fase con un calor de entrada correspondiente al proceso láser, dará tiempo suficiente para revenir la martensita y así presentará ablandamiento de la ZAC [44], [45].

La figura 2-23 muestra los perfiles de dureza Vickers realizados a probetas en su sección transversal con soldadura láser y la ubicación de la zona de ablandamiento. La figura 2-23 a) muestra que el acero DP 980 presenta una dureza de 300 HV en la zona de ablandamiento por debajo del metal base (480 HV). La figura 2-23 b) muestra que el acero DP 980 (300 HV) y DP 600 (270 HV), también presenta una zona de ablandamiento en la ZAC.

Westerbaan et al. [27], determinan que el ablandamiento en la ZAC se produce debido al revenido de la fase martensítica presentes en el acero DP 980. Donde la temperatura máxima experimentada en esta región durante la soldadura alcanza 750 °C

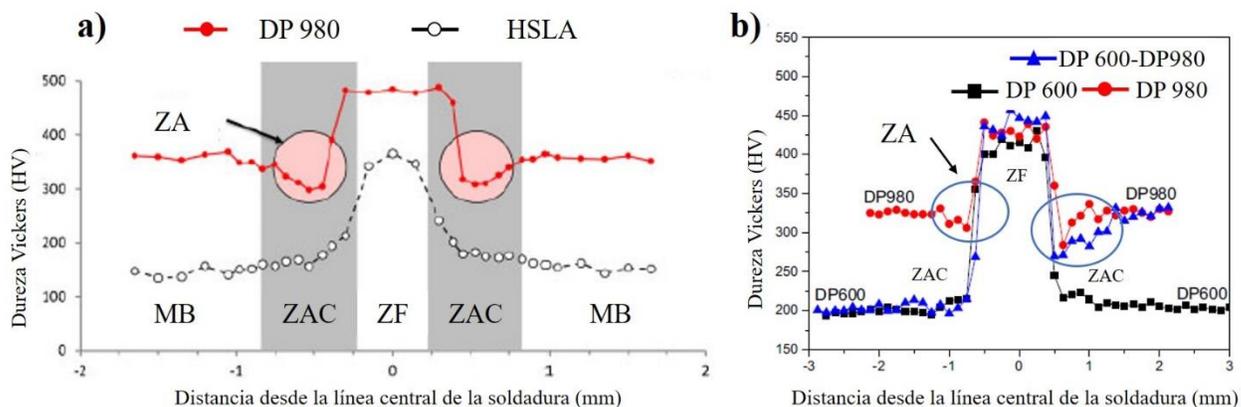


Figura 2-23: Perfiles de dureza Vickers y ubicación de la zona de ablandamiento a) [27] b) [10]

Las pruebas de tensión realizadas al acero DP 980, mostraron que la fractura se ubicó en la zona de ablandamiento, presentando una deformación localizada en la ZAC. Estos resultados se comprobaron mediante análisis de la superficie de fractura. La morfología que presenta son hoyuelos típicos de una fractura dúctil [27]. La figura 2-24 muestra la morfología de una fractura dúctil obtenida mediante el microscopio electrónico de barrido.

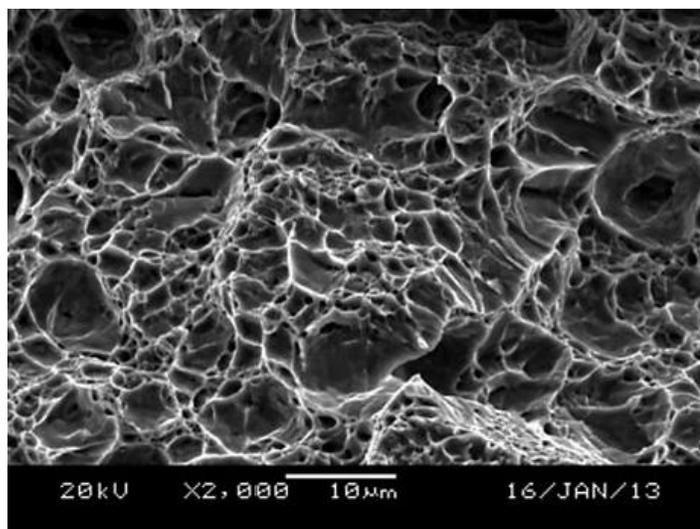


Figura 2-24: MEB, Fractura dúctil de una soldadura DP 980 obtenida mediante pruebas tensión [27].

Por otro lado, el mecanismo de ablandamiento de la ZAC en aceros de alta resistencia como los aceros DP depende del contenido de martensita del metal

base. Xia et al [43] determinaron el cambio microestructural en el cordón de soldadura mediante cuantificación de la fase martensítica en el metal base y comparado con la zona de ablandamiento.

2.10.1 Cuantificación de fases

Todo ciclo térmico en los procesos de soldadura en aceros conlleva un cambio y/o un refinamiento microestructural; y de propiedades mecánicas como las que se describieron en la sección 2.10. Como consecuencia de este comportamiento es importante analizar la relación que existe entre las características microestructurales y las propiedades mecánicas. Para evidenciar esta relación se utiliza la técnica de cuantificación de fases con la finalidad de asegurar una microestructura cuyos microconstituyentes se encuentren homogéneamente distribuidos.

La producción de imágenes a escala microscópica ayuda a identificar, cuantificar y analizar los diversos materiales utilizados en la industria. La microscopía óptica y la microscopía electrónica de barrido son las técnicas ampliamente utilizadas para la cuantificación de fases en los aceros. Por otro lado, la Sociedad americana para pruebas y materiales “ASTM” por sus siglas en inglés proporciona el procedimiento estándar para cuantificación de fases mediante las técnicas mencionadas [46], ya que la obtención de las imágenes o campos pueden ser analizados de forma manual o automática. La cuantificación de fases para las imágenes obtenidas se realizará mediante análisis de imágenes, los cuales permiten observar el contraste de las fases y los límites de grano que se revelaron posterior a la preparación y ataque químico del material en estudio. Posterior a esto, la evaluación estadística de los datos de la cuantificación se basa en la variabilidad campo a campo de las mediciones. A continuación se describe el análisis estadístico para la cuantificación de fases según la norma ASTM E 1245 - 03 [46].

La tabla 2-3 muestra en resumen del número de campos que se cuantificarán para una precisión del 95 %. El valor estimado del porcentaje de fases (Pp) para

cada imagen se obtendrá mediante análisis de imágenes. El promedio del porcentaje de fases (\overline{Pp}), del total de imágenes analizadas se calcula mediante la ecuación [Ec. 5], donde n es el número de imágenes analizadas. La desviación estándar estimada (s) se obtiene con la ecuación [Ec. 6].

$$\overline{Pp} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Pp(i) \quad [\text{Ec. 5}]$$

$$s = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [Pp(i) - \overline{Pp}]^2 \right]^{1/2} \quad [\text{Ec. 6}]$$

El intervalo de confianza del 95%, (*IC del 95%*), se calcula para el total de campos analizados mediante la ecuación [Ec. 7], donde (t) se obtiene de la tabla 2-3 dependiendo del número de campos (n).

$$IC\ 95\% = t * \frac{s}{\sqrt{n}} \quad [\text{Ec. 7}]$$

Tabla 2-3 : Valores para estimar el intervalo de confianza en función al número de campos ASTM E1245 – 03 (2016).

Multiplicadores de intervalo de confianza del 95%	
n (# Campos)	t
5	2.776
10	2.262
20	2.093
30	2.045

La estimación del porcentaje en volumen de fases (Vv) se obtiene mediante la ecuación [Ec. 8]. La precisión relativa (%RA) asociada con la estimación del porcentaje en volumen se calcula mediante la ecuación [Ec. 9].

$$Vv = \overline{Pp} \pm CI 95\% \quad [\text{Ec. 8}]$$

$$\%RA = \frac{CI 95\%}{\overline{Pp}} \times 100 \quad [\text{Ec. 9}]$$

CAPÍTULO 3 METODOLOGÍA

3.1 Metodología del trabajo para el desarrollo de la investigación

El trabajo de investigación se desarrolló en varias etapas, las cuales se plantearon con el objetivo de cumplir con los aspectos específicos del proyecto.

En la primera etapa se abarcaron los temas teóricos y la revisión bibliográfica de los temas relacionados con el proceso y procesamiento láser. En la segunda etapa se estableció un procedimiento experimental para dar sustento a la parte teórica de la primera etapa y como fundamento para las etapas posteriores. En la tercera etapa se analizaron los efectos del calor de entrada sobre la microestructura y las propiedades mecánicas según los parámetros establecidos en la primera y segunda etapa. Para llevar a cabo la caracterización microestructural del acero AISI/SAE 1018 se utilizaron técnicas como microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Además, se analizó un estudio para determinar el porcentaje de fase austenítica transformada en relación con el porcentaje de ferrita mediante cuantificación de fases y análisis térmico convencional. Las propiedades mecánicas se evaluaron mediante

perfiles de dureza Vickers, ensayos de tensión y de impacto mediante la prueba Charpy.

Los resultados obtenidos de la experimentación en cada etapa, permitirá establecer el efecto del calor de entrada de la soldadura láser en aceros AISI/SAE 1018 de 8 mm y 16 mm de espesor sobre las transformaciones de fase presentes durante el proceso y las propiedades mecánicas. La figura 3-1 muestra el diagrama de flujo correspondiente a cada etapa experimental.

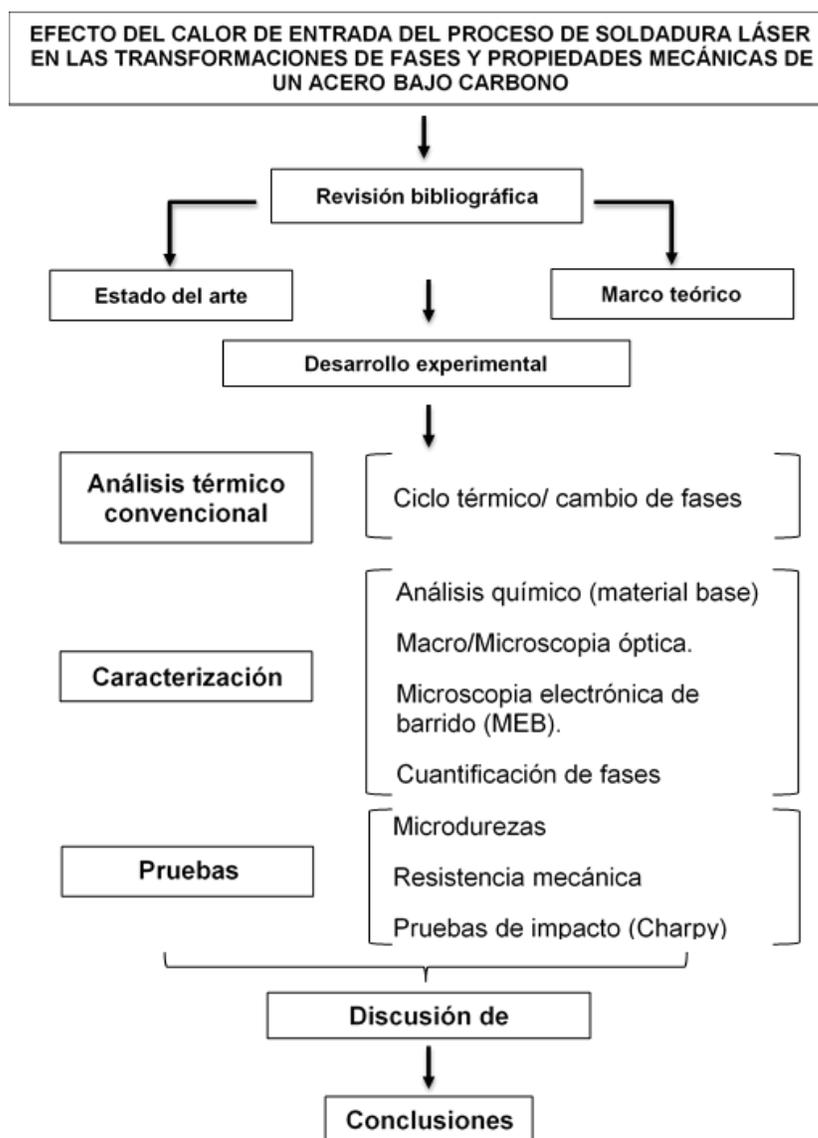


Figura 3-1: Diagrama de flujo de las etapas experimentales del presente estudio.

CAPÍTULO 4 DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 Materiales y equipos de soldadura

Se utilizaron placas de acero AISI/SAE 1018 de 100 x 50 x 8 mm y 100 x 50 x 16 mm como se muestran en la figura 4-1. Las uniones se realizaron con un láser de disco marca TRUMPF de 10 kW. La figura 4-2 muestra el diseño de la junta a tope sin abertura de raíz.

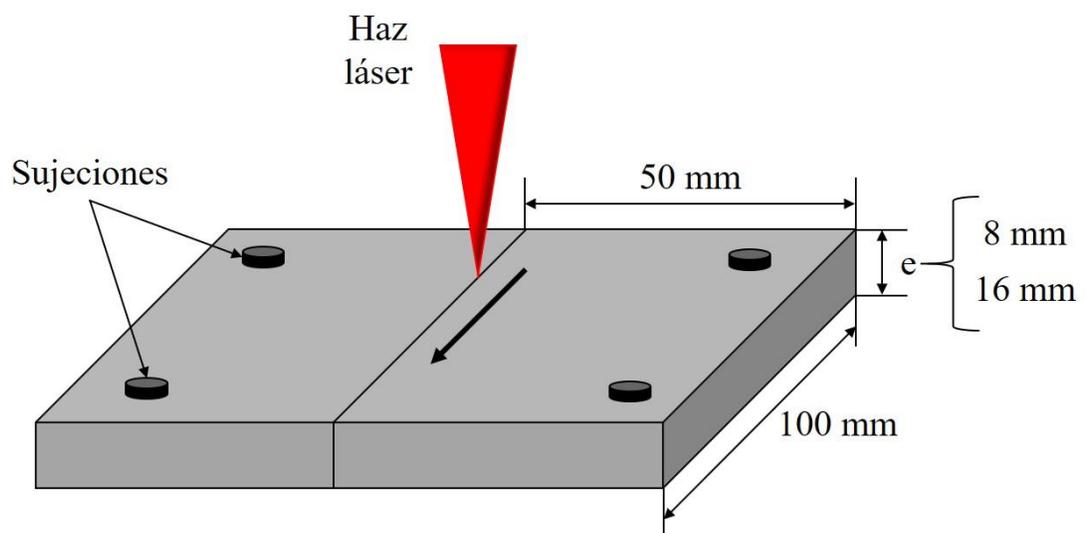


Figura 4-1: Representación esquemática de las dimensiones de las placas.

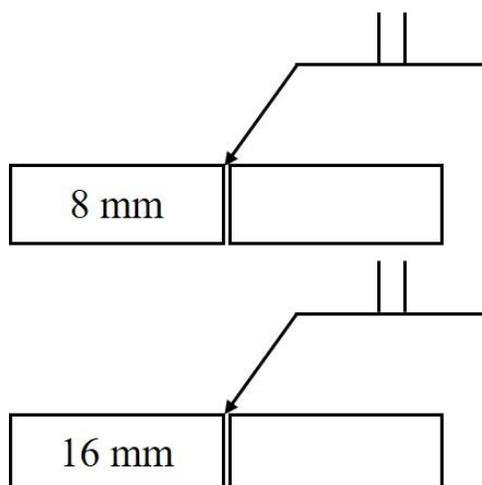


Figura 4-2: Diseño de la junta a tope sin abertura de raíz [47].

4.1.1 Procedimiento de soldadura

Los cordones de soldadura se realizaron utilizando el equipo láser de marca TRUMPF, con una potencia de la fuente láser de 1 a 16 kW con calidad del haz de $\geq 2 \text{ mm} \cdot \text{m} \cdot \text{rad}$. Los parámetros de soldadura utilizados se muestran en la tabla 4-1. Las caras de contacto de la unión a tope fueron rectificadas para evitar separaciones. Los cupones se colocaron en posición plana (1G) y se sujetaron mediante mordazas. La profundidad de enfoque para todos los cupones fue de 0 mm.

Tabla 4-1: Diseño experimental para corridas con placas de acero AISI/SAE 1018

Espesor (mm)	No.	Potencia (kW)	Velocidad de avance (mm/s)	Calor de entrada (J/mm)
8	1	7	10	700
	2	9.5	10	950
	3	7	15	466
	4	9.5	15	633
16	5	9.2	8	1150
	6	10	10	1000

4.2 Análisis térmico convencional y transformaciones de fase

Se realizó un análisis térmico convencional para determinar el cambio de fase en el acero AISI/SAE 1018 tanto para 8 mm y 16 mm de espesor. Para la

adquisición de datos se utilizó un termopar tipo K de calibre 30, con recubrimiento de teflón. El termopar fue conectado a una tarjeta de adquisición de datos marca National Instruments modelo Ni 9213 con un módulo de entrada de 16 canales, con una capacidad de 75 datos por segundo, ± 78 mV, con una resolución de 16 Bits. Los termopares se prepararon de forma convencional utilizando un termopar para medición y otro para referencia, el error de medición fue del $\pm 2\%$. Se emplearon dos probetas de 100 mm x 25 mm x 8 mm y 100 mm x 25 mm x 16 mm. Se utilizó un horno marca Gallur 1200C para llevar a cabo un tratamiento térmico tipo envejecido dejando enfriar la muestra fuera del horno por convección natural. La figura 4-3 muestra el esquema de conexión del termopar a la probeta y al sistema de adquisición de datos por sus siglas "S.A.D".

