

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTO DE LA POTENCIA LÁSER DEL PROCESO HLAW EN UNIONES DE  
ACEROS HSLA 550 SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES  
MECÁNICAS**

**POR**

**RUBÉN GARCÍA JACOBO**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO COAHUILA, MÉXICO A 7 DE JUNIO DE 2019**

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTO DE LA POTENCIA LÁSER DEL PROCESO HLAW EN UNIONES DE  
ACEROS HSLA 550 SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES  
MECÁNICAS**

**POR**

**RUBÉN GARCÍA JACOBO**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 7 DE JUNIO DE 2019**

**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales**  
**Gerencia de Desarrollo Humano**  
**División de Estudios de Posgrado**

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía “**EFFECTO DE LA POTENCIA LÁSER DEL PROCESO HLAW EN UNIONES DE ACEROS HSLA 550 SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS**”, realizada por el alumno (a) **RUBÉN GARCÍA JACOBO**, con número de matrícula **18ES-239** sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

---

**Dr. Melvyn Álvarez  
Vera**  
Tutor Académico

---

**Dr. Héctor Manuel  
Hernández García**  
Asesor

---

**Dra. Rita Muñoz  
Arroyo**  
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 especialización del alumno **RUBÉN GARCÍA JACOBO**, una vez leída y revisada la Monografía titulada “**EFFECTO DE LA POTENCIA LÁSER DEL PROCESO HSLW EN UNIONES DE ACEROS HSLA 550 SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS**”, aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente el 7 de junio del 2019.

---

**Dr. Felipe de Jesús García**

**Vázquez**

Presidente

---

**Dr. José Jorge Ruiz**

**Mondragón**

Secretario

---

**Dr. Melvyn Álvarez Vera**

Vocal

# Dedicatoria

A Dios, por darme la oportunidad de vivir y por estar conmigo en cada paso que doy, por fortalecer mi corazón e iluminar mi mente y por haber puesto en mi camino a aquellas personas que han sido mi soporte y compañía durante todo el periodo de estudio y sacrificio.

Mis padres, Miguel García Flores (QEPD) y Ma. Magdalena Jacobo Paniagua, por darme la vida, quererme mucho, por creer en mí y porque siempre me apoyaron en todo momento. Mamá gracias por darme una carrera para mi futuro, te amo mamá, gracias por apoyarme en esta travesía, aunque mi padre no esté con nosotros yo sé que él nos está cuidando desde el cielo y está orgulloso por todo lo que hemos logrado, como mi hermana y yo, todo se lo debo a ustedes.

# Agradecimientos

Agradezco a la Corporación Mexicana de Investigación de Materiales S.A de C.V (COMIMSA) por la oportunidad brindada en la preparación de Especialidad en Tecnología de la Soldadura Industrial.

Deseó agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada con el número de CVU 906821.

Agradezco a los Doctores en Ciencias y trabajadores de COMIMSA por sus enseñanzas, consejos y apoyo a lo largo de mi formación como especialista.

A mis compañeros, y amigos que me brindaron su amistad y apoyo, durante este trayecto.

# Índice

<b>Dedicatoria</b> .....	<b>V</b>
<b>Agradecimientos</b> .....	<b>VI</b>
<b>Índice</b> .....	<b>VII</b>
<b>SÍNTESIS</b> .....	<b>1</b>
<b>CAPITULO I INTRODUCCIÓN</b> .....	<b>3</b>
1.1 Antecedentes.....	3
1.2 Objetivo general.....	5
1.3 Objetivo específico.....	5
1.4 Justificación .....	5
1.5 Planteamiento del problema .....	6
1.6 Aportación científica e industrial .....	7
1.7 Alcances y delimitación.....	7
<b>CAPITULO II MARCO TEÓRICO</b> .....	<b>8</b>
2.1 Aceros.....	8
2.2 Clasificación de los aceros avanzados “HSS y AHSS” .....	8
2.2.1 <i>Ventajas de los aceros HSS y AHSS</i> .....	10
2.3 Aceros de baja y alta resistencia HSLA.....	10
2.3.1 <i>Propiedades mecánicas y composición del acero HSLA</i> .....	11
2.3.2 <i>Clasificación de los aceros HSLA</i> .....	11
2.4 Control de las propiedades en aceros HSLA .....	12
2.5 Efecto de los elementos de aleantes .....	13
2.6 Microestructura típica del acero HSLA.....	14
2.7 Microestructura perlítica y bainítica .....	15
2.8 Mecanismos de endurecimiento de ferrita .....	17
2.9 Transformaciones martensíticas .....	19
2.10 Maduración de Ostwald .....	20
2.11 Mecanismos de Orowan .....	22
2.12 Efecto de Hall-Petch: tamaño de grano .....	22
2.13 Principales aplicaciones .....	23
2.14 Proceso de soldadura por arco con gas protector GMAW .....	25
2.15 Proceso de soldadura por láser.....	32
2.16 Soldadura HLAW .....	34

2.17	Modo de transferencia del proceso de soldadura GMAW, para proceso híbrido HLAW e influencia en formación del ojo de cerradura.....	37
<b>CAPITULO III ESTADO DEL ARTE .....</b>		<b>43</b>
3.1	Proceso de soldadura híbrida láser, y enfoque a proceso líder en unión. ....	43
3.2	Soldabilidad de los aceros HSLA por medio de otros procesos .....	47
3.3	Microestructura de en aceros HSLA .....	50
3.4	Efecto del calor de entrada en microestructura .....	55
3.5	Efecto de la microestructura en la variación de los parámetros.....	57
3.6	Soldabilidad de los aceros HSLA con proceso HLAW .....	58
3.7	Propiedades mecánicas en acero HSLA .....	59
<b>CAPÍTULO IV CASO DE ESTUDIO .....</b>		<b>61</b>
4.1	Metodología para desarrollo del caso de estudio .....	61
4.2	Desarrollo experimental.....	63
4.3	Material y equipo de soldadura .....	63
4.4	Parámetros y proceso de soldadura .....	63
4.5	Análisis químico .....	64
4.6	Caracterización microestructural .....	64
4.7	Cuantificación de fases.....	65
4.8	Pruebas mecánicas .....	66
4.9	Resultados y discusión .....	66
4.9.1	<i>Análisis químico .....</i>	<i>66</i>
4.9.2	<i>Reactivos utilizados para el ataque químico .....</i>	<i>67</i>
4.9.3	<i>Efecto de la geometría de la soldadura con respecto del calor de entrada.....</i>	<i>68</i>
4.9.4	<i>Cuantificación de fases .....</i>	<i>71</i>
4.9.5	<i>Microdurezas en material de soldadura .....</i>	<i>72</i>
4.9.6	<i>Efecto de la entrada de calor en la microestructura en la soldadura sección transversal.....</i>	<i>74</i>
4.9.7	<i>Transformaciones de fases en microestructura .....</i>	<i>77</i>
4.9.8	<i>Efecto de la entrada de calor en la microestructura en la soldadura sección transversal.....</i>	<i>79</i>
<b>Capítulo V Conclusiones y recomendaciones .....</b>		<b>86</b>
<b>CAPÍTULO VI BIBLIOGRAFÍA .....</b>		<b>88</b>
<b>LISTA DE TABLAS .....</b>		<b>95</b>
<b>LISTA DE FIGURAS .....</b>		<b>97</b>



# SÍNTESIS

En el presente trabajo monográfico, se desarrolló el estudio bibliográfico del efecto de la potencia en función del calor de entrada del proceso de soldadura híbrido láser-arco (por sus siglas en inglés HLAW) en uniones de acero microaleado HLAW 550, sobre el efecto de las propiedades microestructurales y mecánicas.

En base a la literatura, no hay información de la relación del efecto directo de la potencia en función de los cambios microestructurales y mecánicos como dureza. La microestructura de ferrita acicular, así como la bainita superior en función del tratamiento térmico son ampliamente buscadas en este tipo de aceros por ser favorables para las propiedades mecánicas. Las fases como martensita y bainita inferior dan lugar a la modificación de las propiedades mecánicas haciéndolo susceptible al agrietamiento. El acero en la zona afectada por el calor (ZAC) y las ferritas con estructura Widmanstätten, debilitan los límites del grano. No obstante, la literatura se basa en distintas series de aceros microaleados, lo que sugiere diferentes configuraciones del proceso HLAW tales como proceso líder sea láser o soldadura por arco de metal y gas (por sus siglas en inglés GMAW), la influencia de la variación de variables del proceso: velocidad de avance, amperaje, voltaje, velocidad de alimentación del material de aporte y potencia, y la influencia de la separación entre la unión “gap”, la influencia del

material de aporte del proceso GMAW tiene un efecto en la dilución de elementos químicos, que afectan la formación de fases en la microestructura.