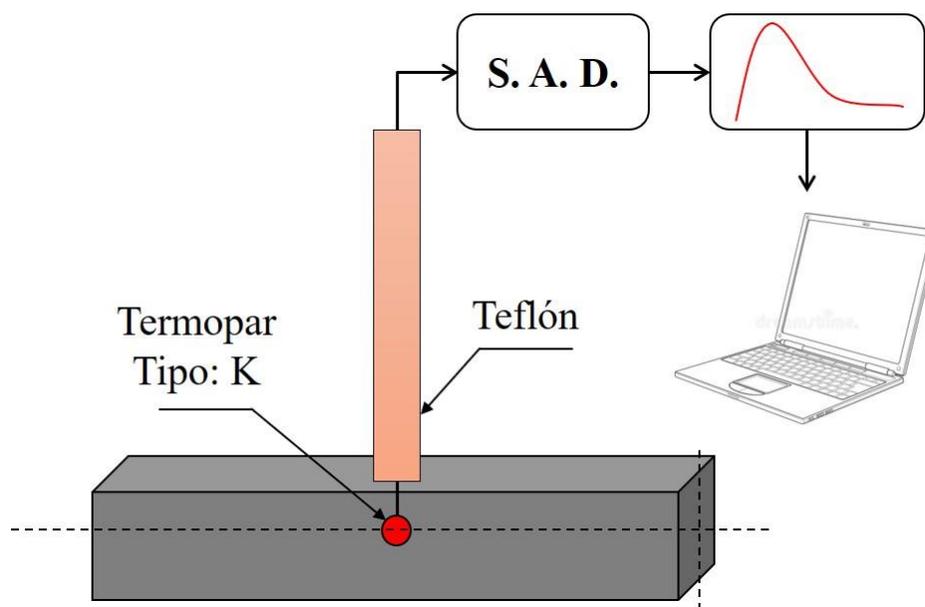


Figura 4-3: Esquema de conexión para el análisis térmico convencional.

Primero se calentó el horno de tratamiento térmico hasta una temperatura de austenización a 900 °C, luego se introdujeron los especímenes con el termopar sujeto, se mantuvieron hasta que el espécimen alcanzó una temperatura de 900 °C. El ciclo de calentamiento duró 600 s para el espécimen de 16 mm y 400 s para el espécimen de 8 mm, posteriormente, se procedió a retirar los especímenes del horno y estos se enfriaron a temperatura ambiente por convección natural hasta que la temperatura disminuyó hasta 100 °C. El ciclo de

enfriamiento duró 1000 s para el espécimen de 16 mm y 650 s para el espécimen de 8 mm como se muestra en la figura 4-4.

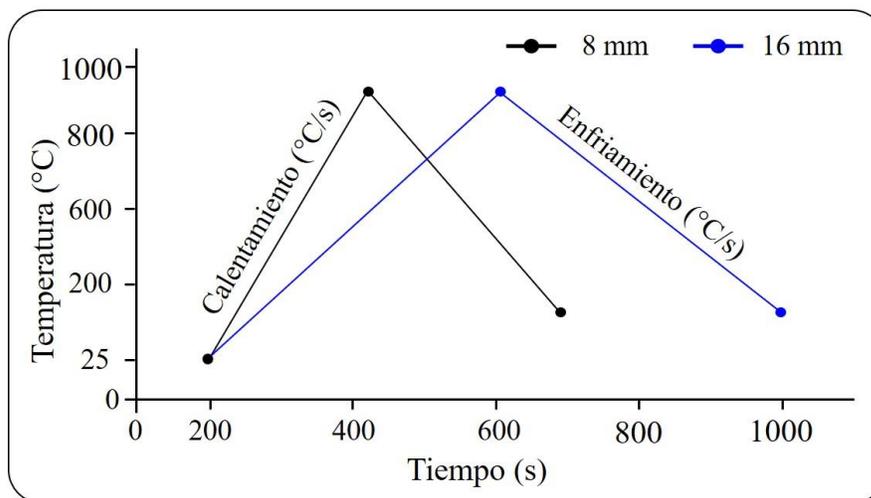


Figura 4-4: Ciclo térmico experimental. Curva de transformación sin tiempo de permanencia.

4.3 Caracterización microestructural

En esta sección se describen las pruebas que fueron realizadas para la caracterización del metal base y el cordón de soldadura, cuantificación de fases y pruebas mecánicas. Las uniones de soldadura láser fueron analizadas en cortes transversales mediante microscopía óptica con un equipo Nikon Eclipse MA200 y microscopía electrónica de barrido con un equipo TESCAN MIRA 3. La preparación metalográfica se desarrolló conforme a la Norma ASTM E 3-11 (2017), el ataque químico está basado en el estándar ASTM E 407-07 (2015). Para las macrografías fue utilizado un estereoscopio de marca y modelo Nikon SMZ 745T.

La caracterización del MB, ZF, ZAC se llevó a cabo con muestras de corte transversal. Se utilizaron técnicas convencionales de preparación metalográfica. Se montaron en caliente con baquelita, el desbaste grueso se realizó con lijas de SiC de 120, 320, 600 y 800 granos/in lineal. El desbaste fino con pasta de diamante de 1 μm . Una vez obtenido el acabado espejo fueron atacadas con Nital

al 5% (HNO_3 al 5% vol. en alcohol) y por último fueron enjuagadas en alcohol y secadas.

Se obtuvieron fotomicrografías de la microestructura mediante el microscopio electrónico de barrido. Esta técnica permitió analizar la microestructura en las tres zonas del cordón ZF, ZAC y MB. Las imágenes fueron obtenidas por la técnica de electrones secundarios SE (15.0 kV) por sus siglas en inglés ya que esta técnica permitió visualizar la morfología de la microestructura de manera clara debido a que el número atómico de las fases es diferente.

4.3.1 Análisis químico

La composición química del acero AISI/SAE 1018 fue realizada mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica utilizando un equipo BRUKER Q8 MAGELLAN, y los elementos evaluados fueron: C, Si, Mn, Cr, Ni por ser los elementos aleantes principales. El procedimiento se realizó de acuerdo con la norma ASTM E 415. El análisis químico se realizó en el material base.

4.3.2 Cuantificación de fases

La cuantificación de fases se desarrolló de acuerdo con la Norma ASTM E1245 – 03 (2016). Con ayuda del microscopio electrónico de barrido se obtuvieron veinte imágenes por zona del cordón de soldadura, la magnificación de la imagen fue de 1500 X lo que permitió observar y diferenciar las fases presentes, el tamaño de cada fotomicrografía fue de 768 mm x 576 mm, el campo de visión fue de 139 μm , correspondiendo a 18 mm^2 analizados. Mediante el software “Image-Pro Plus 6.0” se analizaron las imágenes para obtener la fracción en área de cada fase presente como muestra la figura 4-5. El procedimiento estadístico se describió en la sección 2.10.1.

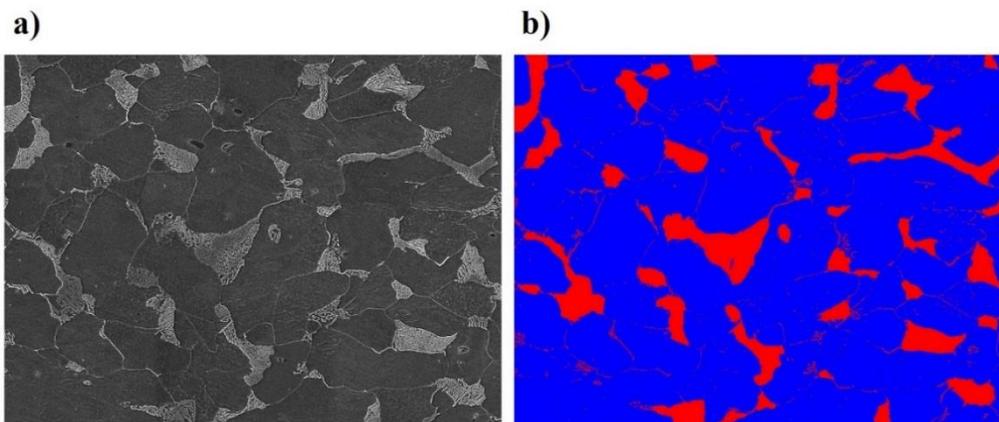


Figura 4-5: a) Fotomicrografía de MEB (1500 X) sin procesar, b) Análisis de imagen mediante delimitación de fases, en color rojo, perlita y en color azul, ferrita.

4.4 Caracterización mecánica

A continuación, se describe el desarrollo experimental utilizado para las pruebas de dureza Vickers, resistencia mecánica y resistencia al impacto (Charpy).

4.4.1 Pruebas de dureza

Se obtuvieron los perfiles de dureza de acuerdo con el estándar ASTM E384 – 17, utilizando una escala Knoop-Vickers con una carga de 500 gr, el equipo utilizado fue un durómetro de la marca Tukon 2500 Knoop-Vickers, a una separación entre cada medición de 250 μm , con un total de 45 indentaciones. Para ambos espesores las mediciones fueron realizadas en la sección transversal desde el metal base-metal base. La superficie estuvo libre de cualquier defecto que interfiriera con la prueba o de lo contrario, el pulido metalográfico inapropiado podría alterar los resultados. La figura 4-6 a) muestra las características del indentador, con un ángulo de cara de 136° con punta de diamante pulido. La figura 4-6 b) muestra una evidencia de la huella dejada por el indentador.

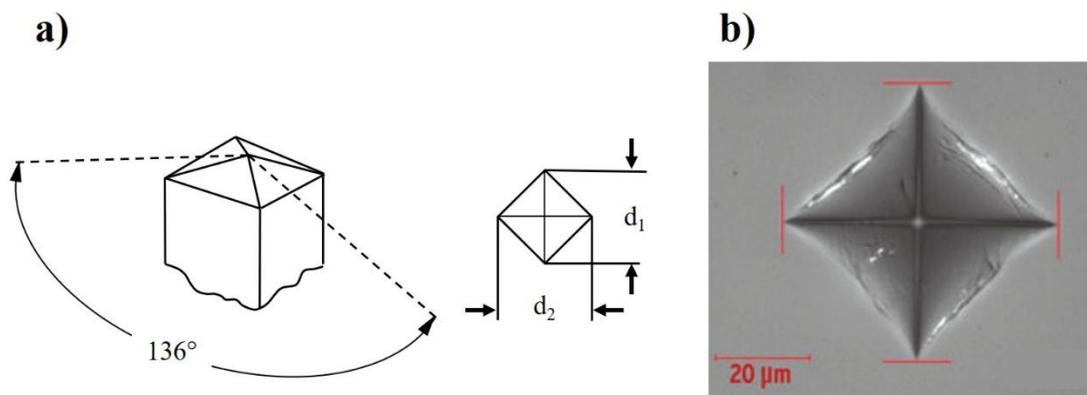


Figura 4-6: a) Características del indentador, b) Evidencia de la huella.

4.4.2 Resistencia mecánica

Los ensayos de tensión se realizaron utilizando una máquina universal de la marca Tinius-Olsen H300KU-0049, basados en la norma ASTM E8 / E8M -16^a. Se obtuvieron valores del esfuerzo último a la tensión UTS por sus siglas en inglés y carga máxima, la figura 4-7 muestra las dimensiones de la probeta estándar. Se cortaron dos especímenes por cada cupón de soldadura. Las fracturas de los especímenes se analizaron en la sección transversal con el estereoscopio Nikon SMZ 745T, la morfología de la superficie de la fractura se analizó mediante microscopía electrónica de barrido.

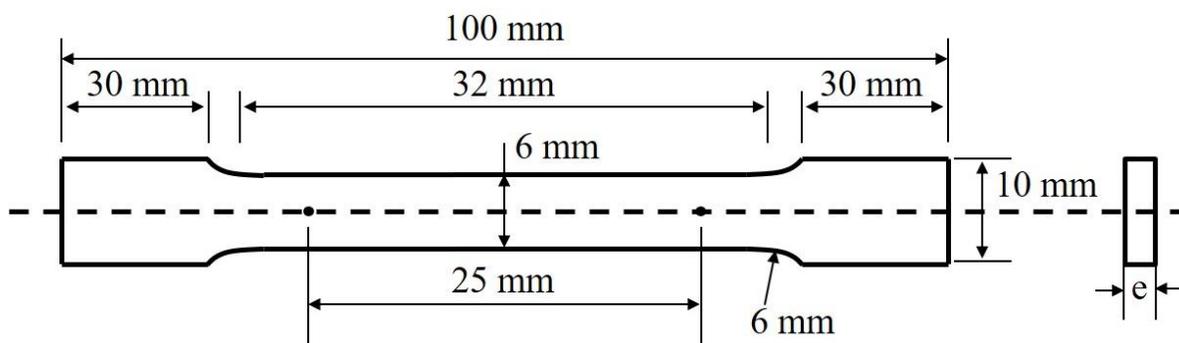


Figura 4-7: Espécimen de tensión estándar según ASTM E8.

4.4.3 Resistencia al impacto (Charpy)

La prueba de resistencia al impacto se realizó utilizando el equipo Tinius-Olsen H300KU-0049 con una energía máxima de impacto 379 Joules, de acuerdo con la norma ASTM E23 – 16b. Las dimensiones de la probeta estándar se muestran

en la figura 4-7, la geometría de la ranura fue en V con 2 mm de profundidad y la abertura de la ranura fue 45°. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente.

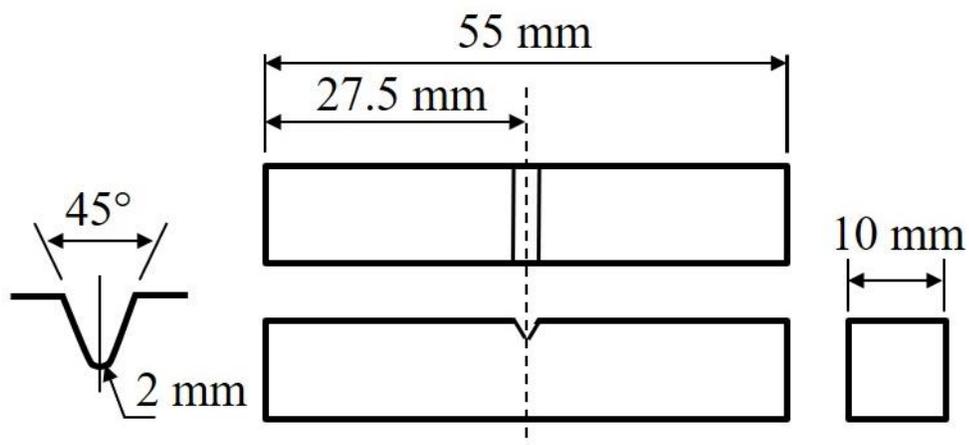


Figura 4-8: Espécimen de impacto estándar según la Norma ASTM E23.

CAPÍTULO 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Análisis térmico convencional y transformaciones de fase

La figura 5-1 muestra el ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento experimental que corresponde al acero AISI/SAE 1018 con 8 mm y 16 mm de espesor, alcanzado una temperatura de 900 °C, las mediciones de temperatura se obtuvieron mediante el ciclo experimental descrito en la sección 4.2.

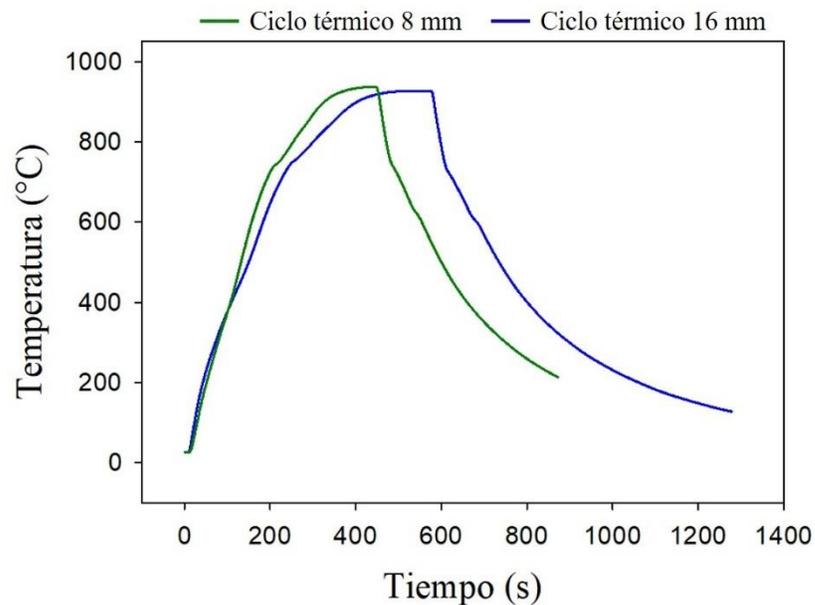


Figura 5-1: Ciclo térmico acero AISI 1018 de 8 mm y 16 mm.

Aplicando el criterio de la primera derivada al ciclo térmico de la figura 5-1, como lo definen los autores Ruíz Mondragon et. al. [48] y Gaglieri et.al. [49], se obtienen las transformaciones de fase correspondientes a las temperaturas A_1 y A_2 del diagrama Fe-Fe₃C, durante el calentamiento y enfriamiento. Las transformaciones de fase están determinadas por las desviaciones en la curva del ciclo térmico (figura 5-1), y se representan por inflexiones completamente distintas representadas en la derivada dT/dt ($^{\circ}C/s$) como se muestra en la figura 5-2 y 5-3.

La figura 5-2 a) muestra la temperatura de inicio y fin de las transformaciones de fase correspondientes a las líneas Ac_1 y Ac_3 (eutectoide) durante el calentamiento de la probeta de 8 mm. La figura 5-2 b) muestra las transformaciones de fase correspondientes a las líneas Ae_1 y Ae_3 durante el enfriamiento de la probeta de 8 mm.

Haciendo referencia al diagrama de fase Fe-Fe₃C, la transformación de perlita (P) en austenita (γ) por la reacción eutectoide, línea Ac_1 sucede a 750 $^{\circ}C$. A medida que se calienta a una temperatura constante, el segundo cambio de fase correspondiente a la línea Ac_3 ocurre a 840 $^{\circ}C$, donde la ferrita (F) y perlita (P) restante se transforman completamente en austenita (γ). La figura 5-2 b) muestra las transformaciones de fase correspondientes al ciclo de enfriamiento, se observa que los cambios ocurren a menor temperatura que el ciclo de calentamiento como se muestra en la figura 5-2 b). Esto se debe al proceso de nucleación y crecimiento de grano según Xia Jie et al. [15].

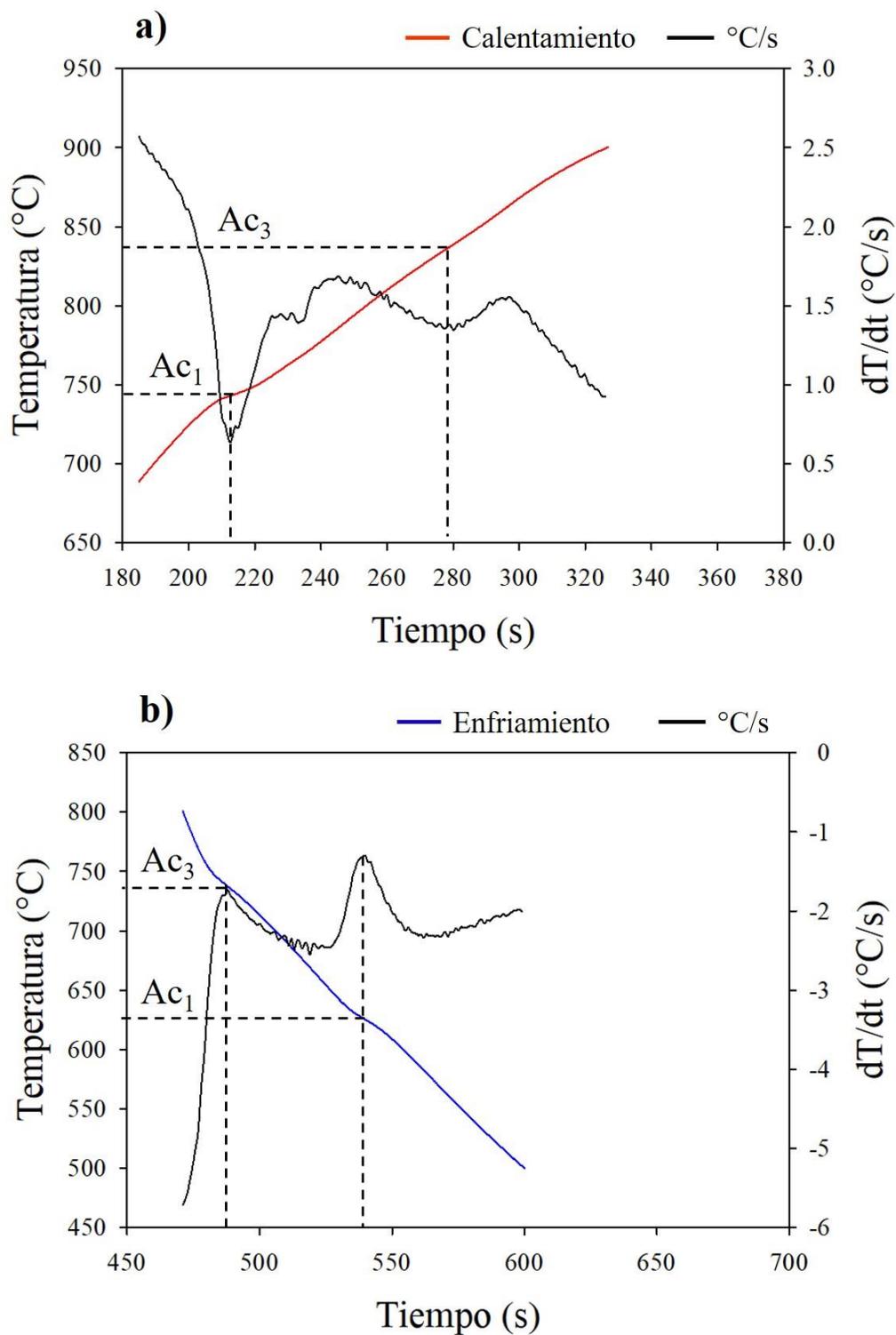
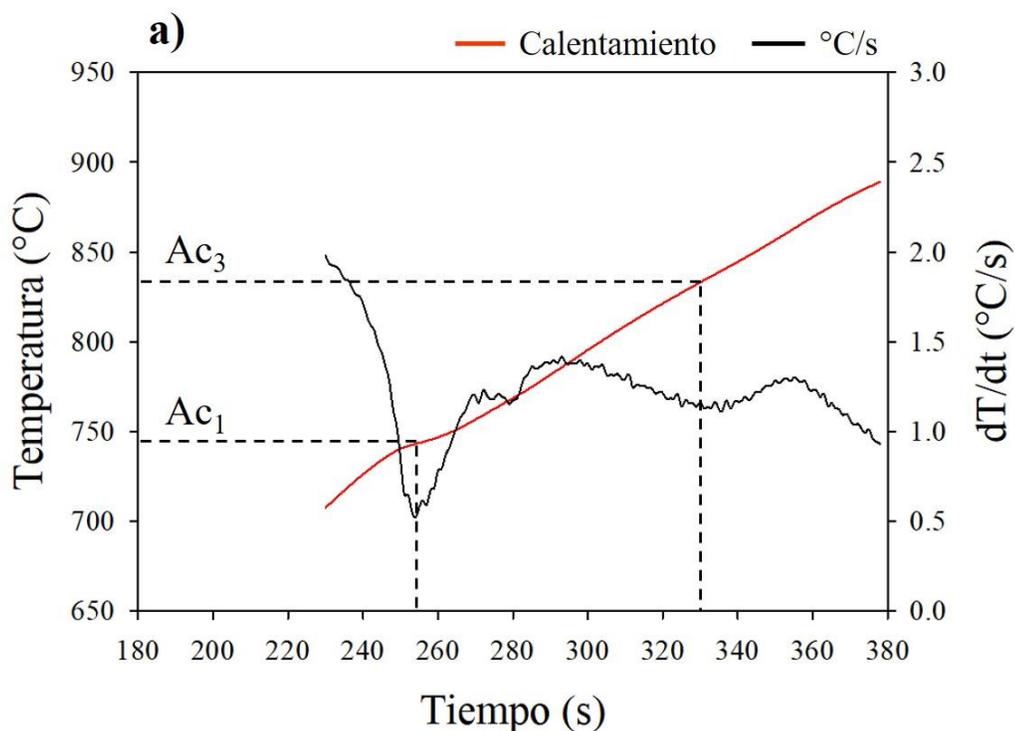


Figura 5-2: a) Transformación de fase en calentamiento, b) Transformación de fase en enfriamiento (8 mm).

La figura 5-3 a) muestra la temperatura de inicio y fin de las transformaciones de fase correspondientes a las líneas Ac_1 y Ac_3 (eutectoide) durante el calentamiento de la probeta de 16 mm. La figura 5-3 b) muestra las transformaciones de fase correspondientes a las líneas Ae_1 y Ae_3 durante el enfriamiento de la probeta de 16 mm.

De igual manera se aplica el criterio de la primera derivada y se obtienen las transformaciones de fase correspondientes al ciclo de calentamiento y enfriamiento. A pesar del espesor de la probeta analizada (16 mm), las transformaciones de fase se presentan a la misma temperatura ($Ac_1 \rightarrow 750\text{ °C}$) y ($Ac_3 \rightarrow 840\text{ °C}$), como se puede ver en la figura 5-3 a) y Figura 5-3 b).



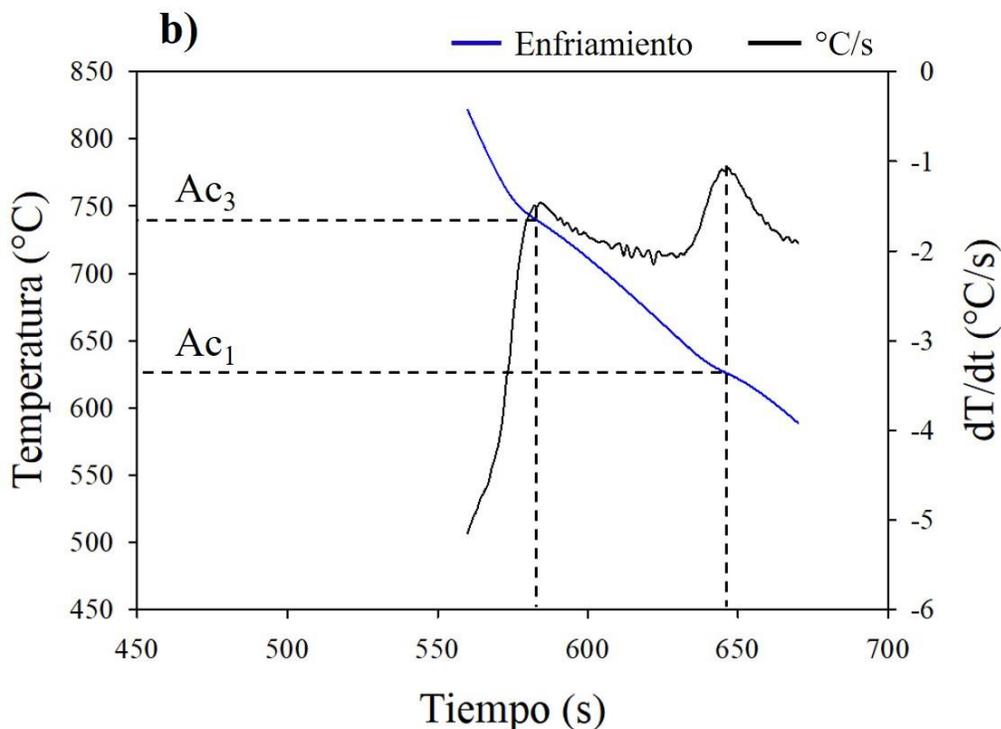


Figura 5-3: a) Transformación de fases en calentamiento, b) Transformación de fase en enfriamiento.

5.2 Caracterización microestructural de las uniones soldadas de acero SAE / AISI 1018

5.2.1 Caracterización del metal base

La composición química del metal base fue realizada mediante espectrometría de emisión óptica se muestra en la tabla 5-1. El acero AISI/SAE 1018 se caracteriza por ser un acero de bajo contenido de carbono, siendo el manganeso (Mn), silicio (Si) y cobre (Cu) sus principales elementos de aleación [31].

Tabla 5-1: Composición química (% en peso).

Composición Química (% en peso)							
AISI 1018	C	Mn	Si	Ni	Cu	Cr	Fe
16 mm	0.16	0.806	0.109	0.023	0.041	0.028	Bal.
8 mm	0.15	0.807	0.143	0.127	0.011	0.108	Bal.

La figura 5-4 muestra la microestructura observada mediante microscopio óptico del metal base (AISI/SAE 1018) donde se observa una matriz ferrítica (F) como primera fase y además presenta granos de perlita (P) como fase secundaria. La microestructura observada coincide con los estudios realizados por Carrizalez Vázquez et al. [50].

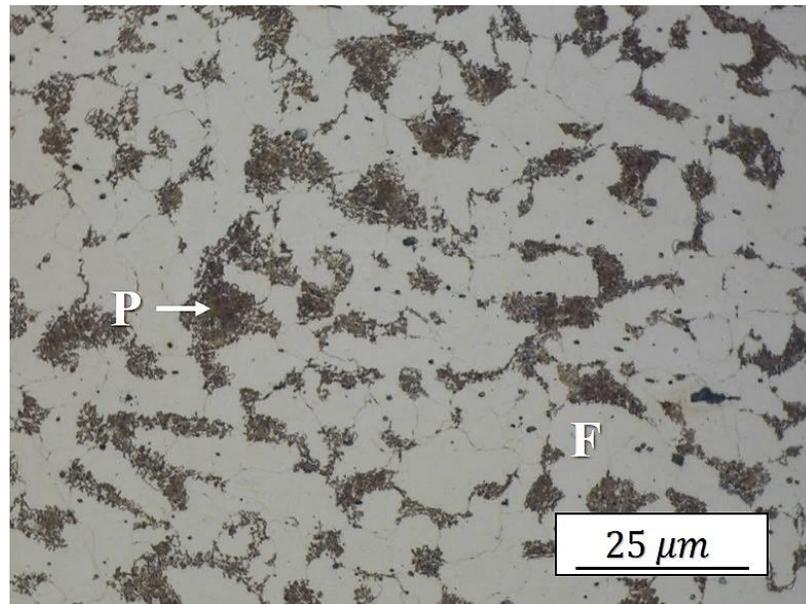


Figura 5-4: Micrografía del metal base; perlita (P) y ferrita (F).

5.2.2 Caracterización microestructural del cordón de soldadura

La figura 5-5 muestra las macrográficas de la sección transversal de la soldadura láser con 16 mm de espesor. El calor de entrada se calculó según la ecuación [Ec. 1] descrita en la sección 2.9.2, donde la figura 5-5 a) corresponde a la probeta con un calor de entrada de 1000 J/mm con una potencia de 10 KW a una velocidad de avance de 10 mm/s y la figura 5-5 b) corresponde a la probeta con un calor de entrada de 1150 J/mm con una potencia de 9.2 KW a una velocidad de avance de 8 mm/s.

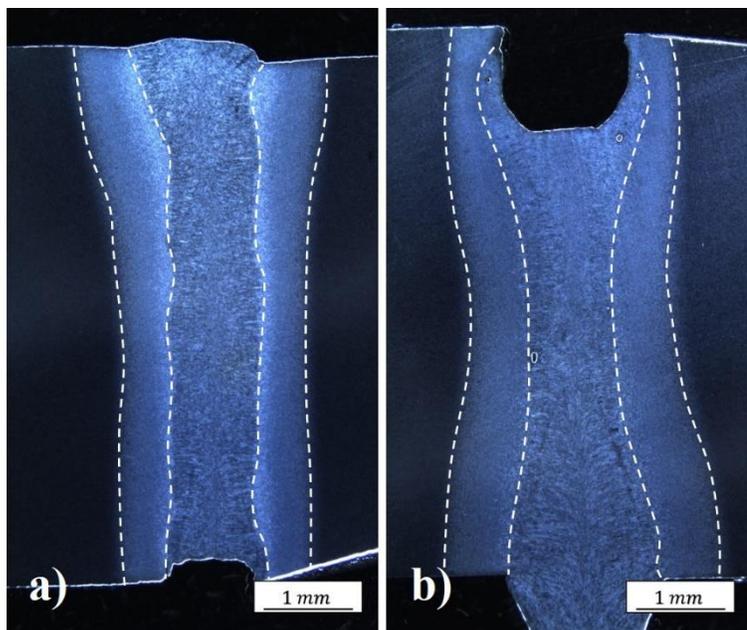


Figura 5-5: Sección transversal de 16 mm de espesor a) 1000 J/mm; b) 1150 J/mm.

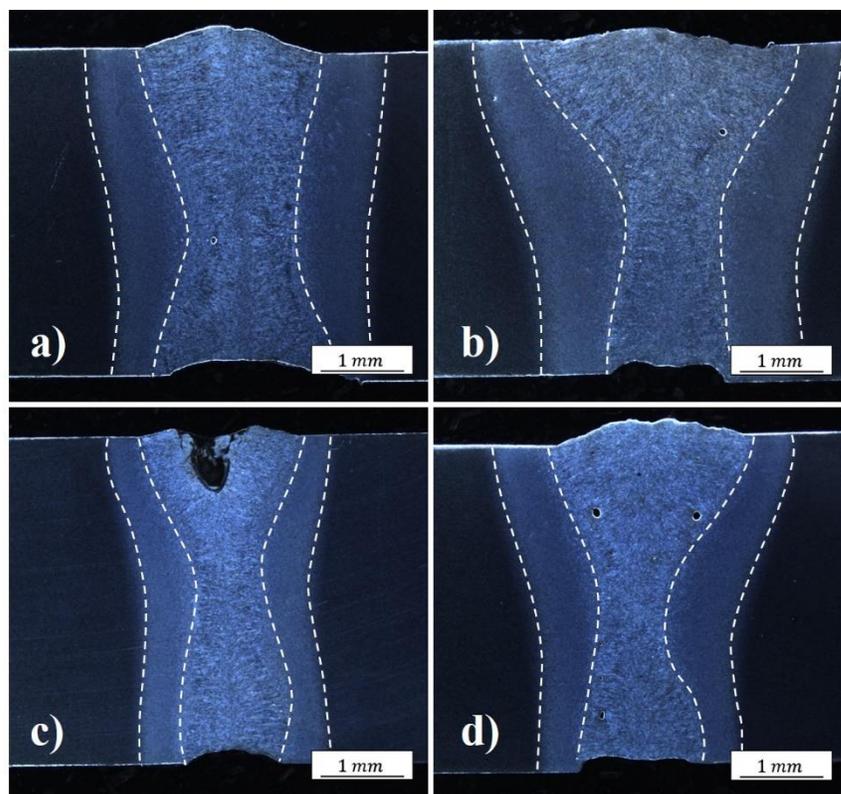


Figura 5-6: Sección transversal de 8 mm de espesor a) 700 J/mm; b) 950 J/mm; c) 466 J/mm; d) 633 J/mm.