El contenido del documento trata sobre un caso de estudio para conocer los cambios microestructurales y mecánicos en acero HSLA 550, en función del calor de entrada del proceso del proceso HLAW, con la finalidad de obtener resultados iniciales que sean de utilidad para futuras investigaciones. Se analizó la influencia del calor de entrada con una potencia de 8 y 7 kW con ajuste de parámetros del proceso GMAW, con una velocidad constante de 30 (mm/s) en las tres uniones, acorde a la literatura consultada. Se realizó un análisis microestructural por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido, para determinar el efecto de la variación de los parámetros sobre la microestructura y sus propiedades mecánicas.

De los resultados generados en el caso de estudio, se aprecia en la ZAC que colinda con la ZAC un crecimiento de grano y en la ZF se aprecian granos columnares de hasta 20  $\mu\text{m}$ .

En dichas zonas se encontró un alto contenido de ferrita acicular, ferrita con estructura Widmanstätten y fases fuera del equilibrio, por lo que se postula que sea posiblemente ocasionada por altas tasas de enfriamiento lo cual no da lugar a que se realicen crecimientos de corte. En estas zonas predominan el crecimiento de estas fases por medio de procesos no difusivos en cambio al tener una estructura alotriomórfica estas se forman por procesos difusivos ya que su crecimiento es a partir del límite de grano y al formarse en la ZAC y ZF tienden a incrementar la dureza.

Palabras claves: Proceso de soldadura HLAW, HSLA 550, microestructura y dureza.

# CAPITULO I INTRODUCCIÓN

## 1.1 Antecedentes

El uso de los aceros de alta resistencia convencionales y avanzados (HSS y AHSS por sus siglas en inglés), es amplio ya que son implementados en diversos sectores industriales como el naval y el automotriz por mencionar algunos. Uno de los más utilizados son los aceros microaleados de alta resistencia y baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés).

En la industria automotriz cuenta con estándares de manufactura rigurosos, entre los cuales destacan la calidad, la fabricación liviana, ambiental y seguridad. La carrocería de los automóviles tiene un papel decisivo, el cual involucra un 58% de la estructura del automóvil, y están formados por diferentes grados de aceros de alta resistencia; entre los cuales destacan ciertos componentes, por lo cual se debe de cumplir con los estándares mencionados.

En los inicios de la industria automotriz, los autos eran fabricados con aceros al carbono laminados en frío; sin embargo, en los últimos 20-30 años se presentó el desarrollo de aceros que brindaran baja densidad y altas propiedades mecánicas como lo son los HSS y AHSS [1]. Estos aceros presentan una alta resistencia al tener un límite elástico entre 210 y 550 MPa, por otro lado, los

aceros avanzados poseen una alta resistencia elástica de 780 MPa y una resistencia a la tracción de aproximadamente 1000 MPa [2].

El uso de estos aceros demanda la implementación de un proceso de soldadura de alta calidad para evitar la disminución de sus propiedades mecánicas. La evolución de los procesos de soldadura es de gran importancia, la soldadura por arco láser híbrida (HLAW por sus siglas en inglés), por ejemplo, cuenta con buenas características tales como: alta velocidad, poca distorsión, disminución de esfuerzos residuales, automatización y un buen control de la calidad durante el proceso.

Este tipo de procesos cuenta con dos fuentes de calor láser y soldadura de arco metálico con protección gaseosa (GMAW, por sus siglas en inglés), los cuales ayudan a tener un mejor control sobre la entrada de calor a lo largo del cordón de soldadura [3] [4].

En este proceso, se obtiene una alta penetración, alta estabilidad, una zona afectada por el calor (ZAC) más restringida, en comparación con los procesos de fusión convencionales, lo cual reduce la distorsión del metal base y esfuerzos residuales. Las propiedades de las uniones, dependen del calor de entrada necesario para que se produzca la fusión entre el metal base y el metal de aporte, las temperaturas alcanzadas por el proceso de soldadura, así como un posterior tratamiento térmico, los cuales dan como resultado cambios microestructurales y mecánicos en las uniones. En algunos aceros de alta resistencia el aumento de la entrada de calor puede ocasionar, el incremento o disminución de las propiedades mecánicas de la unión soldada comprometiendo la integridad de está [4] [5].

Los aceros microaleados de baja aleación y alta resistencia (HSLA, por sus siglas en inglés) no presentan un alto contenido de carbono equivalente "CE" por lo que no es necesaria la aplicación de un precalentamiento antes de iniciar la soldadura. Este tipo de aceros presentan una microestructura, ferrítica-perlítica donde el calor de entrada en la soldadura, implica el incremento de granos

gruesos y posibles zonas de reblandecimiento en la zona afecta por el calor, dando como resultado una variación en la dureza y resistencia a la tensión debida al calor de entrada. Es por ello por lo que se han desarrollado procesos nuevos como lo es el HLAW para minimizar el calor de entrada y poder conservar su microestructura original, conservando el grano fino en la zona afectada por el calor para así conservar de igual manera sus propiedades mecánicas [6].

## **1.2 Objetivo general**

Desarrollar un estudio bibliográfico del efecto de la potencia láser, sobre la microestructura en aceros de alta resistencia baja aleación, por el proceso láser híbrido HLAW y su relación con las propiedades mecánicas (dureza).

## **1.3 Objetivo específico**

- Recopilar información relevante acerca del proceso híbrido HLAW aplicado en aceros HSLA.
- Analizar los cambios en la microestructura de los aceros HSLA al ser sometido a altas entradas de calor durante la unión con proceso láser híbrido HLAW.
- Analizar microestructuras y cuantificación de fases en aceros HSLA soldados por proceso HLAW.
- Determinar la dureza en aceros HSLA soldados mediante el proceso HLAW.
- Determinar el efecto de las microestructuras obtenidas, conforme a las propiedades mecánicas (dureza).

## **1.4 Justificación**

En la actualidad el uso de los aceros HSLA se han implementado en diversas áreas en la industria, una de ellas es el sector automotriz para ciertos componentes, como lo son el chasis, los ejes y los refuerzos de carrocerías, esto

debido a sus altas propiedades mecánicas, en comparación a las de un acero al carbono. Dado que los aceros HSLA ofrecen excelentes propiedades mecánicas, se implementa el uso de estos aceros ya que se manejan espesores inferiores a los que se utilizarían con un acero al carbono convencional.

Al someter un acero HSLA a un proceso de soldadura se efectuar un cambio en la microestructura inicial del acero (ferrita-perlita), lo que conlleva a un crecimiento de grano y la formación de nuevas fases que pueden afectar significativamente las propiedades mecánicas del material.

En la actualidad, en el proceso HSLAW tiene un mejor control de los parámetros de soldadura tales como: velocidad de avance, corriente y la entrada de calor, pero el control no es tan riguroso sobre el efecto de la potencia con respecto a la microestructura en función de las propiedades mecánicas, lo que llevaría a una ventaja frente a los procesos de soldadura convencionales. Sin embargo, se tiene poca información sobre de ello, por lo que se necesita profundizar en el proceso HSLAW en aceros HASLA.

## **1.5 Planteamiento del problema**

Los aceros HSLA fueron desarrollados para satisfacer la demanda en el sector industrial, debido a sus propiedades mecánicas tales como: dureza, rigidez, absorción de impacto, tracción y otros. En la cual se requiere tener conocimiento sobre el efecto de los parámetros de soldadura, sobre las propiedades de dichos aceros.

Debido a que los procesos de soldadura de fusión convencionales, aplicados a los aceros HSLA, tienden a generar un gran aporte térmico a la unión soldada y consecuentemente la pérdida de propiedades, el proceso de soldadura HSLAW genera una ZAC muy baja y entradas de calor mínimas, que generan cambios mínimos en las microestructuras. Por otro lado, hay una carencia de información relacionada con el efecto del calor de entrada, y su influencia sobre la

microestructura y las propiedades mecánicas, en aceros de baja aleación y alta resistencia unidos mediante proceso HLAW.

### **1.6 Aportación científica e industrial**

Analizar el efecto de la variación de la potencia láser, y su efecto en la microestructura y propiedades mecánicas de dichos aceros implementando el proceso de soldadura híbrida HLAW.

El presente trabajo aportará información sobre el efecto del calor de entrada sobre los aceros de baja aleación y alta resistencia, utilizados en diversos sectores de la industria.

### **1.7 Alcances y delimitación**

El alcance de este proyecto de investigación es recopilar información bibliográfica del estado del arte de la unión de los aceros HSLA unidos mediante el proceso de soldadura híbrida HLAW, donde se pueda percibir el cambio microestructural y la afectación en las propiedades mecánicas debido al calor de entrada de dicho proceso.

# CAPITULO II MARCO TEÓRICO

## 2.1 Aceros

Los aceros al carbono son clasificados según su contenido de carbono según, el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés) y la sociedad de ingenieros automotrices (SEA por sus siglas en inglés), en ambas se plantea cuatro dígitos, en donde los primeros dos el elemento principal y los ultimo dos dígitos el contenido de carbono, esto de acuerdo por el contenido de carbono, en el cual se clasifican ya sea bajo con un contenido de 0.30%, medio con 0.30-0.60% de carbono y los de alto contenido de carbono de 0.60-100% del mismo [7]. Los aceros bajo y medio carbono son los más utilizados en la industria de la construcción y automovilística.