La figura 5-6 muestra la sección transversal de la soldadura láser de 8 mm de espesor, donde la figura 5-6 a) corresponde a la probeta con un calor de entrada de 700 J/mm con una potencia de 7 KW a una velocidad de avance de 10 mm/s, figura 5-6 b) 950 J/mm con una potencia de 9.5 KW a una velocidad de avance de 10 mm/s, figura 5-6 c) 466 J/mm con una potencia de 7 KW a una velocidad de avance de 15 mm/s, figura 5-6 d) 633 J/mm con una potencia de 9.5 KW a una velocidad de avance de 15 mm/s.

La figura 5-7 muestra la evolución microestructura del acero AISI/SAE 1018 (16 mm) soldado mediante el proceso láser. La figura 5-7 a) corresponde al metal base y muestra una matriz ferrítica (F) / perlita (P) descrita anteriormente. La zona afectada por el calor se puede dividir en dos regiones: la figura 5-7 b) refinación de la perlita y la figura 5-7 c) refinación de grano de la ZAC. La figura 5-7 d) corresponde a la zona de fusión.

La figura 5-7 b) corresponde a la zona de refinación de la perlita donde se pueden observar los granos de perlita finos que están dispersos en la matriz de ferrita, correspondiendo a la transformación parcial de la perlita en austenita por encima de la línea Ac_1 (750 °C) y por debajo de la línea Ac_3 (840 °C).

La figura 5-7 c) corresponde a la refinación del grano de la ZAC, en esta región de la ZAC se somete a una temperatura por encima de la temperatura Ac_3 , lo que permite que los granos de ferrita se transformen completamente en austenita. Durante el enfriamiento de esta región los granos de austenita se descomponen en ferrita widmanstätten (FW) y ferrita alotriomórfica (FAL) la cual se forma en el límite del grano austenítico. Estos resultados coinciden con Kubiak et al. [16] y Sun Q et al. [58].

En la figura 5-7 d), se observa la microestructura de la zona de fusión donde se puede observar mayormente ferrita widmanstätten debido al enfriamiento rápido como lo reportó Alves et al. [51].

El aumento de la temperatura fuera de la zona de fusión da como resultado transformaciones metalúrgicas, dependiendo de la temperatura local máxima

alcanzada y el diagrama de fases. La temperatura máxima depende de la distancia desde la línea central de la soldadura, es decir, mientras más alejado se encuentre de la zona de fusión, la máxima temperatura está entre 740 °C y 780 °C según los resultados del análisis térmico reportados en la sección 5.1, correspondiendo a la transformación de fase de perlita a austenita (línea Ac₁), dando como resultado la microestructura presentada en la figura 5-7 b), estos resultados coinciden con lo mostrado por Carrizalez Vázquez et al. [57].

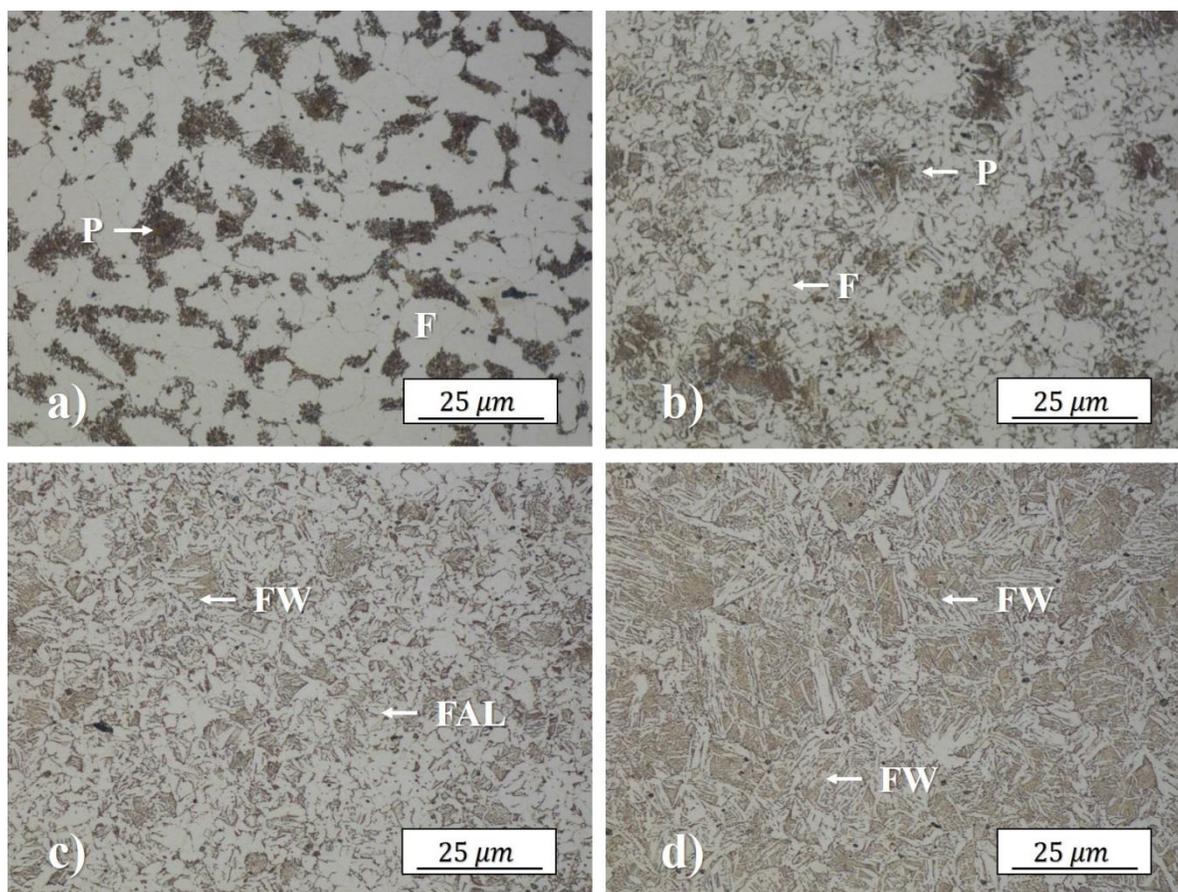


Figura 5-7: Evolución de la microestructura acero AISI 1018 a) metal base; b) y c) Zona afectado por el calor 1 y 2; d) Zona de fusión.

La figura 5-8 muestra la distancia de la zona de transformación parcial dentro del cordón de soldadura para la probeta de 8 mm correspondiente a 2.01 mm de distancia y la figura 5-9 muestra distancia transversal de la zona de transformación parcial dentro del cordón de soldadura para la probeta de 16 mm corresponde a 1.70 mm.

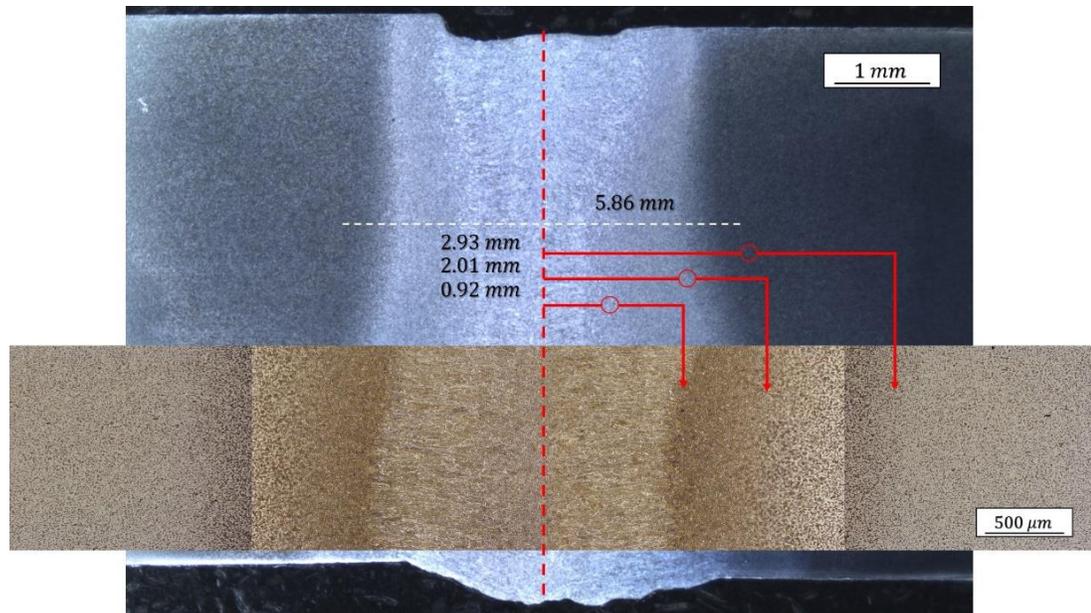


Figura 5-8: Ubicación de la zona de transformación parcial de la perlita; probeta 8 mm.

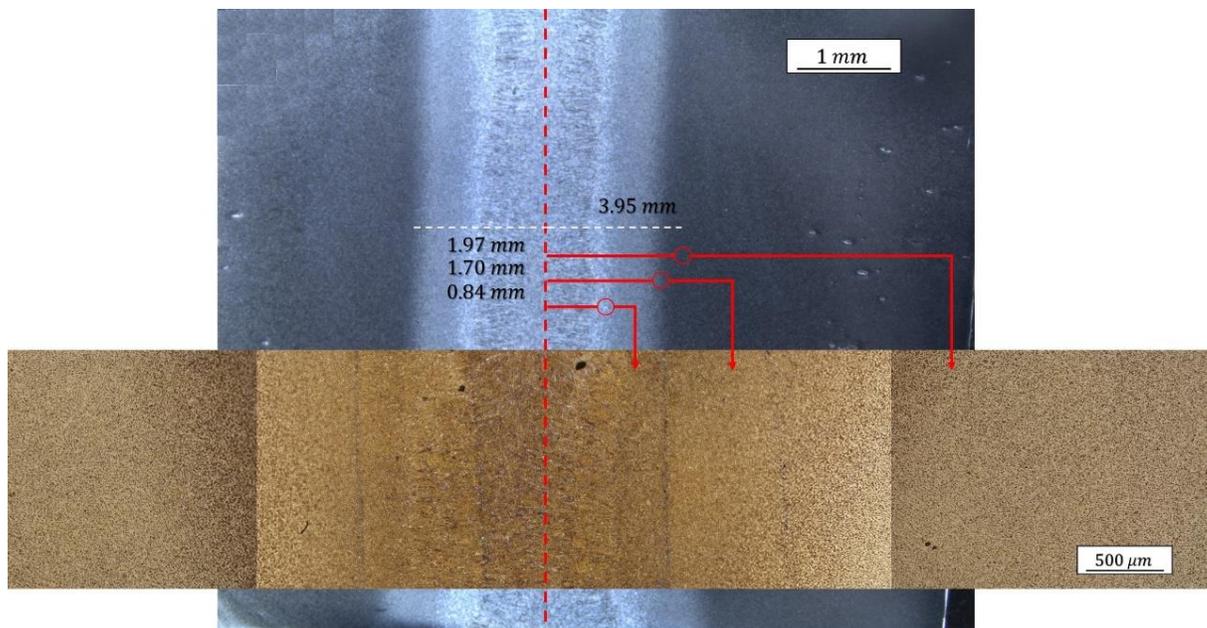


Figura 5-9: Ubicación de la zona de transformación parcial de la perlita probeta 16mm.

5.3 Efecto del calor de entrada en la geometría de las uniones soldadas

La figura 5-10 presenta las geometrías de las uniones soldadas con diferentes valores de calor de entrada utilizando probetas de 8 mm de espesor. Se seleccionaron tres ubicaciones en la sección transversal de las muestras:

superior, centro e inferior. La tabla 5-2 muestra las mediciones del ancho de la zona de fusión y de la zona afectada por el calor.

Tabla 5-2: Ancho del cordón de soldadura a diferente entrada de calor (8 mm).

Calor de entrada (J/mm)	Espesor (mm)	Posición	Z F (mm)	Z A C (mm)
700	8	Superior	5.9201	10.1510
		Centro	4.0511	9.5911
		Inferior	3.8454	8.6879
950	8	Superior	7.5030	12.6809
		Centro	3.1613	10.7313
		Inferior	3.6531	8.9920
466	8	Superior	4.4355	7.4762
		Centro	2.3430	6.0811
		Inferior	3.1389	6.3091
633	8	Superior	6.3851	10.2663
		Centro	2.4539	7.5030
		Inferior	3.9974	6.6758

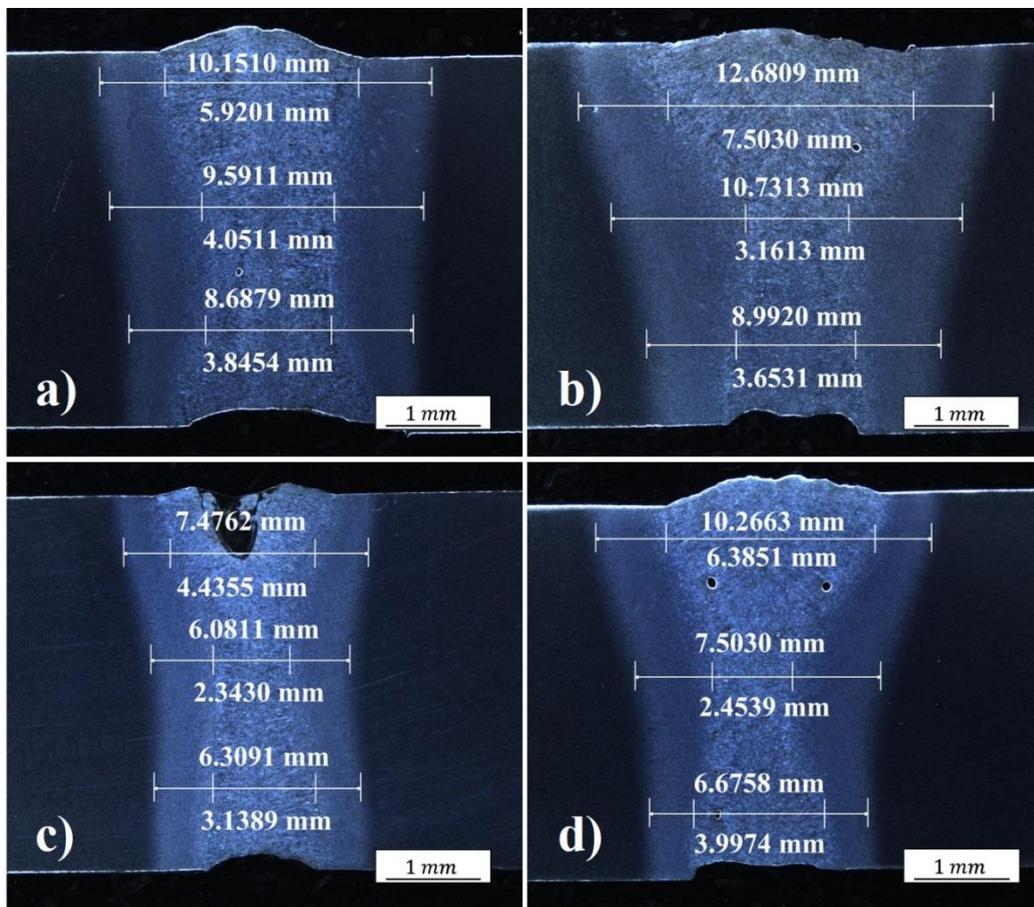


Figura 5-10: Macrografías de los cupones de 8 mm con diferentes valores de calor de entrada: a) 700 J/mm; b) 950 J/mm; c) 466 J/mm; d) 633 J/mm.

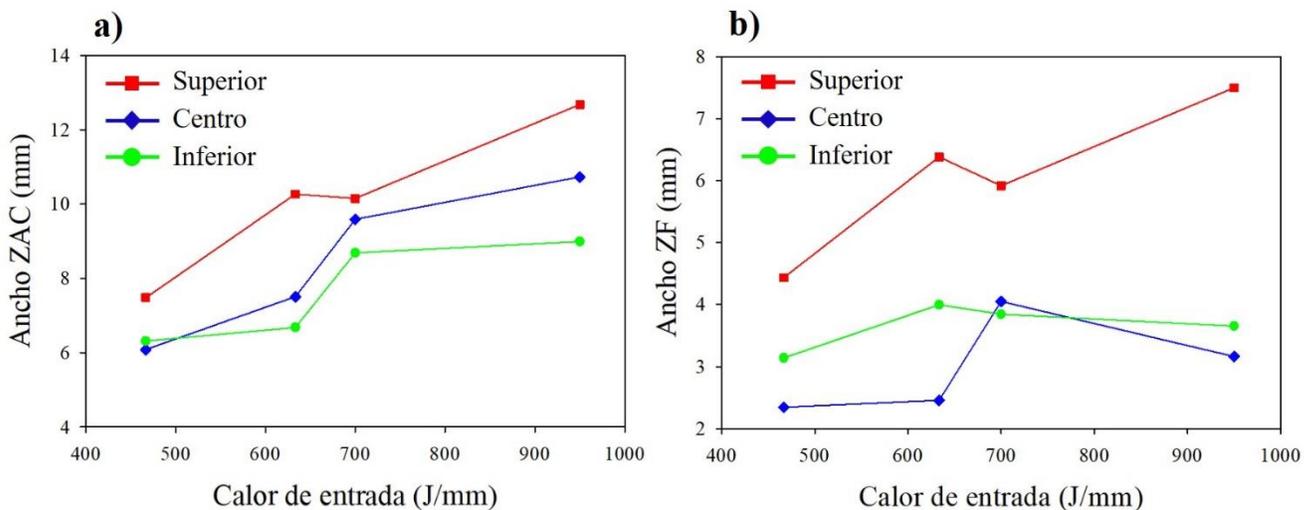


Figura 5-11: Efecto del calor de entrada en 8 mm de espesor.: a) ZAC, b) ZF.