## 2.2 Clasificación de los aceros avanzados “HSS y AHSS”

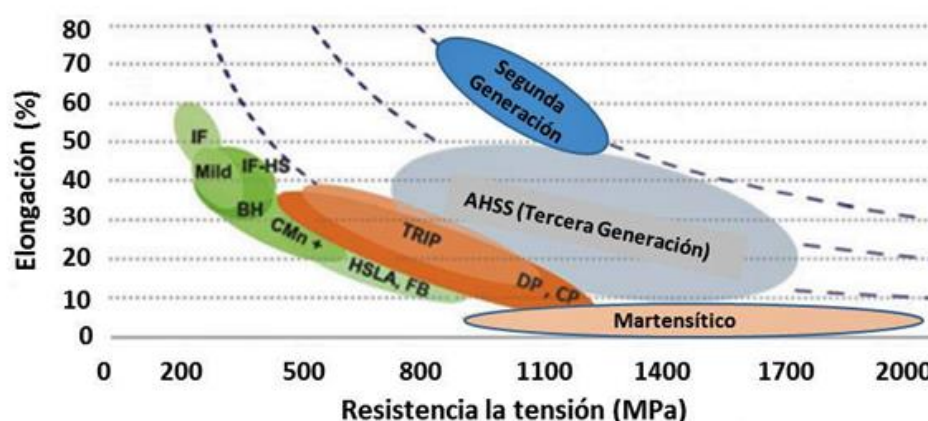
Los aceros de alta resistencia y los aceros avanzados de alta resistencia (HSS y AHSS) fueron desarrollados para mejorar las propiedades de los aceros de bajo carbono, así como la resistencia de estos. En estos tipos de aceros se logran mayores resultados en cuanto a resistencia cuando, son sometidos a tratamiento térmico o práctica de fusión. La Tabla 2.1 muestra la designación (AISI) para la clasificación de HSS y AHSS en función de la resistencia.



La clasificación de los aceros HSS se divide en aceros: refosforizado de alta resistencia, los aceros endurecidos por recocido (BH, por sus siglas en inglés), aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), aceros reforzados por solución sólida (SSS, por sus siglas en inglés) y aceros de bajo carbono. Los aceros AHSS se clasifican en doble fase (DP, por sus siglas en inglés), fase completa (CP, por sus siglas en inglés), martensíticos, aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés) y aceros de transformación inducida por maclaje (TWIP, por sus siglas en inglés). Los aceros de mayor importancia en la industria automotriz son los HSLA, DP y TRIP, la diferencia entre HSS y AHSS son las propiedades mecánicas que proporciona cada uno de ellos, lo cual se ilustra en la Figura 2.1 [8] [9].

**Tabla 2.1 Designación del Instituto Americano del Hierro y del Acero, de los aceros HSS y AHSS [9].**

Tipo de acero	Esfuerzo de rendimiento	
	MPa	ksi
High-strength steel (HSS)	255-550	37-80
Advanced high-strength steel (AHSS)	>550	>80



**Figura 2.1 Clasificación de los aceros primera y segunda generación (HSS y AHSS) Tensión vs Elongación [10].**

### **2.2.1 Ventajas de los aceros HSS y AHSS**

La introducción de los aceros HSS y AHSS en el sector automotriz ha dado como resultado en comparación con otros metales tales como el acero bajo contenido de carbono, aluminio y magnesio [9].

- Reducción de peso a través de la implementación de productos laminados de bajos calibre.
- Eficiencia de combustible y emisiones tóxicas.
- Alta resistencia al impacto.
- Aumento de fatiga y fuerza.
- Alto costos de materias comparando con aleaciones de aluminio y magnesio.
- Reducción de los costos de manufactura, al implementar el uso de calibres más delgados.

### **2.3 Aceros de baja y alta resistencia HSLA**

Los aceros de baja aleación y alta resistencia HSLA logran una buena combinación de formabilidad, soldabilidad y buenas propiedades mecánicas a través de microaleaciones, en comparación de los aceros al carbono convencionales. Este tipo de aceros presenta contenidos de carbono entre 0.05-0.25%. Además de los elementos de aleación en pequeñas cantidades como cromo, níquel, molibdeno, cobre, nitrógeno, vanadio, niobio, titanio y circonio. Estos aceros presentan una mayor resistencia, esto debido al rápido enfriamiento, el cual tiene como finalidad producir un tamaño de grano muy fino en la fase ferrita, mediante la adición de los elementos de aleación anteriormente mencionados. Los aceros HSLA son producidos como productos laminados en caliente y posteriormente son sometidos a una segunda fase de laminado en frío [8], [10].

Los elementos de aleación que actúan como fortalecedores para los aceros HSLA aleaciones con manganeso, fósforo y silicio, son endurecidos por medio

de mecanismo de solución sólida sustitucional teniendo una relación contenido-resistencia de: 3 MPa (0.4 ksi) por cada 0.1% Mn, 7 MPa (1 ksi) por cada 0.01% P, y 8.5 MPa (1.2 ksi) por cada 0.1% Si [11].

### 2.3.1 Propiedades mecánicas y composición del acero HSLA

Las propiedades de los aceros HSLA se pueden lograr límites elásticos de hasta 485 MPa (70 ksi) sin la aplicación de algún tratamiento térmico [8], en las Tablas 2.2 y 2.3 se muestran las propiedades mecánicas y la composición general del acero HSLA, respectivamente.

**Tabla 2.2 Propiedades del acero HSLA sin aplicación de tratamiento térmico [12].**

Acero	Mínimo límite elástico		Resistencia a la tracción mínima		Esfuerzo mínimo de la ductilidad, (alargamiento en 50 mm o 2 in) %
	MPa	ksi	MPa	ksi	
HSLA	275-450	40-65	415-550	60-80	18-24

**Tabla 2.3 Composición química general de los aceros HSLA [12].**

Acero	Composición química			
	%C	%Mn	%Si	Otros
HSLA	0.05 - 0.26	1.30 máx.	0.15 - 0.40	0.20 Nb y 0.05V

### 2.3.2 Clasificación de los aceros HSLA

Los aceros HSLA pueden ser clasificados de diversas maneras, una de las clasificaciones más comunes es de acuerdo con las propiedades que presentan [10], [12].

- Aceros para intemperismo, diseñados para tener una mayor resistencia a la corrosión atmosférica.
- Aceros laminados, diseñados para desarrollar una austenita altamente deformada para dar lugar a una transformación a ferrita equiaxial fina.

- Aceros reducidos en perlita, presentan endurecimiento por precipitación, y contenidos demasiado bajos de carbono con contenidos muy bajos de perlita, fortaleciéndola con grano ferrítico muy fino.
- Aceros microaleados, contienen elementos en bajas cantidades como niobio, vanadio y titanio, que actúan como refinadores de grano o precipitados para que el acero adopte un efecto endurecedor.
- Acero ferrita acicular, contenido de carbono muy bajo, con una microestructura acicular fina en lugar de una ferrita poligonal que sería lo habitual.
- Aceros de doble fase, presentan una microestructura ferrítica con pequeñas cantidades de martensita con porcentajes de carbono altos el cual se encuentra disperso homogéneamente, presentando una buena ductilidad y formabilidad del acero.

Los aceros HSLA pueden tener pequeñas cantidades de calcio, y elementos tales como tierras raras o zirconio para el control de las inclusiones de sulfuro, teniendo en cuenta que estas en cantidades elevadas dan como resultado de malas propiedades, la descripción del grado se utiliza en el sistema de numeración (SAE, por sus siglas en inglés) para aceros de alta y baja aleación usando el número 900, donde los últimos dos dígitos representan la fluencia mínima del acero los elementos de fortalecimiento son representados por una X (niobio, vanadio o nitrógeno).

La designación de los aceros se denomina como (XX aa/bb) en donde XX describe el tipo de acero, aa describe la resistencia máxima a la tracción en MPa y bb la resistencia a la tracción mínima del acero [8].

## **2.4 Control de las propiedades en aceros HSLA**

La gran parte de los aceros HSLA laminados en caliente tienen una tendencia a mostrar una microestructura ferrita-perlita. La excepción para algunos aceros

controlados durante la laminación en los cuales se promueve la formación de ferrita acicular y en algunos casos aceros de doble fase con martensita dispersa en una matriz de ferrita poligonal, dichos aceros para incrementar su resistencia utilizan estructuras eutectoide, en cuanto a los aceros HSLA con estructura ferrita-perlita se requiere el incremento de la fase ferrítica para aumentar su resistencia. La fase perlita se considera como indeseable ya que disminuye la tenacidad al impacto en estos aceros [13].

## 2.5 Efecto de los elementos de aleantes

La adición de ciertos elementos en los aceros HSLA son utilizados para cambiar el tamaño de grano y su refinamiento, así como el cambio de las temperaturas de transformación. La adición de estos elementos promoverá una solución sólida y el fortalecimiento de ciertos precipitados [14].

**Niobio.** (0.03% - 0.09%) Actúan como un retardador del proceso de recristalización entre fases, para dar lugar a la formación de austenita, formador de precipitados de (C, N) inducidos por deformación. Al igual permite una supresión adicional de recristalización evitando la migración de átomos sublímites de grano austenítico y, proporcionan una gran cantidad de núcleos en la austenita deformada para la formación de finas partículas de ferrita durante el enfriamiento. La presencia de NbC precipita en estos aceros, lo que contribuye al fortalecimiento total a través de la relación de fortalecimiento Hall-Petch [15].

**Titanio.** (0.01%) Promueve la formación de precipitados para el endurecimiento del material, actúa como delimitador de grano austenítico, a altas cantidades de este elemento se presentan problemas con la resistencia al impacto.

**Vanadio.** (0.04% - 0.15%) Eleva la resistencia del acero, en combinación con el niobio se agrega para la formación de precipitados de vanadio, formando nitruros en ferrita o durante la transformación de la austenita a ferrita,

incrementando la resistencia, para altos contenidos de vanadio puede retrasar la recristalización del material.

**Aluminio.** (0.05% - 0.08%) Normalmente usado para desoxidación del material por su bajo costo, puede actuar como inhibidor del crecimiento del grano (normalizado).

**Manganeso.** (1.5%) Adopta un efecto fortalecedor de la solución sólida débil ferrita, cuando se combina con azufre es formador de inclusiones de MnS son preferentes que la formación de FeS en el acero, en los aceros modernos la cantidad de azufre es muy baja y evitan la formación de los mencionados sulfuros.

**Molibdeno.** (0.3%) La afectación es de manera similar al manganeso aumentando la resistencia a la corrosión atmosférica.

**Silicio.** (0.2%) Actúa como desoxidante, pero en elevadas cantidades es perjudicial para el acero.

**Fosforo.** No afecta a la estructura del acero cuando es laminado en caliente, endurece la fase ferrita.

**Fosforo y níquel.** No son muy usados en aceros HSLA, aunque se encuentran en forma de residuos por la fabricación y la chatarra que lo contiene.

**Carbono.** Un alto contenido incrementa la formación de la fase ferrita, pero se considera que a elevadas cantidades reduce la soldabilidad y fragiliza el acero.

## 2.6 Microestructura típica del acero HSLA

Los aceros de baja aleación incluyendo a los HSLA Figura 2.2, contienen pequeñas cantidades de microaleaciones. Los aceros adoptan una estructura ferrítica y perlítica teniendo en cuenta el contenido de carbono, el contenido de

carbono es menor que otros aceros, lo que da lugar a un contenido de perlita menor, el tamaño del grano ferrítico es más pequeño, en el cual se puede identificar perlita alargada en forma de bandas. La forma del tamaño fino de las bandas de perlita se le atribuye al procesamiento de manufactura del material [16].



**Figura 2.2 Microestructura de un acero HSLA, con perlita alargada en forma de bandas y granos ferríticos [16].**

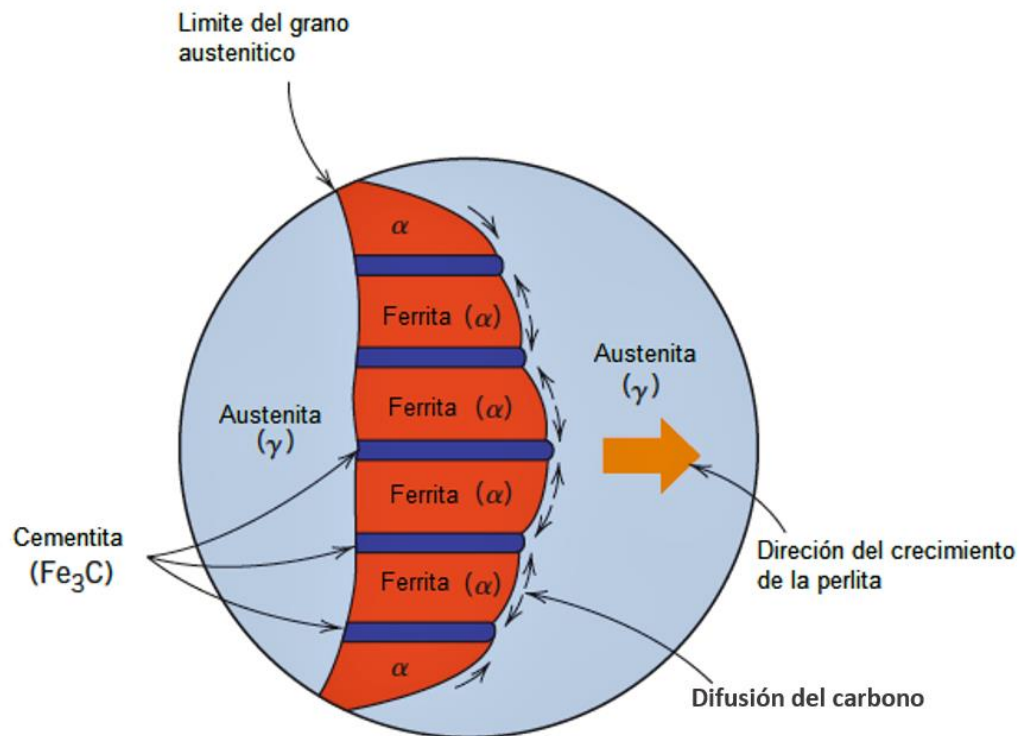
La microestructura del acero HSLA puede ser lo bastante compleja debido a la variación de los constituyentes principales como son los microaleantes, donde pueden dar lugar a la transformación de ferrita, cementita, perlita, bainita y martensita o en algunos casos los aceros HSLA pueden contener martensita retenida.

## **2.7 Microestructura perlítica y bainítica**

La perlita se identifica por tener colonias de granos, en donde se orientan a una cierta dirección la cual varía de una a otra colonia. Este tipo de fases se pueden presentar en capas delgadas y gruesas de ferrita, la fase de cementita aparece como laminillas delgadas, generalmente aparecen en una tonalidad oscura. Algunas de las fases de la cementita son tan delgadas que al estar tan

cerca de la fase adyacente es complicado distinguirlas. La característica de esta fase hablando mecánicamente, suele estar entre la cementita y la ferrita [17].

Las capas alternas de ferrita y  $\text{Fe}_3\text{C}$  forman la fase perlita. Se denomina como estructura eutéctica, dado que la fase original está formada por austenita a un 0.76% en peso C, el cual es diferente de cualquiera de las fases, (ferrita 0.022% en peso C y cementita 6.7% en peso C). Lo que implica que para la transformación de esta fase se requiere que haya una distribución de carbono por difusión; los átomos de carbono difunden en la ferrita y en las capas de la cementita, dado que la perlita se extiende hasta los limes de la austenita, se encuentra sin reaccionar como se muestra en la Figura 2.3. Las capas en la perlita se forman por los átomos que difunden en distancias muy cortas para la formación de esta fase [17].



**Figura 2.3 Representación del crecimiento y formación de la perlita en austenita, difusión del carbono indicada con flechas [17].**



La transformación de la perlita fina y gruesa es generada debido a la temperatura de transformación, dado que la perlita gruesa se presenta por debajo del punto eutectoide como resultado ferrita-Fe<sub>3</sub>C, en donde las temperaturas de difusión son rápidas. La disminución de la temperatura en función de la difusión del carbono provoca que las capas se vuelvan más delgadas a la cual se le denomina como perlita fina [17].

La bainita es una microestructura que contiene ferrita y cementita en una matriz ferrítica y partículas alargadas de Fe<sub>3</sub>C lo que se denomina como proceso difusivo, la cual tiene como característica la formación de placas o agujas, dependiendo de la temperatura de la transformación. La transformación de esta fase se da en temperaturas por debajo de la ferrita, la cual se puede presentar como bainita superior o inferior, la superior se forma a temperaturas de entre 500°-600 °C formada por una matriz ferrítica con cierto contenido de carburos y la bainita inferior se forma a 100°-250°C con un aspecto acicular bastante parecido a la martensita, un crecimiento en placas con terminación en puntas redondeadas, con ferritas alargadas las cuales contienen carburos, la transformación bainítica presenta una estructura fina con mayor dureza en comparación con la perlita, sin embargo pueden tener una combinación perfecta de ductilidad y resistencia [17].

Las transformaciones perlíticas como bainíticas, toman en consideración que son competitivas entre sí, una vez que una de esta haya empezado a transformar no es posible transformar a la otra sin recalentar para formar austenita.