La figura 5-11 ilustra la evolución del ancho del cordón de soldadura en las diferentes ubicaciones. En la tabla 5-2 y la figura 5-11 se observa que, a mayor calor de entrada, el ancho de la zona de fusión y la zona afectada por el calor se incrementó. La formación del Keyhole y el incremento del calor de entrada genera cambios en la geometría del cordón de soldadura volviéndolo alargado y ancho en la superficie superior como en la inferior. Al aumentar el calor de entrada pasa de una zona de fusión casi paralela a una forma de “copa de vino”, debido a la formación del keyhole y la tensión superficial del metal fundido [52], otros investigadores que presentan resultados similares [53], [54] confirman que la ZF y la ZAC incrementan su ancho al aumentar el calor de entrada.

La mayor velocidad de avance ($10 \text{ mm/s} \rightarrow 15 \text{ mm/s}$) provocó la reducción de la zona de fusión del metal base adyacente, de modo que se modifica la geometría de la zona de fusión. Investigaciones como la de Sun Qian et al. [55], presentan que la zona de fusión se reduce con un calor de entrada menor.

La figura 5-12 presenta las geometrías de las uniones soldadas con diferentes entradas de calor de las probetas de 16 mm de espesor. Se seleccionaron tres ubicaciones en la sección transversal de las muestras: superior, centro e inferior, la tabla 5-3 muestra las mediciones del ancho de la zona de fusión y de la zona afectada por el calor.

Tabla 5-3: Ancho del cordón de soldadura a diferente entrada de calor (16 mm).

Calor de entrada (J/mm)	Espesor (mm)	Posición	Z F (mm)	Z A C (mm)
1000	16	Superior	2.7901	6.9038
		Centro	2.6694	5.5669
		Inferior	2.3967	5.6340
1150	16	Superior	2.9019	6.6177
		Centro	2.5263	5.9246
		Inferior	2.8930	7.3107

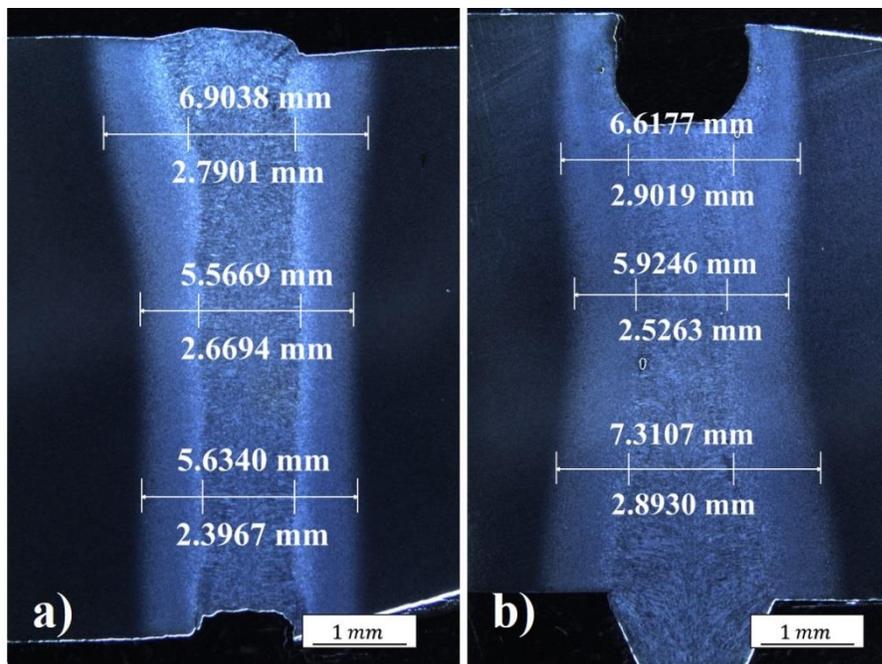


Figura 5-12: Macrografías de los cupones de 16 mm con diferentes entradas de calor: a) 1000 J/mm; b) 1150 J/mm.

La figura 5-13 ilustra la evolución del ancho del cordón de soldadura en las diferentes ubicaciones. En la tabla 5-3 y la figura 5-13 se observa que con mayor calor de entrada el ancho de la zona de fusión y la zona afectada por el calor se incrementó. Se observa penetración excesiva en la figura 5-14 b) de la zona de fusión, ya que el metal base se mantiene más tiempo en estado líquido y el calor de entrada es mayor.

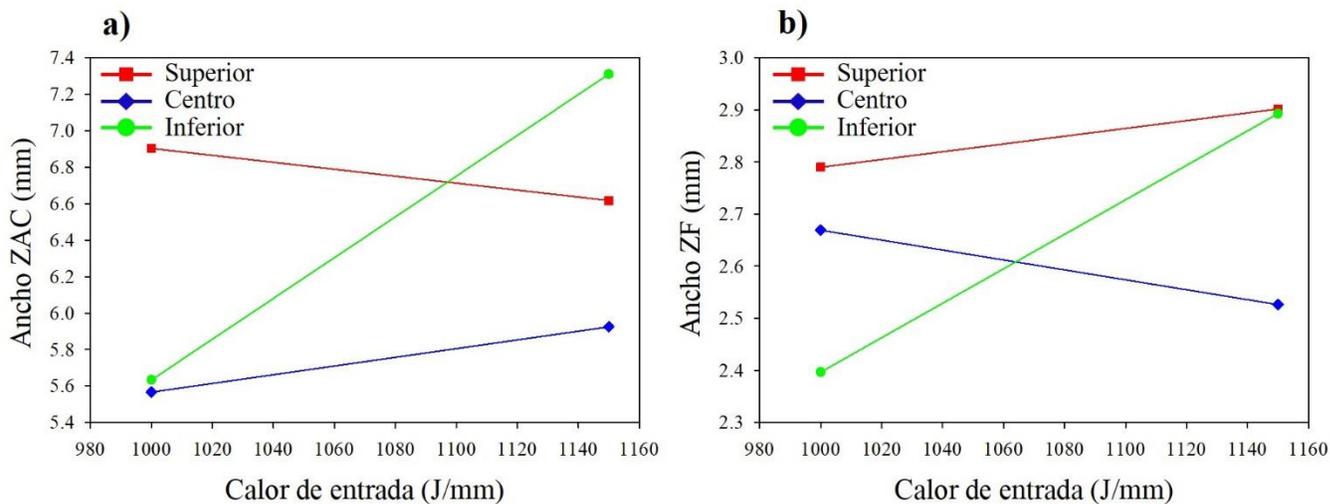


Figura 5-13: Efecto del calor de entrada en 16 mm de espesor: a) ZAC b) ZF.

5.4 Efecto del calor de entrada sobre la microestructura de las uniones soldadas

El calor de entrada del proceso de soldadura láser, la distribución térmica resultante, junto con el espesor del metal base, controlan la velocidad de enfriamiento de la zona de fusión y la extensión de la zona afectada por el calor del cordón de soldadura. Investigaciones realizadas por Alipooramirabad et al. [7], Alves et al. [8] y Esfahani et al [57] describen que la velocidad de enfriamiento experimentada por la soldadura láser controla la microestructura y las propiedades mecánicas de la unión, donde se presentan pérdidas de resistencia mecánica (zona de ablandamiento) y de dureza.

5.4.1 Ablandamiento de la zona afectada por el calor

A continuación, se describe el ablandamiento de la zona afectada por el calor y el efecto que causa el calor de entrada en las uniones realizadas mediante el proceso láser. La figura 5-14 muestra la evolución microestructural del acero AISI/SAE 1018 de 8 mm de espesor. La figura 5-15 muestra la evolución microestructura del acero AISI/SAE 1018 de 16 mm de espesor. La figura 5-14 y la figura 5-15 se obtuvieron mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido. Estas micrografías ayudaron a observar de mejor manera la zona de transformación parcial de los granos de perlita y observar la zona de ablandamiento correspondiente a las figuras 5-14 b) y la figura 5-15 b).

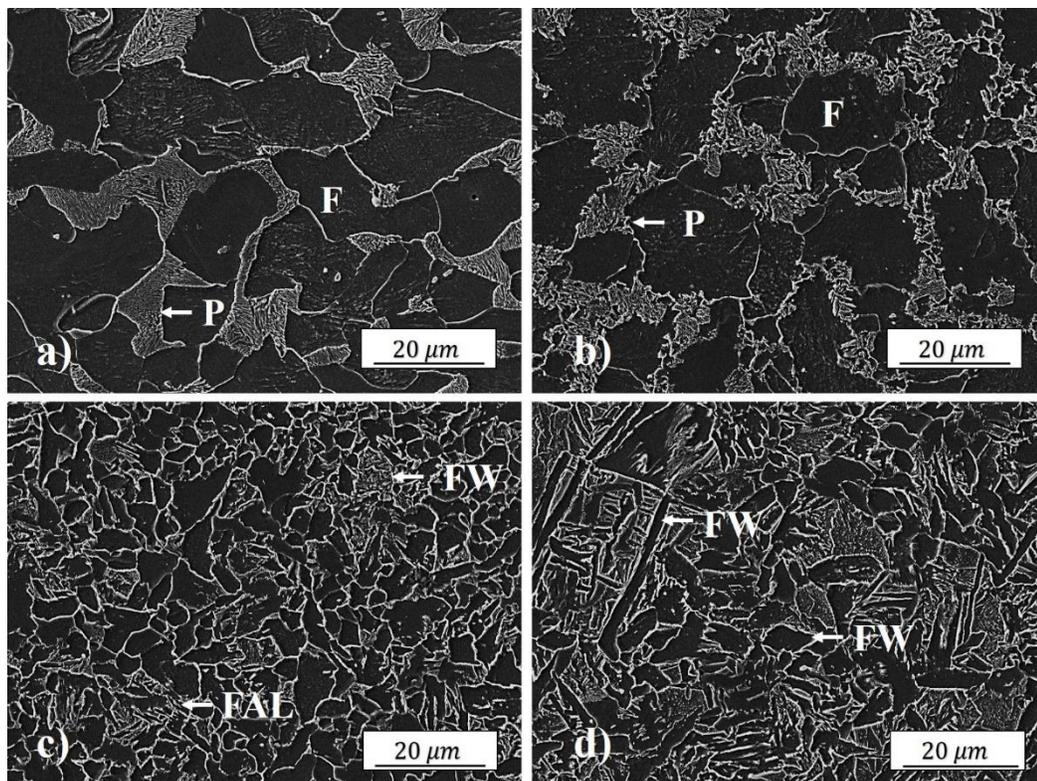


Figura 5-14: MEB Evolución microestructural 8 mm. a) MB, b) ZAC-1, c) ZAC-2, d) ZF.

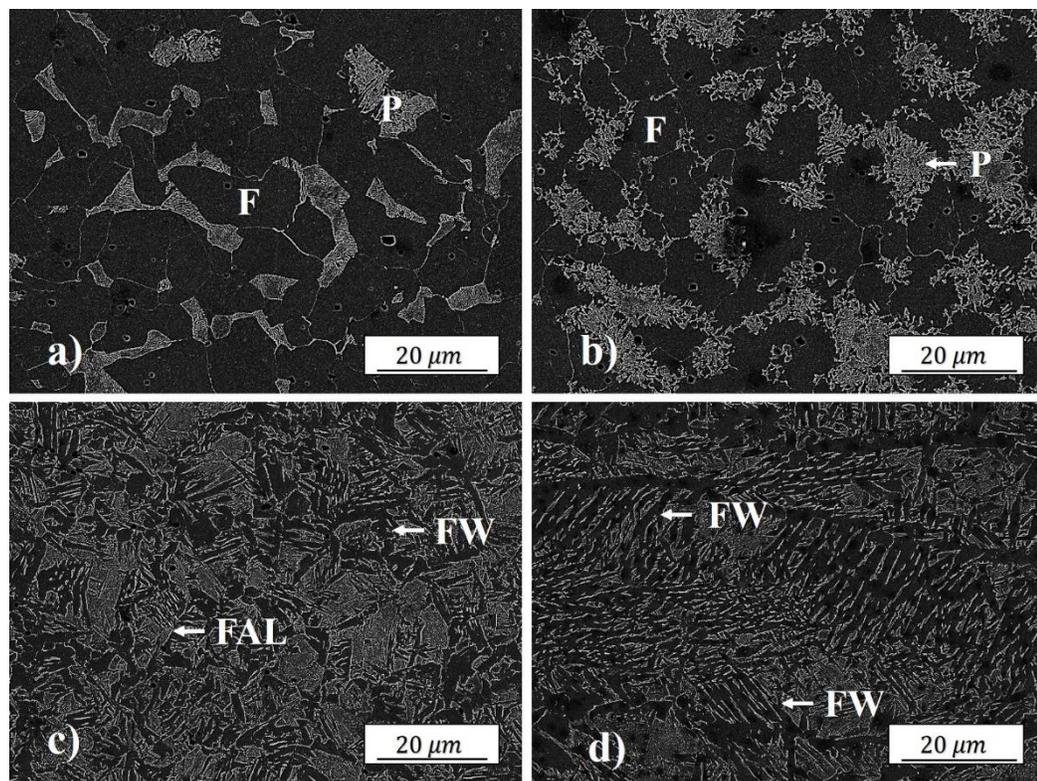


Figura 5-15: MEB Evolución microestructural 16 mm. a) MB, b) ZAC-1, c) ZAC-2, d) ZF.

La figura 5-16 muestra el mecanismo de refinamiento de la fase perlítica y la evolución microestructural del acero AISI/SAE 1018. En la figura 5-16 a) posición A corresponde al metal base, la posición B corresponde a la zona de transformación parcial de la perlita; la posición C corresponde al refinamiento de grano y la posición D corresponde a la zona de fusión. La figura 5-16 b) representa de forma esquemática el proceso de difusión parcial de la perlita y su posición correspondiente al diagrama Fe-Fe₃C.

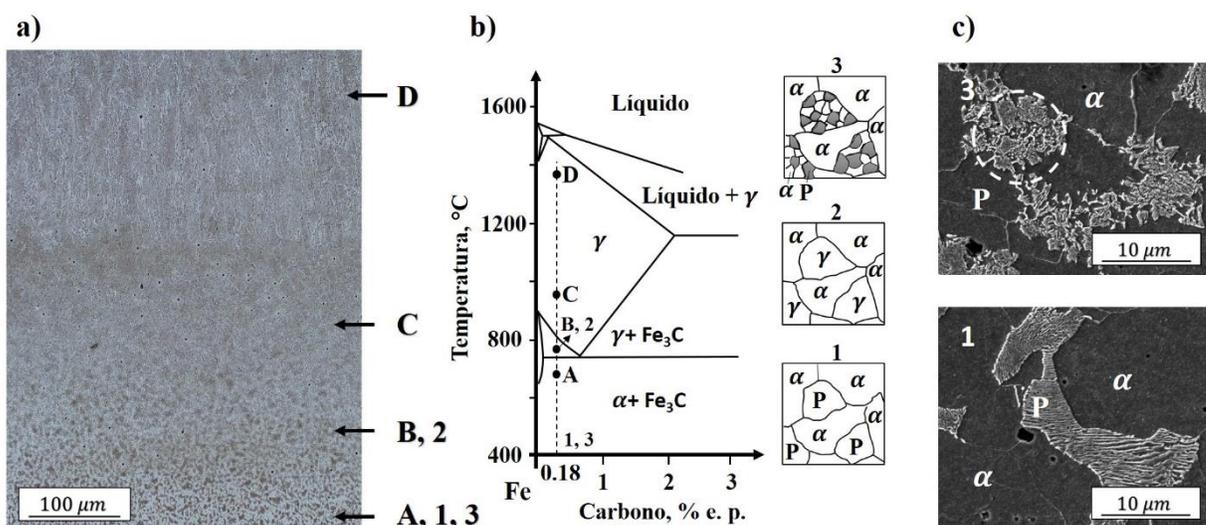


Figura 5-16: a) Evolución de la microestructura; b) Mecanismo de refinamiento parcial de grano de perlita; c) Micrografías obtenidas del MEB

La zona de refinación de la perlita (posición B, 2 de la figura 5-16 b)), se calentó a una temperatura por encima de la línea Ac_1 y por debajo de Ac_3 , donde los granos de perlita (P) se transformaron en austenita (γ) por la reacción eutéctode; sin embargo, la ferrita proeutectoide no alcanzó a transformarse a austenita. Cuando se enfría nuevamente la austenita formada esta se descompone mayormente en granos finos de perlita y ferrita [57], [58].

La zona de refinamiento de grano de la ZAC (posición C de la figura 5-16 b)) se calentó a una temperatura máxima por encima de la línea Ac_3 , esto permitió que los granos de ferrita y perlita transformaran completamente en austenita.

La zona de fusión (posición D de la figura 5-16 b)) alcanza una temperatura dos veces superior a la línea Ac_3 , donde la microestructura resultante es

completamente austenítica, esto debido a la velocidad de enfriamiento fuera del equilibrio de esta zona que promueve la formación de ferrita widmanstätten [50]. En la posición D de la figura 5-16 a) se presenta un crecimiento columnar en la zona de fusión, coincidiendo con Qian Sun et al. [55].

La figura 5-16 c) muestra la descomposición de la perlita en granos más finos obtenida mediante el microscopio electrónico de barrido.

5.4.2 Cuantificación de fases

La figura 5-17 muestra los resultados de la cuantificación de fases mediante microscopía, utilizando software de análisis de imágenes el cual hace posible el procesamiento, medición y análisis de los campos obtenidos mediante las técnicas y normativa mencionadas en la sección 4.3.2.