## **2.8 Mecanismos de endurecimiento de ferrita**

Los aceros HSLA ferríticos-perlíticos requieren el fortalecimiento de la ferrita; la perlita, generalmente es un indeseable ya que tiende a reducir la tenacidad al impacto y requiere mayores cantidades de carbono. La ferrita en los aceros HSLA es reforzada con el refinamiento del grano, endurecido por precipitación y en algunas ocasiones por solución sólida. El fortalecimiento de esta fase es

completamente deseable ya que hay un aumento en la resistencia y en la tenacidad.

Refinamiento de grano: es principalmente afectado por los diseños de la aleación y de sus métodos de procesamiento utilizado en las diversas etapas de laminación:

- La adición de titanio o aluminio, retarda el crecimiento del grano austenítico cuando el acero es calentado para una deformación o tratamiento térmico posterior
- El control del proceso de laminado de los aceros microaleados para el acondicionamiento de la austenita y lograr transformarla en ferrita de grano fino
- Uso de aleantes y métodos de enfriamiento más severos para transformar la austenita a ferrita

El uso de un enfriamiento más severo para el refinamiento de grano, tienen como efecto el fortalecimiento por precipitación, considerando que se puede dar como consecuencia la presencia de transformaciones indeseables. El endurecimiento por precipitados, ocurre a partir de la dispersión de carbunitruros finamente desarrollados durante el calentamiento y enfriamiento. Al ocurrir el endurecimiento por precipitación. Este es asociado con una reducción en la tenacidad, el uso del refinamiento del grano junto con el endurecimiento por precipitación suelen ser empleados para mejorar la tenacidad [12].

El endurecimiento por precipitación está asociado con el tipo de carbunitruros, el tamaño y la cantidad de estos. La formación de carburos metálicos (MC) efectivos para el endurecimiento de los aceros microaleados con niobio y titanio. La cantidad de MC durante el enfriamiento y calentamiento dependen de la solubilidad de los carburos en la fase austenita, de igual manera en la selección de elementos para influir la transformación de la fase austenita a ferrita [12].

Durante el proceso de recristalización de la ferrita el calentamiento de un acero sin alear de bajo carbono laminado en frío, la ferrita tiende a recristalizar antes de que alcance la temperatura intercrítica. La presencia de elementos como Mn, Cr, Mo y Nb, provocan que se desplace la temperatura de recristalización, haciendo que esta se eleve a 730°-800°C, cuando se calienta a temperaturas inferiores tiene como resultado la recuperación de la ferrita [9].

## **2.9 Transformaciones martensíticas**

La fase austenita produce mayor resistencia en los aceros debido a que la transformación ocurre y es producida a velocidades lo suficientemente rápida, lo que da como resultado una supresión de la transformación por difusión de la fase austenita a ferrita, perlita y bainita.

La morfología de la microestructura de la martensita, en aceros con contenidos de medio y bajo carbono se caracteriza por tener forma de listones en donde en su interior hay dislocaciones enredadas y tiene bajas concentraciones de austenita retenida entre estos listones.

En aceros con alto contenido de carbono se forma la martensita de placa, los cristales martensíticos tienen la forma de placa y las unidades adyacentes son paralelas, en donde hay una gran concentración de austenita retenida debido a las bajas temperaturas de transformación de la martensita. La transformación de la martensita solo puede ocurrir si es suprimida la transformación de la austenita controlada por la difusión.

Las transformaciones de fase martensíticas, son consideradas como transformaciones de nucleación y crecimiento, las cuales son gobernadas por etapas de nucleación y crecimiento, donde la velocidad de transformación es tan alta que se consideran como transformaciones volumétricas controladas casi en su totalidad por la etapa de nucleación. Una transformación de martensita en un acero al carbono se efectúa en estado de equilibrio de alta temperatura (austenita CCC), al tener una fase de baja temperatura (Martensita TCC) fuera del equilibrio

la cual es metaestable ya que se forma a enfriamientos muy rápidos. La martensita se puede descomponer por medio de un recocido a bajas temperaturas por reacción de nucleación y crecimiento en estructuras de equilibrio como ferrita y cementita [18].

Las transformaciones de martensita en aleaciones base hierro exhiben dos morfologías distintitas denominadas como martensita en listón y placa, en la Tabla 2.4, se indican las aleaciones Fe-C y la forma predominante de la martensita, el plano cristalográfico de la martensita en listón es {111} mientras que la plana es {225} o {259} [18].

**Tabla 2.4 Subestructura de algunas martensita base hierro [18].**

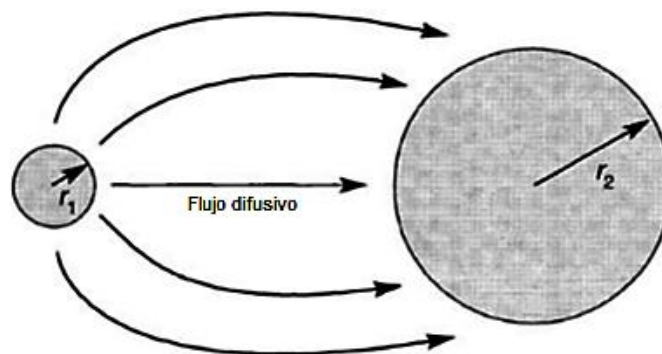
<b>Sistema de aleación</b>	<b>Subestructura de la martensita</b>	<b>Composición %e.p.</b>
Fe-C	Principalmente listones dislocados	% C < 0.6
Fe-C	Principalmente placas macladas	% C > 0.6
Fe-Ni	Listones dislocados	% Ni < 25
Fe-Ni	Placas macladas cerca de nervadura	% Ni > 29
Fe-Cr	Listones dislocados	% Cr < 10
Fe-Cr-C	La densidad de la macla disminuye con el incremento en el tamaño de placa	8% Cr – 1% C

## 2.10 Maduración de Ostwald

El proceso de maduración describe el crecimiento de los carburos durante el temple, la concentración de soluto en un solvente en la interfaz con una segunda fase hace variar el radio de la partícula. Al existir una interfaz plana, el valor del radio tiene que ser pequeño cuando se considera la dispersión de carburo en el acero el radio tiende a ser alto. Debido a esto la energía interfacial asociada en la interfaz del carburo-ferrita tiende a ser alta, dando como resultado la formación de interfaces incoherentes a temperaturas relativamente bajas. El aumento de la temperatura aumenta la tasa de difusión, por lo tanto, es necesario considerar la cinética del proceso de crecimiento.

La cinética para la maduración de Ostwald (Figura 2.4) implica el crecimiento de las partículas grandes a expensas de las de menor tamaño, las cuales son tomadas en solución; lo que en un acero al carbono se denota como el control de la velocidad de crecimiento del carburo, el cual implica la difusión del carbono a través de la interfaz ferrita-carbono y que requiere como mínimo una energía de activación de  $80 \text{ kJmol}^{-1}$ , sobre un colapso de una partícula de cementita sobre la red el carbono desplazándolo y creando una vacancia en la interfaz de carburo. Cuando los átomos de carbono llegan a la interfaz de cementita en crecimiento, y alcanzan su volumen máximo, la energía de activación por lo menos de  $240-80 \text{ kJmol}^{-1}$ , un aumento en la temperatura promueve un incremento de la velocidad de difusión provocando que la maduración de Ostwald se dé más rápido.

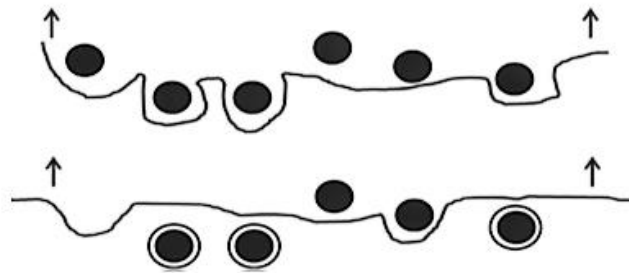
Algunos otros aspectos sobre la maduración de Ostwald sobre la microestructura, incluye los aceros al carbono cuando están a temperaturas por encima de los  $450^\circ\text{C}$  los granos de ferrita son casi esféricos en los límites grano y las vacancias de las partículas en disolución crecen más fácilmente en los límites de grano que en los granos, ya que en los límites de grano hay gran concentración de energía [19].



**Figura 2.4** Proceso esquemático de la maduración de Ostwald, en caso de los aceros al carbono, las especies difusoras es carbono y vacancias [19].

## 2.11 Mecanismos de Orowan

El mecanismo de Orowan, es la relación de la tensión aplicada para realizar el movimiento de las dislocaciones para que pasen por alto los obstáculos, como se muestra en la Figura 2.5 cuando las partículas son de menor tamaño, hay una gran dispersión de partículas nanométricas presentes en la matriz metálica, el fortalecimiento que presenta es altamente favorable por el mecanismo de Orowan, incrementa la resistencia a la fluencia y a una estabilidad térmica. Es necesario tener una fracción volumétrica de al menos 1% ya que es necesario para que las dislocaciones eviten las partículas. La forma, el tamaño y la distribución en la matriz de las partículas afectan directamente el proceso de fortalecimiento[20].



**Figura 2.5 Modelo de Orowan del movimiento de las dislocaciones descrito por Dieter [20].**

## 2.12 Efecto de Hall-Petch: tamaño de grano

Describe principalmente el efecto del refinamiento del tamaño de grano de la fase ferrita. El cual proporciona uno de los fortalecimientos más importantes de los aceros, el cual se relaciona con el diámetro de la fase austenita y ferrita.

El tamaño de grano determina la distancia que las dislocaciones deben moverse para que tengan una acumulación en los límites de grano, un mayor tamaño de grano tendrá una mayor concentración de dislocaciones y una mayor concentración de estrés entre los granos vecinos. Lo que implica que al tener un tamaño de grano demasiado grande por lo cual será más fácil la propagación de

una fractura; en caso de tener un tamaño de grano menor será un esfuerzo mayor de rendimiento y será más difícil la propagación [21].

Relación inversa del tamaño del grano y la resistencia del rendimiento, mecanismo de Hall-Petch, mientras más límites de granos cercanos crea más opciones de movimiento de dislocaciones a su vez fortaleciendo el material. El efecto Hall-Petch solo se puede aplicar cuando la relación de tamaño de grano va de 1 mm hasta 1 micrómetro.

A medida que el tamaño de grano se acerca a una nanoescala, menor a 10 nm, la resistencia del material puede ser afectada debido a la proporción de los límites de los granos, a esto se le conoce como efecto inverso de Hall-Petch, sin embargo, este efecto se muestra en materiales que pueden mostrar una deformación anormal de 100% de deformación sin que llegue a presentar fallas [22].

El límite de grano reduce el movimiento de las dislocaciones, lo que da lugar a que las aperturas en solución más grandes y un enfriamiento continuo rápido. Lo anterior da como resultado el crecimiento de ferrita acicular o de martensita, la cual contiene altas densidades de dislocación, dado que la ferrita acicular tiene mayor densidad que la ferrita poligonal, cuando el acero tiende a tener un enfriamiento lento, puede generar ferrita poligonal de gran tamaño y algo de bainita, pero esto al final dependerá de los elementos de aleación que contenga el material [15].

### **2.13 Principales aplicaciones**

En la actualidad, las aplicaciones de los aceros HSLA son muy variadas, entre los cuales destacan: se presentan en maquinaria pesada, ferrocarriles, equipo agrícola, sector de construcción, componentes de automóviles “chapas”, postes de cableado eléctrico y brazos de maquinaria. Para ciertas aplicaciones dependerá del tipo de estructura cristalina, elementos aleantes y propiedades mecánicas, así como espesor que se esté manejando [7] [11].

En la Tabla 2.5 se especifica algunas aplicaciones de los aceros HSLA conforme a la normativa ASTM [13].

**Tabla 2.5 Aplicaciones del acero HSLA en base a la especificación ASTM [13].**

<b>Especificación en base a la ASTM</b>	<b>Elementos de aleación</b>	<b>Características principales como aplicaciones</b>
A 242	Cr, Cu, N, Si, Ti, V, Zr	Miembros estructurales y remachados
A 572	Nb, V, N	Estructuras, remaches sobre todo de puentes y edificios remachados
A 588	Nb, V, Cr, Ni, Mo, Cu, Si, Ti, Zr	Estructuras soldadas o remachadas, principalmente puentes y construcciones soldadas
A 606	No especificado	Estructurales y distintos propósitos, principalmente para el ahorro de peso y durabilidad
A 607	Nb, V, N, Cu	Estructurales, para un mayor ahorro de peso y mayor resistencia
A 618	Nb, V, Si, Cu	Estructuras en general sea soldado o a tornillado, puentes o edificios
A 633	Nb, V, Cr, Ni, Mo, Cu, N, Si	Resistencia a temperaturas mayores de -45°C sean soldados o remachados
A 656	V, Al, N, Ti, Si	Marcos de camiones, soportes, vagones de ferrocarril y otras aplicaciones donde es importante el ahorro de peso
A 690	Ni, Cu, Si	Muros de muelles, excavadoras y estructuras que estén en contacto con agua de mar
A 709	V, Nb, N, Cr, Ni, Mo	Puentes
A 714	V, Ni, Cr, Cu, Mo, Nb	Tuberías
A 715	Nb, V, Cr, Mo, N, Si, Ti, Zr, B	Estructurales y otros en donde requieren una alta resistencia y ahorro de peso, así como una buena soldabilidad
A 808	V, Nb	Sistemas de ferrocarril
A 812	V, Nb	Buques
A 841	V, Nb, Cr, Mo, Ni	Recipientes a presión soldados
A 847	Cu, Cr, Ni, Si, V, Ti, Zr, Nb	Tubería estructural soldable, remachados o atornillado de puentes o edificios
A 860	Cu, Cr, Ni, Mo, V, Ti, Nb	Tubería de gas o aceite de alta presión
A 871	Cu, Cr, Ni, Mo, V, Nb, Ti	Estructuras tubulares y postes



## **2.14 Proceso de soldadura por arco con gas protector GMAW**

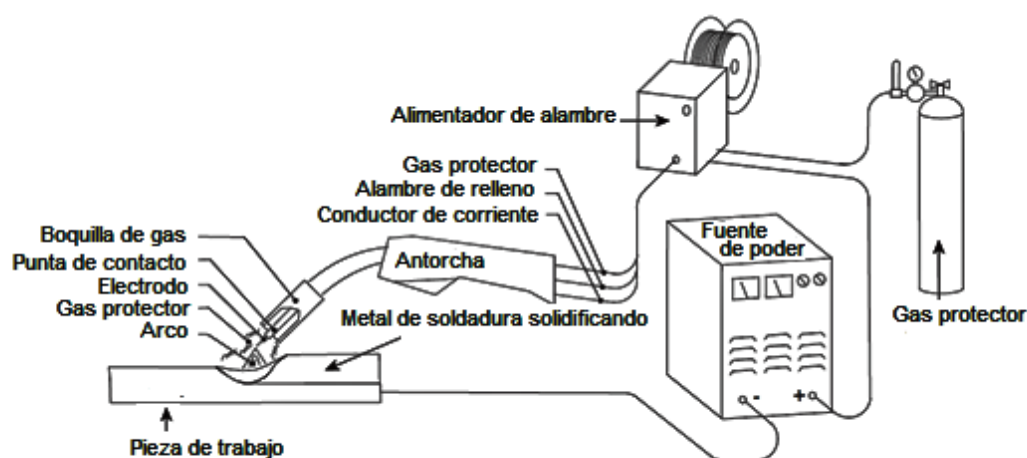
La soldadura por arco metálico con protección de gas GMAW, es un proceso de soldadura que por medio de un gas protector es capaz de formar una columna ionizada de alta temperatura (plasma) la cual se extiende desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, este es suministrado de manera continua. Cuenta con diversos diámetros, la temperatura alcanzada por este proceso de soldadura ronda entre los 6600°C y donde la temperatura de fusión del acero oscila entre los 1530°C a 1540°C aproximadamente manteniendo una corriente alta de 100 a 450 A y voltajes de entre 15 a 35 V [23].

El proceso GMAW se implementó en la década de los años 50, el cual puede operar de forma semiautomática y completamente automática, la aplicación de este proceso puede llevarse a cabo en la mayoría de los aceros, tales como aceros al carbono, aceros de alta y baja aleación, aceros inoxidable, aluminio, cobre, y aleaciones de níquel, siempre y cuando se aplique el gas de protección adecuado con el electrodo y el ajuste de las variables del proceso (amperaje, voltaje y velocidad de avance) [23].

Este proceso de soldadura se compone de una fuente de poder la cual que es alimentada a través de los cables hacia la punta de contacto ubicada en la antorcha del equipo, proporcionando una corriente eléctrica de baja resistencia al cable (electrodo), y otro cable de la fuente de poder es conectado a la mesa de trabajo la cual está en contacto con el metal base, para cerrar el circuito eléctrico.

El alambre a la antorcha o electrodo es suministrado por un sistema de empuje y tracción para ciertos metales como lo es el aluminio. La antorcha puede ser enfriada por medio de un sistema refrigerante (agua o gas), el cual puede ser un gas inerte, activo o mezcla.

El proceso es ilustrado en la Figura 2.6, en ella se muestra la configuración semiautomática, la cual es programada directamente por el operador. Los parámetros que pueden ser variados en esta modalidad son: la velocidad de avance y dirección. El voltaje y la velocidad de alimentación de alambre (corriente) se mantienen automáticamente por el equipo.