La figura 5-17 a) muestra la evolución del porcentaje de fases presentes en las diferentes zonas del cordón de soldadura producto del calor de entrada durante el proceso de soldadura láser en la placa de 8 mm. La figura 5-17 b) muestra la evolución del porcentaje de fases presente en las diferentes zonas del cordón de soldadura producto del calor de entrada durante el proceso de soldadura láser en placas de 16 mm. El cordón de soldadura está dividido en cuatro zonas de interés que corresponden al metal base (MB), refinación parcial de la ferrita dentro de la zona afectada por el calor (ZAC -1), refinamiento de grano en la zona afectada por el calor (ZAC-2) y la zona de fusión (ZF).

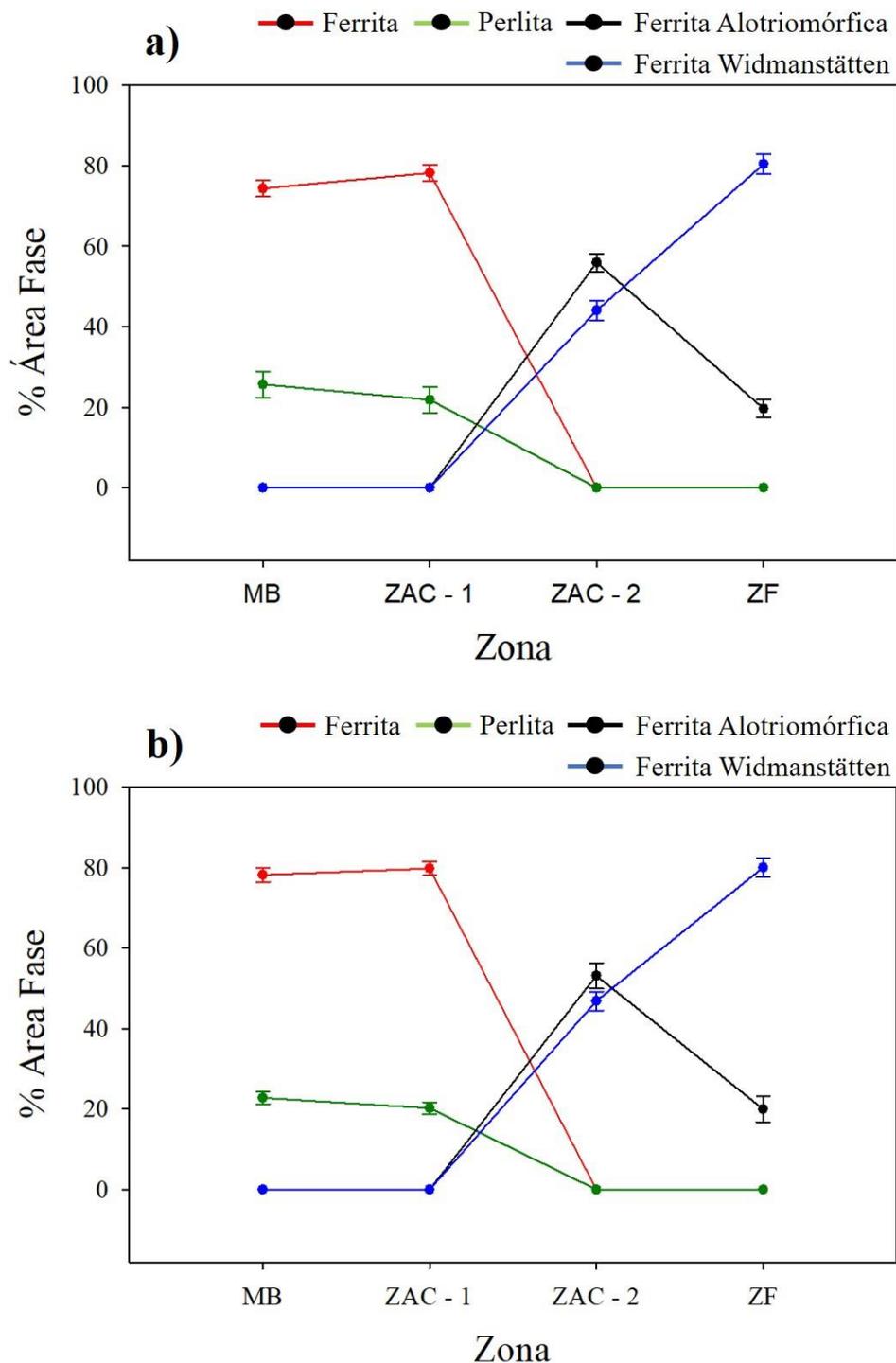


Figura 5-17: Evolución del porcentaje de fases en las zonas de interés, a) 8 mm, b) 16 mm

La tabla 5-4 muestra los resultados de la cuantificación de fases en la placa de 8 mm soldada con un calor de entrada de 633 J/mm, donde \overline{Pp} corresponde

al promedio del porcentaje de fases calculada para la suma de las 20 imágenes analizadas n , la desviación estándar s , muestra el promedio de la dispersión del porcentaje de fases individual de cada imagen analizada con respecto al promedio del porcentaje de fases \overline{Pp} . El intervalo de confianza *IC del 95%*, muestra la variabilidad entre la medida obtenida del análisis \overline{Pp} y la medida real de la población. Vv corresponde a un rango de valores definida como la fracción de área de fase en la zona analizada.

Tabla 5-4: Resumen de la cuantificación de fases en placa de 8 mm.

	Metal base		ZAC - 1		ZAC - 2		ZF	
n	20		20		20		20	
\overline{Pp}	74.35		78.19		55.94		80.37	
s	1.03		1.91		1.14		1.22	
t	2.093		2.093		2.093		2.093	
<i>IC 95%</i>	0.48		0.89		0.53		0.57	
% <i>RA</i>	0.65		1.14		0.95		0.71	
Vv	74.83	73.86	79.09	77.30	56.47	55.41	80.94	79.80
Fase	Ferrita		Ferrita		F. Alotriomórfica		F. Widmanstätten	
Vv	25.17	26.14	20.91	22.70	43.53	44.59	19.06	20.20
Fase	Perlita		Perlita		F. Widmanstätten		F. Alotriomórfica	

De la figura 5-17 a) y la tabla 5-4 se observa que el metal base presenta 74.35 % de ferrita y 25.65 % de perlita. La ZAC-1 presenta 79.19 % de ferrita y 21.81 % de perlita fina parcialmente transformada. La ZAC-2 presenta 55.94 % de ferrita alotriomórfica y 44.06 % de ferrita Widmanstätten, debido a que el acero alcanzó temperaturas de fusión por encima de la línea Ac_3 transformando la ferrita en austenita. En la zona de fusión se observa 80.37 % de ferrita Widmanstätten y 19.63 % de ferrita alotriomórfica. De acuerdo con los resultados obtenidos estos concuerdan con lo reportado con Xiong et al. [59], durante el enfriamiento la austenita transformó en diferentes morfologías de ferrita como ferrita alotriomórfica y ferrita Widmanstätten.

La disminución del contenido de perlita de 25.65 % a 21.821 % de forma lineal es la causante de generar una zona de ablandamiento, donde las propiedades mecánicas de esta zona son menores que las propiedades mecánicas del metal base como se muestra en la sección 5.5.1. Investigaciones en aceros de alta resistencia como los aceros doble fase [60], [61], indican que el ablandamiento aumenta linealmente al disminuir el contenido de martensita del material base, coincidiendo con la disminución de la fase perlítica de mayor dureza que la ferrita.

La tabla 5-5 muestra los resultados de la cuantificación de fases en la placa de 16 mm soldada con un calor de entrada de 1000 J/mm. De la figura 5-17 b) y la tabla 5-5 se observa que el metal base presenta 78.20 % de ferrita y 21.8 % de perlita. La ZAC-1 presenta 79.79 % de ferrita y 20.21 % de perlita fina parcialmente transformada. La ZAC-2 presenta 53.14 % de ferrita alotriomórfica y 46.86 % de ferrita Widmanstätten debido a que el acero alcanzó temperaturas máximas por encima de la línea Ac_3 transformando de ferrita a austenita.

Tabla 5-5: Resumen de la cuantificación de fases en placa de 16 mm.

	Metal base		ZAC - 1		ZAC - 2		ZF	
<i>n</i>	20		20		20		20	
\overline{Pp}	78.20		79.79		53.14		80.02	
<i>s</i>	0.87		0.72		3.22		1.37	
<i>t</i>	2.093		2.093		2.093		2.093	
IC 95%	0.41		0.34		1.51		0.64	
% RA	0.52		0.42		2.83		0.80	
<i>Vv</i>	78.61	77.79	79.09	77.30	54.65	51.64	80.66	79.38
Fase	Ferrita		Ferrita		F. Alotriomórfica		F. Widmanstätten	
<i>Vv</i>	21.39	22.21	20.91	22.70	45.35	48.36	19.34	20.62
Fase	Perlita		Perlita		F. Widmanstätten		F. Alotriomórfica	

En la zona de fusión se presenta 80.02 % de ferrita Widmanstätten y 19.98 % de ferrita alotriomórfica. De manera similar se presenta la disminución del contenido de perlita de 21.8 % a 20.21 % de forma lineal, que es la causante de generar una zona de ablandamiento donde las propiedades mecánicas de esta

zona son menores que las propiedades mecánicas del metal base como se muestra en la sección 5.5.1.

5.5 Efecto del calor de entrada sobre las propiedades mecánicas de las uniones soldadas

A continuación, se describen los resultados obtenidos del efecto que produce el calor de entrada en las propiedades mecánicas.

5.5.1 Perfil de microdureza Vickers

Los resultados de los perfiles de microdureza se muestran en la figura 5-18. Las figuras: 5-18 a) y 5-18 b) corresponden a la sección transversal con espesor de 8 mm y 16 mm respectivamente, donde se puede observar una reducción considerable de la dureza. Estudios realizados por Wang et al. [60], Farabi [61] y Huang [62] observaron una zona de ablandamiento en la ZAC provocada por el revenido del material y esto depende del calor aportado durante el proceso de soldadura láser. Las mediciones de microdureza alcanzadas en la zona de ablandamiento fueron de 197 HV por debajo del promedio del metal base 247 HV y la zona de fusión 233 HV para ambos espesores. Benasciutti et al [44], observó que la distribución no homogénea de los granos de perlita en la matriz de ferrita da como resultado la pérdida de dureza. Estudios realizados por Dehnavi et al. [51], indican que la disminución en la dureza por debajo del metal base corresponde a una disminución en la resistencia mecánica del cordón de soldadura presentando valores por debajo del metal base.

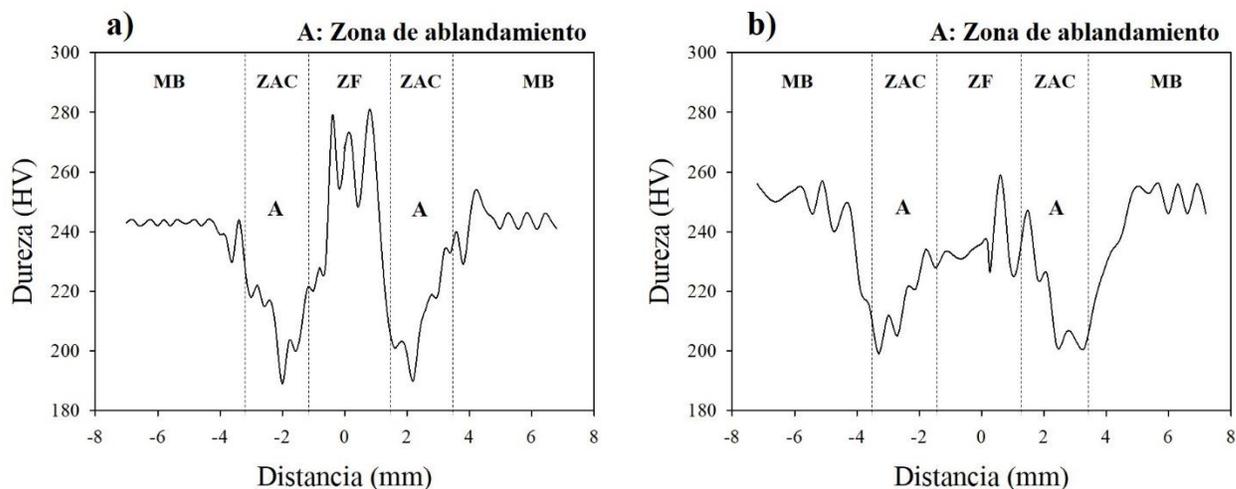


Figura 5-18: Perfiles de microdurezas; a) 8 mm, b) 16 mm.

5.5.2 Resistencia mecánica de la unión

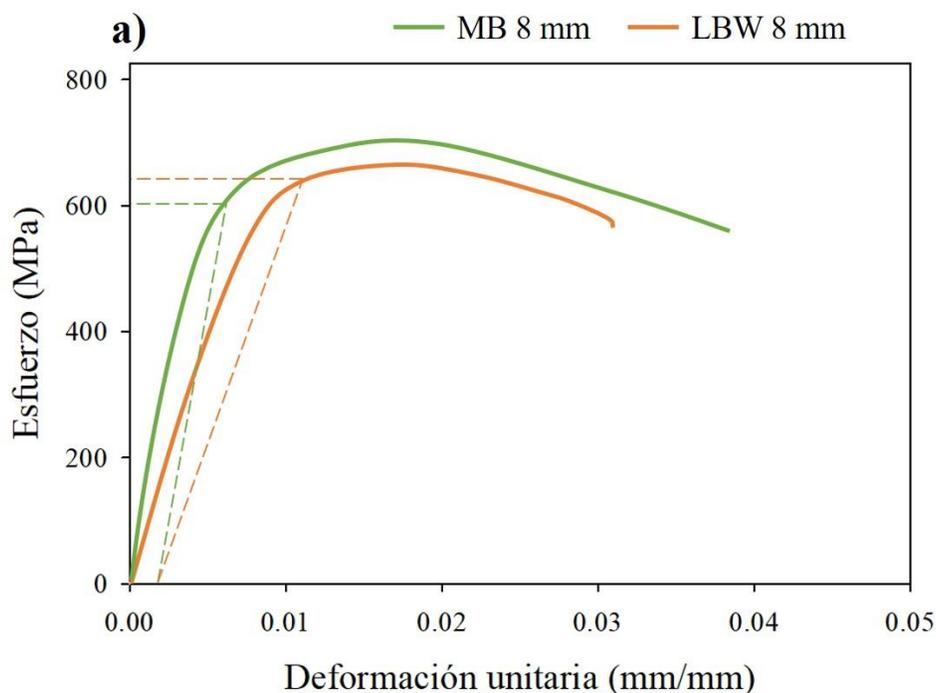
Para evaluar la resistencia mecánica de la unión se realizaron pruebas de tensión, en total se realizaron cuatro probetas: dos de metal base y dos de soldadura láser, la tabla 5-6 muestra los resultados obtenidos. La fractura se presentó en la zona afectada por el calor (ZAC) en los dos casos de estudio (8 mm y 16 mm de espesor). La figura 5-19 muestra las gráficas del diagrama esfuerzo - deformación.

Tabla 5-6: Resultados obtenidos de los ensayos de tensión (x).

No.	Probeta	Esfuerzo Máximo (MPa)	Zona de ruptura
8 mm	MB	736	MB
	LBW	733	ZAC
16 mm	MB	691	MB
	LBW	591	ZAC

La figura 5-19 a) corresponde a los especímenes de 8 mm con y sin cordón de soldadura, estas presentan un esfuerzo máximo a la tensión de 736 MPa y 733

MPa respectivamente. La figura 5-19 b) corresponde a los especímenes de 16 mm con y sin cordón de soldadura, estos muestran un esfuerzo máximo a la tensión de 691 MPa y 591 MPa respectivamente. Los especímenes con cordón de soldadura presentan un resultado por debajo del esfuerzo máximo a la tensión del metal base debido al ablandamiento de la ZAC. Estudios realizados por Wang et al. [24], Saha et al. [45] y Lun et al. [63], muestran que la superficie de fractura de la prueba de tensión se ubica en la zona de ablandamiento (ZAC) debido a la microestructura parcialmente transformada en la zona de ablandamiento por efecto del calor de entrada.



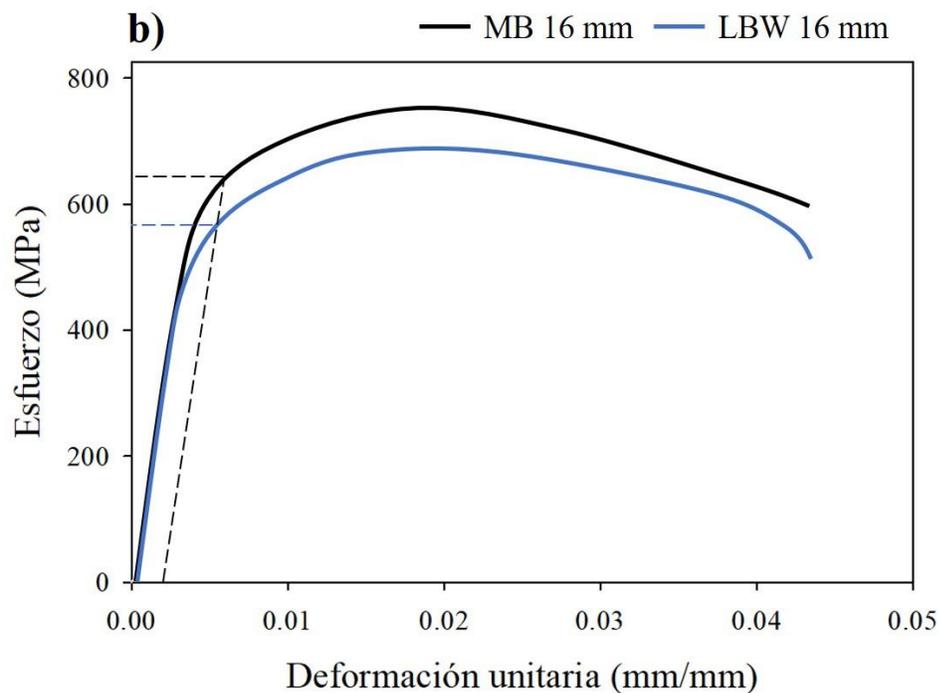


Figura 5-19: Resultados del ensayo de tensión para LBW. a) 8 mm b) 16 mm.