**Figura 2.6 Esquema típico de configuración de equipo para proceso de soldadura GTAW [23].**

### **Gases protectores y tipo de transferencia**

El arco se forma gracias al gas protector, el cual forma una campana protectora la cual desplaza a la atmosfera protegiendo al metal fundido. El gas tiene como función proteger de la formación del óxido y de la interacción del oxígeno con el metal fundido. La selección del gas protector dependerá del tipo de acero con el que se dese trabajar así mismo el tipo de transferencia, los principales efectos del tipo de gas incluyen:

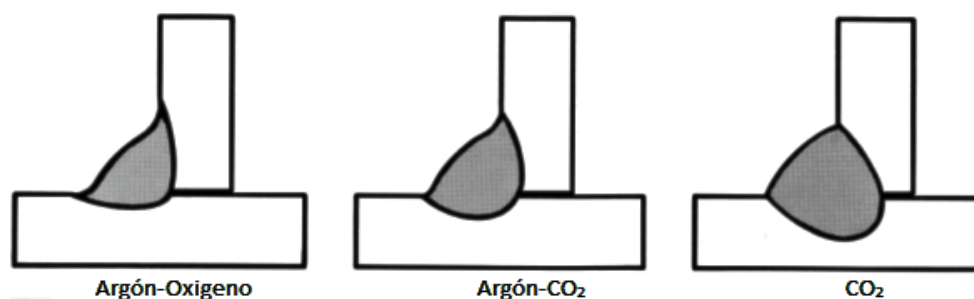
- Características del arco
- Modo de transferencia del metal
- Penetración y perfil de soldadura

- Velocidad de soldadura
- Acción de limpieza
- Propiedades mecánicas del metal soldado

La selección correcta del gas dependerá del electrodo y del material a soldar, la Tabla 2.6 muestra los tipos de gases utilizados en el proceso GMAW [23], [24].

**Tabla 2.6 Características principales de los gases utilizados en GMAW [23].**

Gas	Símbolo	Activo	Inerte	Estado	Peso molecular	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Potencial ionizante	
							aJ <sup>b</sup>	eV
Argón	Ar		X	Líquido-Gas	39.95	0.111	2.52	15.7
Helio	He		X	Gas-Líquido	4.00	0.011	3.92	24.5
Dióxido de Carbono	CO <sub>2</sub>	X		Líquido-Gas	44.01	0.123	2.26	14.4
Hidrogeno	H <sub>2</sub>	X		Gas-Líquido	0.01	0.005	2.16	13.5
Oxígeno	O <sub>2</sub>	X		Industrial-Líquido	32.00	0.089	22.11	13.2
Nitrógeno	N <sub>2</sub>	X		Gas-Líquido	28.01	0.782	2.32	14.5



**Figura 2.7 Efectos del oxígeno vs el dióxido de carbono al flujo de argón protector [23].**

Los gases, así como la mezcla de estos puede proporcionar puede proporcionar efecto para la unión de diversos materiales. El argón es un gas inerte el cual proporciona un ambiente inerte para evitar la oxidación del metal fundido permitiendo un buen flujo de electrones y proporcionando un arco más estable, dando un perfil de penetración relativamente profundo. Un gas activo, como lo es el CO<sub>2</sub> utilizado normalmente con aleaciones ferrosas produciendo arco más amplio; dando una mayor temperatura haciendo que el charco de soldadura tenga una mayor fluidez, y un perfil de penetración más ancho y más profundo. La Figura 2.7 se muestra los efectos que presenta la mezcla de diversos gases en el proceso GMAW, el oxígeno y el dióxido de carbono tienen una gran influencia cuando son mezclados con argón ya que en contenidos de 1 - 5% de oxígeno o de 3 - 25% de dióxido de carbono proporciona una mejora notable en la estabilidad del arco así como la reducción a la socavación [23], [24].

En la Figura 2.8 y la Tabla 2.7, se puede observar los perfiles de penetración y los rangos sobre los que actúan cada uno. El proceso GMAW puede cambiar el proceso directamente en el centro de control dependiendo de la alimentación de la fuente (alimentación continua). Los modos de transferencia convencionales, incluyen:

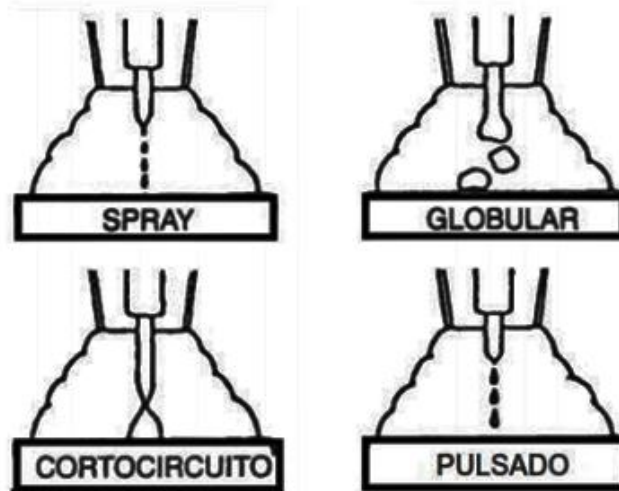
- Cortocircuito
- Globular
- Spray (rociado)
- Pulsado

**Tabla 2.7 Rangos de voltaje y amperaje para los distintos tipos de transferencia en proceso GMAW.**

Tipo de transferencia	Rango de voltaje	Rango de amperaje	Tipo de gas	Velocidad del alambre
Cortocircuitico	< 21 V	-----	CO <sub>2</sub>	Relativa al A y V
Globular	22-27 V	-----	Ar-H	Relativa al A y V
Spray	> 28 V	-----	Ar-H	Relativa al A y V
Pulsado	-----	-----	-----	Relativa al A y V

**La transferencia de cortocircuito (GMAW-S)**, operar a bajas corrientes dependiendo de la aplicación y del tamaño del electrodo, será el ajuste adecuado de los parámetros para este tipo de transferencia de soldadura. La transferencia es depositada por cortocircuito en forma repetitiva, este tipo de transferencia es adecuado para unir piezas de sección delgada, algunas uniones fuera de posición y aberturas de raíz. En este tipo de transferencia, el metal es transferido directamente del electrodo a la pieza de trabajo, siempre y cuando el electrodo este en contacto con el metal fundido, tiende a tener una transferencia de 20 a 200 veces por segundo, la transferencia de cualquier metal nunca podrá ocurrir a través del arco. La baja corriente que utiliza este tipo de transferencia, se debe de considerar que la gota siempre se debe de transferir al metal base hasta que este entre en contacto con el mismo, al ser una corriente baja es requerida para minimizar la salpicadura violenta que presenta la transferencia por cortocircuito.

La transferencia de la gota del electrodo fundida ocurre, cuando la gota entra en contacto con el metal de trabajo, posteriormente se introduce al charco de soldadura y cada vez que sucede esto, el electrodo entra en contacto con el metal base ocurre el cortocircuito; el cual se extingue momentáneamente, este efecto ocurre normalmente en los aceros al carbono en rangos de 180 A y 20 V aproximadamente. Este modo de transferencia genera poco calor relativamente, dando como resultado, un mínimo de distorsión, generando ventajas en ciertas aplicaciones, ya que los cambios que ocurren al usar diversas mezclas de gas pueden ser significativos, cambiando el tamaño de la gota, penetración como la duración del cortocircuito [23], [24].



**Figura 2.8 Tipos de transferencia en proceso GMAW [23].**

**Transferencia globular**, se presenta a corriente y voltaje más elevados que la de cortocircuito, las gotas de material fundido del electrodo viajan a través del arco, teniendo un mayor diámetro que el electrodo estas a diferencia de la transferencia por cortocircuito caen por gravedad, para aprovechar su deposición optima en posición plana. La distancia en este tipo de transferencia juega un papel fundamental ya que si no se tiene la antorcha demasiado cerca del metal base puede ocurrir un sobre calentamiento de la pieza, así como una disminución del voltaje.

Debe de estar lo suficientemente alejada la antorcha para asegurar el desplazamiento de la gota antes de tocar el charco de soldadura, ya que si hace contacto se le considera como transferencia de cortocircuito, la transferencia globular tiene altas velocidades de desplazamiento como un alta deposición, tiene un alto índice de salpicadura [23], [24].

**Transferencia por spray o rociado**, esta transferencia se utilizan amperajes y voltajes aún más elevados (350 A y 29 V) para un acero al carbono, las gotas en esta transferencia son de menor diámetro que el electrodo manteniendo un arco continuo; el gas protector usualmente es argón a 80% de pureza el cual ayuda a estabilizar el arco minimizando las salpicaduras. Este modo de

transferencia requiere el uso de corriente continua con electrodo positivo. Tiene como resultado una alta penetración, normalmente este método es utilizado en todas las posiciones, pero es recomendado para posición plana y horizontal, este tipo de transferencia es demasiado versátil ya que se le puede aplicar a cualquier tipo de acero y aleación debido a las características del gas utilizado (argón), como limitación de este modo de transferencia es la soldadura en espesores delgados ya que la corriente y el voltaje utilizado provocarían la perforación del metal base [23], [24].