La figura 5-20 muestra la morfología de la superficie de fractura. La figura 5-20 a) y la figura 5-20 b) corresponden a la probeta de 8 mm. La figura 5.20 c) y la figura 5-20 d) corresponden a la probeta de 16 mm. La superficie de fractura presenta una ruptura dúctil con baja resistencia a la tensión, también se puede observar una superficie fibrosa producto del ablandamiento de la zona afectada por el calor.

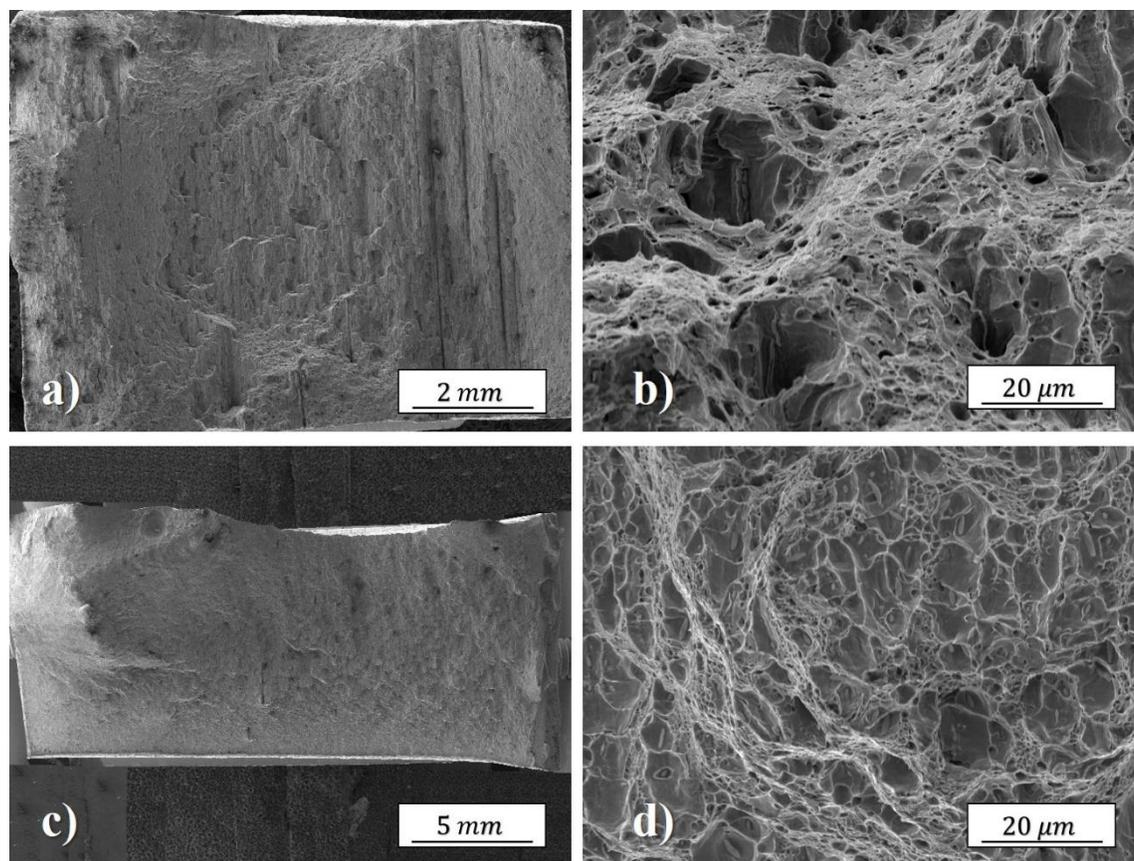


Figura 5-20: MEB; Morfología de las superficies de fractura de la resistencia a la tensión a) y b) 8mm; c) y d) 16 mm.

La figura 5-21 muestra la sección transversal del cordón de soldadura y la ubicación de la fractura después del ensayo de tensión. Se puede observar que la fractura se encuentra en la zona de ablandamiento de la ZAC.

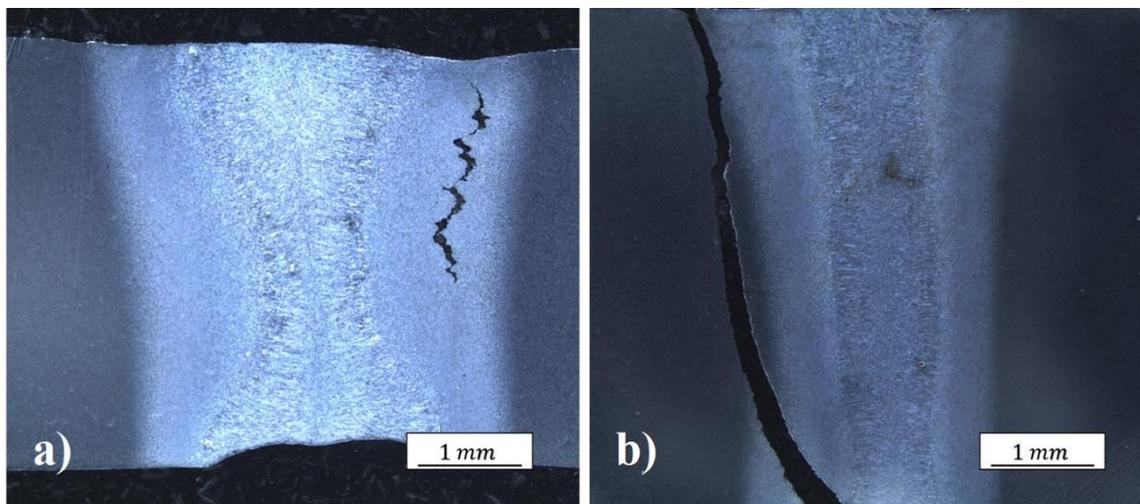


Figura 5-21: Sección transversal del cordón de soldadura y la ubicación de la fractura después del ensayo de tensión. a) 8mm y b) 16 mm.

5.5.3 Prueba de impacto (Charpy)

Se realizaron pruebas de impacto del metal base y de la soldadura. El ensayo se realizó a temperatura ambiente 25 °C. La figura 5-22 muestra la morfología de la superficie de fractura por impacto del acero AISI/SAE 1018. El metal base presentó una absorción de energía de 114 J y la absorción de energía del cordón de soldadura fue de 9 J. La fractura por impacto del metal base figura 5-22 a), muestra una mezcla de zonas frágiles y dúctiles debido a que en el metal base los granos de ferrita y perlita se presentan estables y definidos en la matriz, lo que representa una energía de impacto elevada de 114 J. La fractura por impacto del cordón de soldadura figura 5-22 b), presenta zonas frágiles lo que indica una ruptura frágil con baja absorción de energía de impacto.

La investigación de Hutchinson et al. [55], afirma que la soldadura láser con un calor de entrada mayor a 500 J/mm tiene un efecto perjudicial sobre la tenacidad en la zona afectada por el calor, esto debido a las velocidades de enfriamiento. Esto da lugar a fases fuera del equilibrio como ferrita alotrópica y Widmanstätten coincidiendo con las fases presentes del material analizado. La investigación realizada por Nekouie Esfahani et al [58], en aceros de alta resistencia presentan morfología de fractura frágil en el cordón de soldadura asociando a la fase dura (martensita) producida fuera del equilibrio.

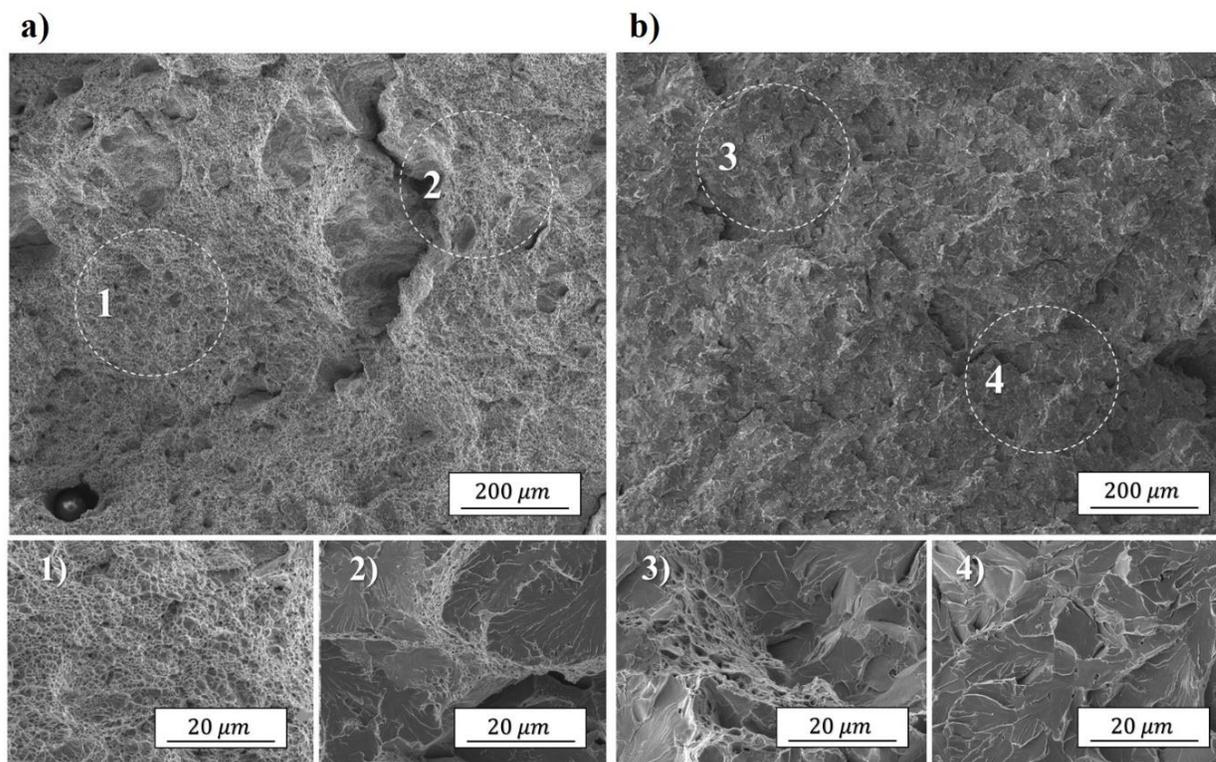


Figura 5-22: Imágenes de MEB; a) MB, b) cordón de soldadura.

La figura 5-23 muestra la sección transversal del cordón de soldadura y la ubicación de la fractura después de la prueba de impacto. Se puede observar que la fractura se encuentra en la zona de fusión.

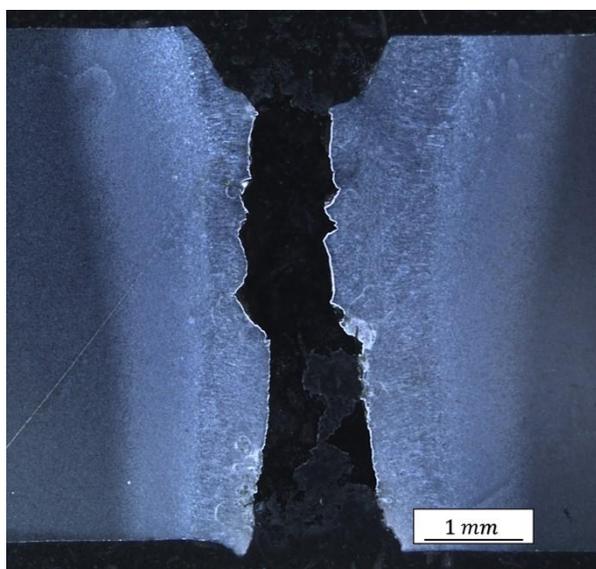


Figura 5-23: Sección transversal de la fractura por impacto (Charpy).

CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES

Con base en los resultados obtenidos se puede concluir lo siguiente:

El análisis térmico convencional muestra que las temperaturas de transformación son independientes del espesor, durante el calentamiento. La temperatura correspondiente a la línea Ac_1 fue de 740 °C y la temperatura correspondiente a la línea Ac_3 fue de 820 °C.

La microestructura presentada en el metal base de un acero AISI/SAE 1018 comercial está constituida de ferrita / perlita, la zona afectada por el calor está constituida por ferrita acicular y ferrita alotriomórfica que crece en el límite de grano. La microestructura presentada por la zona de fusión es básicamente constituida por ferrita Widmanstätten. Los diferentes aportes de calor utilizados no cambiaron la morfología de las fases en estas regiones.

El efecto del calor de entrada sobre las características microestructurales del acero AISI/SAE 1018 soldado mediante el proceso de soldadura láser, presenta una zona de ablandamiento ubicada en la interfase del metal base y la zona afectada por el calor.

El ablandamiento de la zona afectada por el calor del cordón de soldadura ocurrió cuando esta zona alcanza una temperatura máxima por encima de la línea Ac_1 , pero no sobrepasa la temperatura Ac_3 .

La microestructura de la zona de ablandamiento consistió en granos finos de perlita dispersos en la matriz de ferrita, esto corresponde a la transformación parcial de la perlita en austenita debido al ciclo térmico característico del proceso de soldadura láser.

La variación del calor de entrada utilizada en la experimentación no promovió una modificación en las fases presentes por zona en el material, encontrándose ferrita – perlita en el material base, ferrita acicular y alotriomórfica en la zona afectada por el calor y ferrita Widmanstätten en la zona de fusión.

Los resultados de la cuantificación de fases muestran que la zona de ablandamiento presenta una disminución en el contenido de perlita con respecto al material base, de un 27 % a un 21 %, causado por la transformación parcial de la perlita. Esto promueve una disminución de dureza del orden de 50 HV.

El ensayo de tensión mostró que la fractura se genera en la zona de ablandamiento del material, el análisis fractográfico reveló que el mecanismo de fractura es dúctil debido a la presencia de micro-hoyuelos característicos. La resistencia máxima a la tensión obtenida para cualquier espesor fue menor a la del material base.

El ensayo de impacto en la soldadura muestra una baja absorción de energía y no presenta deformación lateral lo cual sugiere una fractura frágil. El análisis fractográfico muestra áreas en gran proporción de clivaje debido a una ruptura frágil y pequeñas zonas con micro-hoyuelos. El comportamiento frágil fue asociado a la presencia de fases como ferrita alotriomórfica y ferrita Widmanstätten presentes en la zona de fusión.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Jandric, Z., Labudovic, M., and Kovacevic, R., “Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 44, no. 7–8, pp. 785–796, 2004.
- [2] Cao, L., Shao, X., Jiang, P., Zhou, Q., Rong, Y., Geng, S., and Mi, G., “Effects of Welding Speed on Microstructure and Mechanical Property of Fiber Laser Welded Dissimilar Butt Joints between AISI316L and EH36,” *Metals (Basel)*., vol. 7, no. 7, p. 270, 2017.
- [3] Alcock, J. A. and Baufeld, B., “Diode Laser Welding of Stainless Steel 304L,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 240, pp. 138–144, 2016.
- [4] Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., and Li, H., “A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints,” *Mater. Des.*, vol. 97, pp. 118–125, 2016.
- [5] Mazumder, J. and Steen, W., “Laser Welding of Steels used in Can Making.,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 60, no. 6, pp. 19–25, 1981.
- [6] Katayama, S., *1 - Introduction: fundamentals of laser welding*, vol. 9, no. 2012. Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [7] Alipooramirabad, H., Paradowska, A., Ghomashchi, R., and Reid, M., “Investigating the effects of welding process on residual stresses, microstructure and mechanical properties in HSLA steel welds,” *J. Manuf. Process.*, vol. 28, pp. 70–81, 2017.

- [8] Alves, P. H. O. M., Lima, M. S. F., Raabe, D., and Sandim, H. R. Z., "Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 252, no. August 2017, pp. 498–510, 2018.
- [9] Xu, W., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Chen, D. L., Goodwin, F., Biro, E., and Zhou, Y., "Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 553, pp. 51–58, 2012.
- [10] Jia, Q., Guo, W., Li, W., Zhu, Y., Peng, P., and Zou, G., "Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 236, pp. 73–83, 2016.
- [11] Dal, M. and Fabbro, R., "An overview of the state of art in laser welding simulation," *Opt. Laser Technol.*, vol. 78, pp. 2–14, 2016.
- [12] Callister, W. and Rethwisch, D., *Materials science and engineering: an introduction*, vol. 94. 2007.
- [13] Smith, W. F. and Hashemi, J., *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*, 4th ed. 2004.
- [14] Thewlis, G., "Classification and quantification of microstructures in steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 20, no. 2, pp. 143–160, 2004.
- [15] Xia, J. and Jin, H., "Advances in Engineering Software Numerical modeling of coupling thermal – metallurgical transformation phenomena of structural steel in the welding process," *Adv. Eng. Softw.*, vol. 115, pp. 66–74, 2018.
- [16] Kubiak, M. and Milan, Ž., "Issues in numerical modeling of phase transformations in welded joint," vol. 177, pp. 141–148, 2017.
- [17] Kou, S., Sun, D. K., and Le, Y. P., "A Fundamental Study of Laser Transformation Hardening," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 14A, no. April, pp. 643–653, 1983.

- [18] Sindo, K., *Welding Metallurgy*, 2 nd. ed. Canada: Wiley, 2007.
- [19] AZO Materials, "AISI 1018 Mild/Low Carbon Steel," *AZoM.com Limited*. pp. 1–4, 2015.
- [20] Yu, J., Jung, T., Kim, S., and Rhee, S., "Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear," *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 25, no. 11, pp. 2887–2893, 2011.
- [21] Carrizalez Vazquez, M., "Caracterización de las propiedades de la soldadura láser en acero AISI 1018 y HSLA de 8 mm de espesor para la industria automotriz," Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, Saltillo, 2017.
- [22] Chen, J., Li, C., Jin, X., Chen, L., and Fang, L., "Effect of Quenching Process on Microstructures and Mechanical Properties of Fe-0.9Mn-0.5Cr-2.4Ni-0.5Mo-C Steel," *J. Mater. Eng. Perform.*, 2018.
- [23] Ning, J., Zhang, L. J., Sun, M. J., Yin, X. Q., Niu, J., and Zhang, J. X., "Studies of the characteristics and size effects of softened zone of laser welded 20MnTiB joint," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 243, pp. 405–419, 2017.
- [24] Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., and Li, H., "Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding," *Mater. Des.*, vol. 90, pp. 642–649, 2016.
- [25] Han, T.-K., Park, B.-G., and Kang, C.-Y., "Hardening characteristics of CO₂ laser welds in advanced high strength steel," *Met. Mater. Int.*, vol. 18, no. 3, pp. 473–479, 2012.
- [26] Wang, X. N., Sun, Q., Zheng, Z., and Di, H. S., "Microstructure and fracture behavior of laser welded joints of DP steels with different heat inputs," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 699, no. April, pp. 18–25, 2017.
- [27] Westerbaan, D., Parkes, D., Nayak, S. S., Chen, D. L., Biro, E., Goodwin,

- F., and Zhou, Y., "Effects of concavity on tensile and fatigue properties in fibre laser welding of automotive steels," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 19, no. 1, pp. 60–68, 2014.
- [28] Bandyopadhyay, K., Panda, S. K., and Saha, P., "Investigations into the influence of weld zone on formability of fiber laser-welded advanced high strength steel," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 4, pp. 1465–1479, 2014.
- [29] Hazratinezhad, M., Mostafa Arab, N. B., Sufizadeh, A. R., and Torkamany, M. J., "Mechanical and metallurgical properties of pulsed neodymium-doped yttrium aluminum garnet laser welding of dual phase steels," *Mater. Des.*, vol. 33, no. 1, pp. 83–87, 2012.
- [30] Bain, E. C., "Effects of Alloying Elements in Forming Austenite," *Functions of the Alloying Elements in Steel*. pp. 100–143, 1945.
- [31] Allen, C. M. and Boardman, B., "ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons , Steels , and High Performance Alloys Section : Publication Information and Contributors Publication Information and Contributors," *Fonderie*, vol. 1, p. 1618, 2005.
- [32] Steen, W. M. and Mazumder, J., "Laser Material Processing," in *Vasa*, 4 th. ed., Arrington: Springer, 2010, p. 576.
- [33] Fabbro, R., "3 - Developments in Nd:YAG laser welding," *Woodhead Publ. Ser. Electron. Opt. Mater.*, no. December, pp. 47–72, 2013.
- [34] Chairmen, Leroy, D., Siewert, T., Liu, S., and Edwards, G. R., *Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6. ASM International, 1993.
- [35] Öchsner, A., M. da Silva, L. F., and Altenbach, H., *Advanced Structured Materials Structural Connections for Lightweight Metallic Structures*, 8th ed. Berlin Heidelberg: Springer, 2012.
- [36] American Welding Society, "Recommended Practices for Laser Beam Welding, Cutting, and Allied Processes (2nd Edition) - AWS C7.2M:2010,"

- in *American Welding Society*, vol. 2, no. 2, Miami, FL, 2010, pp. 64–72.
- [37] American Welding Society, *Laser Beam Welding, Cutting, and Associated Processes*, vol. 3, no. 2. Miami, 2010.
- [38] Tsukamoto, S., “2 - Developments in CO2 laser welding,” *Woodhead Publ. Ser. Electron. Opt. Mater.*, pp. 17–46, 2013.
- [39] American Welding Society, “Recommended Practices for Laser Beam Welding, Cutting, and Allied Processes (2nd Edition) - AWS C7.2M:2010,” in *American Welding Society*, vol. 2, no. 2, Miami, FL, 2010, pp. 37–64.
- [40] Zhang, M., Chen, G., Zhou, Y., and Liao, S., “Optimization of deep penetration laser welding of thick stainless steel with a 10kW fiber laser,” *Mater. Des.*, vol. 53, pp. 568–576, 2014.
- [41] Greses, J., Hilton, P. A., Barlow, C. Y., and Steen, W. M., “Spectroscopic studies of plume/plasma in different gas environments,” no. October 2001, pp. 1–9, 2017.
- [42] Biro, E., “Heat-Affected Zone Softening Kinetics in Dual- Phase and Martensitic Steels,” p. 167, 2014.
- [43] Xia, M. ., Biro, E., Tian, Z. L., and Zhou, Y. N., “Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels,” *ISIJ Int.*, vol. 48, no. 6, pp. 809–814, 2008.
- [44] Benasciutti, D., Lanzutti, A., Rupil, G., and Fraenkel Haerberle, E., “Microstructural and mechanical characterisation of laser-welded lap joints with linear and circular beads in thin low carbon steel sheets,” *Mater. Des.*, vol. 62, pp. 205–216, 2014.
- [45] Saha, D. C., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Biro, E., Gerlich, A. P., and Zhou, Y., “Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 607, pp. 445–453, 2014.

- [46] ASTM International, "Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis," *ASTM Int.*, vol. i, no. Reapproved 2016, pp. 1–8, 2003.
- [47] American Welding Society, *AWS D1.1/D1.1M:2015 An American National Standard Structural Welding Code — Steel*. 2015.
- [48] Gaglieri, C., Alarcon, R. T., de Godoi Machado, R., Padovini, D. S. S., Pontes, F. M. L., and Caires, F. J., "Thermal study of ZrO₂nanoparticles: Effect of heating and cooling cycles on solid-solid transition," *Thermochim. Acta*, vol. 653, no. November 2016, pp. 59–61, 2017.
- [49] Dehnavi, M., Kuhestani, F., and Sabzevar-Haddad, M., "Cooling Curve Analysis in Binary Al-Cu Alloys : Part I- Effect of Cooling Rate and Copper Content on the Eutectic Formation," *Assoc. Metall. Eng. Serbia*, vol. 21, no. 3, pp. 195–205, 2015.
- [50] Carrizalez Vazquez, M., Alvarez Vera, M., Hernández Rodríguez, A., Orona Hinojos, J. M., Sandoval Vázquez, G., and Acebedo Dávila, J. L., "Effect of Laser Welding on the Mechanical Properties AISI 1018 Steel," *Mater. Res. Soc.*, vol. 3, pp. 6–11, 2017.
- [51] Mejía González, D., Álvarez, M. V., Macías López, F., and Ruíz Mondragón, J., "Análisis microestructural del proceso de soldadura láser en acero bajo carbono mediante cuantificación de fases por microscopia óptica," in *Academia Journals*, vol. 10, Morelia, Michoacán, México: AcademiaJournals, 2018, pp. 2163–2168.
- [52] Sathiya, P., Aravindan, S., Ajith, P. M., Arivazhagan, B., and Haq, A. N., "Measurement of the bead profile and microstructural characterization of a CO₂ laser welded AISI 904 L super austenitic stainless steel," *Int. J. Eng. Sci. Technol.*, vol. 2, no. 6, pp. 189–199, 2010.
- [53] Çaligülü, U., Dikbaş, H., and Taşkin, M., "Microstructural characteristic of dissimilar welded components (AISI 430 ferritic-AISI 304 Austenitic

- Stainless Steels) by CO₂ Laser Beam Welding (LBW)," *Gazi Univ. J. Sci.*, vol. 25, no. 1, pp. 35–52, 2012.
- [54] Guo, W., Wan, Z., Peng, P., Jia, Q., Zou, G., and Peng, Y., "Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 256, no. 37, pp. 229–238, 2018.
- [55] Sun, Q., Di, H. S., Li, J. C., Wu, B. Q., and Misra, R. D. K., "A comparative study of the microstructure and properties of 800 MPa microalloyed C-Mn steel welded joints by laser and gas metal arc welding," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 669, pp. 150–158, 2016.
- [56] Rigueira, G., Furtado, H. C., Lisboa, M. B., and Almeida, L. H., "Evolução microestrutural e alteração de dureza na bainita e na perlita em aços 2,25Cr1Mo após tratamento de envelhecimento," *Rev. Mater.*, vol. 16, no. 4, pp. 857–867, 2011.
- [57] Esfahani, M. N., Coupland, J., and Marimuthu, S., "Microstructure and mechanical properties of a laser welded low carbon-stainless steel joint," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 12, pp. 2941–2948, 2014.
- [58] Nekouie Esfahani, M. R., Coupland, J., and Marimuthu, S., "Microstructural and mechanical characterisation of laser-welded high-carbon and stainless steel," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 80, no. 5–8, pp. 1449–1456, 2015.
- [59] Xiong, Z. P., Kostryzhev, A. G., Stanford, N. E., and Pereloma, E. V., "Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting," *Mater. Des.*, vol. 88, pp. 537–549, 2015.
- [60] Di, H., Sun, Q., Wang, X., and Li, J., "Microstructure and properties in dissimilar/similar weld joints between DP780 and DP980 steels processed by fiber laser welding," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 33, no. 12, pp. 1561–1571, 2017.

- [61] Farabi, N., Chen, D. L., and Zhou, Y., "Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints," *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 3, pp. 982–989, 2011.
- [62] Chen, S., Huang, J., Lu, Q., and Zhao, X., "Microstructures and Mechanical Properties of Laser Welding Joint of a CLAM Steel with Revised Chemical Compositions," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 25, no. 5, pp. 1848–1855, 2016.
- [63] Lun, N., Saha, D. C., Macwan, A., Pan, H., Wang, L., Goodwin, F., and Zhou, Y., "Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel," *Mater. Des.*, vol. 131, pp. 450–459, 2017.

LISTADO DE TABLAS

Tabla 2-1: Composición química estándar del acero AISI 1018 [19].	18
Tabla 2-2: Características principales de los equipos láser utilizados en la industrial [35].	27
Tabla 2-3 : Valores para estimar el intervalo de confianza en función al número de campos ASTM E1245 – 03 (2016).	44
Tabla 4-1: Diseño experimental para corridas con placas de acero AISI/SAE 1018	49
Tabla 5-1: Composición química (% en peso).	60
Tabla 5-2: Ancho del cordón de soldadura a diferente entrada de calor (8 mm).	66
Tabla 5-3: Ancho del cordón de soldadura a diferente entrada de calor (16 mm).	68
Tabla 5-4: Resumen de la cuantificación de fases en placa de 8 mm.	75
Tabla 5-5: Resumen de la cuantificación de fases en placa de 16 mm.	76
Tabla 5-6: Resultados obtenidos de los ensayos de tensión (x).	78

LISTADO DE FIGURAS

Figura 2-1: Representación esquemática del crecimiento de la perlita a partir del grano de austenita [12].	9
Figura 2-2: Morfología de la ferrita primaria y secundaria [14].	11
Figura 2-3: Diagrama de transformación relacionado con los procesos de calentamiento y enfriamiento [15].	12
Figura 2-4: Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) para un acero AISI/SAE 1018 [17].	13
Figura 2-5: a) Ciclos térmicos; b) Variaciones de tamaño de grano c) Tamaño de grano [18].	14
Figura 2-6: Efecto del calor de entrada en: a) ancho de la ZAC, b) perfiles de resistencia o dureza, c) ciclos térmicos [18].	14
Figura 2-7: Cordón de soldadura: a) Zona afectado por el calor; b) Diagrama de fase [16].	15
Figura 2-8: Evolución microestructural a) cordón de soldadura, b) Diagrama de fase [16].	16
Figura 2-9: Microestructura de la ferrita pro-eutectoide (oscura) y la perlita (clara) [21].	18
Figura 2-10: Diagrama esquemático de fase Fe-Fe ₃ C [18].	19
Figura 2-11: Clasificación de los diagramas de fase de aleación de hierro: a) Campo de austenita abierto, b) Campo de austenita expandido, c) Campo de austenita cerrado, d) Campo de austenita cerrado [30].	21
Figura 2-12: Densidad de potencia de la fuente de calor vs calor de entrada [18].	23

Figura 2-13: Representación esquemática de la densidad de potencia y la geometría del cordón de soldadura [6].	25
Figura 2-14: Principio de emisión de fotones en el equipo láser.	26
Figura 2-15: Representación esquemática de las aplicaciones de la soldadura láser industrial.	28
Figura 2-16: Sección transversal de una soldadura en modo de conducción láser pulsada Nd: YAG [35].	31
Figura 2-17: Sección transversal de una soldadura en modo penetración de onda continua [35].	32
Figura 2-18: Variación de la profundidad de penetración para diferentes potencias láser [35].	34
Figura 2-19: Variación de intensidad relativa y porcentaje de potencia total con radio para un haz Gaussiano [34].	36
Figura 2-20: Esquema que muestra el enfoque de un haz láser [34].	38
Figura 2-21: Representación esquemática del efecto del gas de protección.	39
Figura 2-22: Variación de la profundidad de penetración en función de la velocidad de soldadura [35].	40
Figura 2-23: Perfiles de dureza Vickers y ubicación de la zona de ablandamiento a) [27] b) [10]	42
Figura 2-24: MEB, Fractura dúctil de una soldadura DP 980 obtenida mediante pruebas tensión [27].	42
Figura 3-1: Diagrama de flujo de las etapas experimentales del presente estudio.	47
Figura 4-1: Representación esquemática de las dimensiones de las placas.	48
Figura 4-2: Diseño de la junta a tope sin abertura de raíz [47].	49
Figura 4-3: Esquema de conexión para el análisis térmico convencional.	50
Figura 4-4: Ciclo térmico experimental. Curva de transformación sin tiempo de permanencia.	51
Figura 4-5: a) Fotomicrografía de MEB (1500 X) sin procesar, b) Análisis de imagen mediante delimitación de fases, en color rojo, perlita y en color azul, ferrita.	53

Figura 4-6: a) Características del indentador, b) Evidencia de la huella.....	54
Figura 4-7: Espécimen de tensión estándar según ASTM E8.	54
Figura 4-8: Espécimen de impacto estándar según la Norma ASTM E23.....	55
Figura 5-1: Ciclo térmico acero AISI 1018 de 8 mm y 16 mm.	56
Figura 5-2: a) Transformación de fase en calentamiento, b) Transformación de fase en enfriamiento (8 mm).	58
Figura 5-3: a) Transformación de fases en calentamiento, b) Transformación de fase en enfriamiento.	60
Figura 5-4: Micrografía del metal base; perlita (P) y ferrita (F).	61
Figura 5-5: Sección transversal de 16 mm de espesor a) 1000 J/mm; b) 1150 J/mm.....	62
Figura 5-6: Sección transversal de 8 mm de espesor a) 700 J/mm; b) 950 J/mm; c) 466 J/mm; d) 633 J/mm.....	62
Figura 5-7: Evolución de la microestructura acero AISI 1018 a) metal base; b) y c) Zona afectado por el calor 1 y 2; d) Zona de fusión.	64
Figura 5-8: Ubicación de la zona de transformación parcial de la perlita; probeta 8 mm.	65
Figura 5-9: Ubicación de la zona de transformación parcial de la perlita probeta 16mm.	65
Figura 5-10: Macrografías de los cupones de 8 mm con diferentes valores de calor de entrada: a) 700 J/mm; b) 950 J/mm; c) 466 J/mm; d) 633 J/mm.....	67
Figura 5-11: Efecto del calor de entrada en 8 mm de espesor.: a) ZAC, b) ZF.	67
Figura 5-12: Macrografías de los cupones de 16 mm con diferentes entradas de calor: a) 1000 J/mm; b) 1150 J/mm.....	69
Figura 5-13: Efecto del calor de entrada en 16 mm de espesor: a) ZAC b) ZF.	69
Figura 5-14: MEB Evolución microestructural 8 mm. a) MB, b) ZAC-1, c) ZAC-2, d) ZF.....	71
Figura 5-15: MEB Evolución microestructural 16 mm. a) MB, b) ZAC-1, c) ZAC-2, d) ZF.....	71

Figura 5-16: a) Evolución de la microestructura; b) Mecanismo de refinamiento parcial de grano de perlita; c) Micrografías obtenidas del MEB	72
Figura 5-17: Evolución del porcentaje de fases en las zonas de interés, a) 8 mm, b) 16 mm	74
Figura 5-18: Perfiles de microdurezas; a) 8 mm, b) 16 mm.	78
Figura 5-19: Resultados del ensayo de tensión para LBW. a) 8 mm b) 16 mm.	80
Figura 5-20: MEB; Morfología de las superficies de fractura de la resistencia a la tensión a) y b) 8mm; c) y d) 16 mm.....	81
Figura 5-21: Sección transversal del cordón de soldadura y la ubicación de la fractura después del ensayo de tensión. a) 8mm y b) 16 mm.	82
Figura 5-22: Imágenes de MEB; a) MB, b) cordón de soldadura.	83
Figura 5-23: Sección transversal de la fractura por impacto (Charpy).	83