**La transferencia pulsada (GMAW-P)**, cuando se utilizan fuentes de impulsos, las cuales proporciona frecuencias únicas de impulsos de 60 pulsos por segundo (pps) o 120 (pps), se tiene un control independiente de la corriente, las fuentes de energía sofisticadas pueden proporcionar automáticamente la combinación óptima de las corrientes y los pulsos ajustada a cualquier velocidad de alimentación del alambre, para combinaciones seleccionadas del tipo de material, gas y electrodo. Cuando se utiliza este tipo de transferencia y se tiene un amplio control de los parámetros, resulta una amplia aplicación debido a sus amplias ventajas [23]:

- Niveles de salpicaduras inferiores que el modo de transferencia por cortocircuito, globular y spray.
- Aumento de la tasa de deposición y minimiza la limpieza post-soldadura.
- Bajos niveles de generación de humos.
- Proporciona una entrada de calor más estable, que resultante en menor distorsión y aumento de la calidad de la unión soldada.
- Se puede utilizar en lugar de GMAW-S para aplicaciones que requieran menos entrada de calor, que tienen tendencia a una fusión incompleta.
- Se puede utilizar para cualquier tipo de acero y aleación, así como espesores delgados y de mayor volumen.

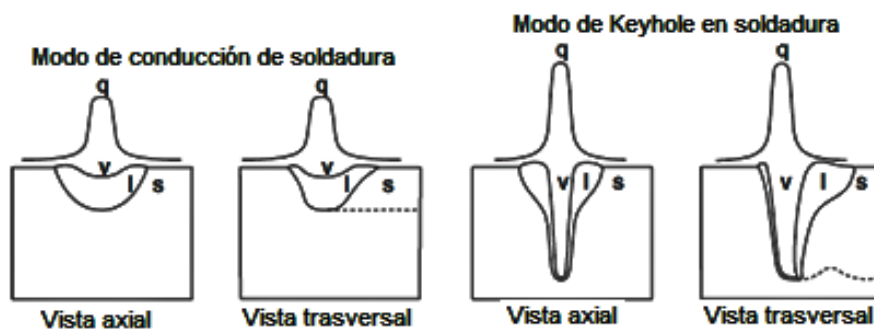
## 2.15 Proceso de soldadura por láser

El proceso de soldadura láser, visto desde una perspectiva ingenieril, es un dispositivo que puede transformar la energía térmica, química, eléctrica, óptica o nuclear, en un haz de radiación electromagnética. El tipo de haz puede desempeñar varias tareas, tales como el proceso de soldadura y cortes; el haz láser concentrado obtenido en este proceso es capaz de producir una soldadura por fusión debido al calor que genera. Los procesos láser más utilizados en la industria de soldadura o corte o algún otro tipo de proceso de material son, láser Nd: YAG y láser de CO<sub>2</sub> [25].

El proceso de soldadura láser proporciona dos modos que influyen sobre el modo de penetración, un modo continuo entre la soldadura en modo de conducción y de ojo de cerradura, debido a procesos físicos que ocurren Figura 2.9, en donde es común apreciar el modo conducción ya que tiene a un proceso más estable, mientras el modo de ojo de cerradura es más propenso al atrapamiento de gas y formación de porosidades, si no se tiene un control de ojo de cerradura puede llegar a ocurrir el colapso del mismo, algunos procesos de mayor entrada de calor mantiene el charco de soldadura líquido el tiempo suficiente para que ciertos gases escapen de él así evitando la formación de porosidad dentro del mismo.

La energía utilizada para el proceso de soldadura láser, se enfoca en un área limitada en comparación con alguno otros procesos de soldadura convencionales, ya que el material circundante no alcanza temperaturas considerables lo que provoca altas velocidades de enfriamiento y de desplazamiento, dando como beneficio zonas afectadas por el calor muy pequeñas, sin embargo al tener una alta velocidad de enfriamiento puede llegar a presentar grietas a lo largo de la línea central por el arrastre de ciertos contaminantes, teniendo en cuenta que algunas microestructuras no deseables frágiles que son formadas por medio de altas velocidades de enfriamiento [24].





**Figura 2.9 Ilustración del diferente modo de conducción y modo de ojo de cerradura [24].**

El primer láser se introdujo en 1960, con la utilización de un cristal de rubí con una lámpara de destello para producir un haz láser. A finales de la década de los 60s, fue la primera aplicación que se le dio como proceso de corte.

### **Clasificación de la soldadura láser**

Los sistemas de haz láser incluyen:

- Soldadura láser en estado sólido
- Láser de diodo directo
- Láser de fibra
- Láser de gas

El láser de estado sólido Nd: YAG y el láser de CO<sub>2</sub> son los más utilizados en la industria por soldadura como se menciona anteriormente. Estos procesos son utilizados como proceso de corte, láser de corte CO<sub>2</sub> y Nd: YAG este último tiene el uso para hacer perforaciones o procesos de endurecimiento. Al igual que en los procesos de soldadura de haz láser se encuentran los procesos híbridos como HLAW, los cuales tienen un impacto creciente en la industria, fabricación de materias y producción [25], [26].

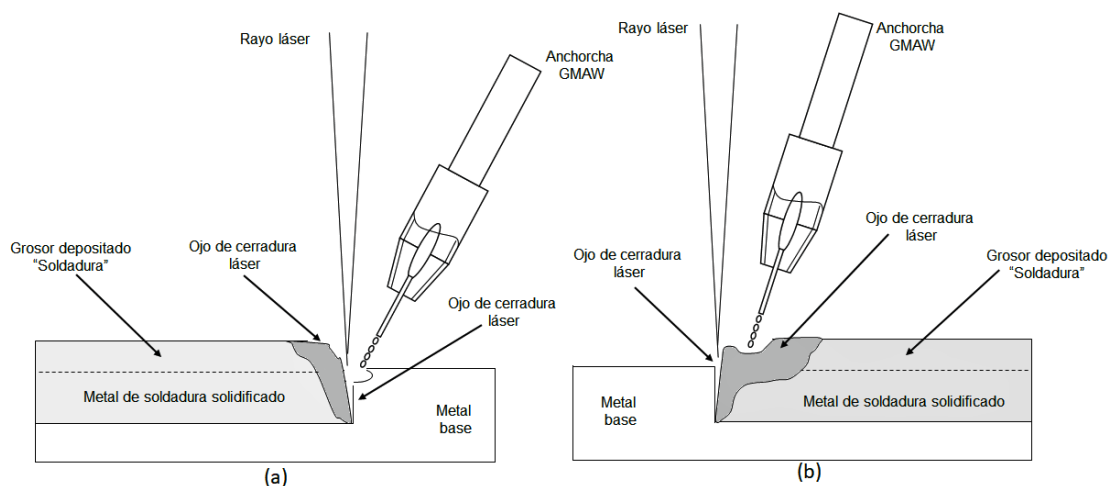
## 2.16 Soldadura HLAW

La soldadura por haz láser (LBW) logra una unión soldada con una excelente resistencia a la fatiga, en combinación con un proceso de soldadura por fusión tradicional, como lo es el proceso de soldadura por arco con gas de protección (GMAW, por sus siglas en inglés), para obtener un proceso de láser híbrido por arco (HLAW) (Figura 2.10). El proceso de soldadura HLAW es un proceso de alta densidad de energía ya que se puede aplicar en una gran variedad de metales y aleaciones.

Los estudios realizados por (Masubuchi, 1984) han demostrado que el aumento en la entrada de calor de tan solo 1% puede causar un aumento del 25% en distorsión fuera del plano. (Reutzel et al. 2008) soldaron paneles de acero de 6.25 mm de espesor, obteniendo una entrada de calor de  $6.2 \text{ kJ cm}^{-1}$  donde la distorsión consistió en una distorsión angular menor y ningún pandeo. Al aplicar el proceso de soldadura láser se estimó una entrada de calor de hasta un 71 % menor que al utilizar un proceso de soldadura convencional.

En la soldadura láser, la fusión ocurre debido a la colisión de fotones con el metal en comparación con el haz de electrones donde la cinética y la energía de los electrones acelerados se convierte en calor al colisionar con el metal [27].

En el proceso híbrido HLAW con antorcha líder GMAW, el proceso láser es utilizado para mejorar la penetración mientras que el proceso MAG se utiliza para la fusión del material aporte, el proceso de soldadura GMAW presenta buenos aspectos de calidad, en combinación con el proceso de soldadura láser se obtiene una penetración profunda, baja entrada de calor y una pequeña zona afectada por el calor [27].



**Figura 2.10 Esquema de proceso de soldadura híbrido HALW y tipos de orientación a) líder láser b) líder arco GMAW [28].**

En el proceso de soldadura HLAW el modo de penetración tiene como principal característica de generar un ojo de cerradura en el metal base; sin embargo, para que esta sea desarrollada tiene que contar con una apertura mínima de  $1.0 \times 10^6$   $W\ cm^{-1}$  en el proceso láser [27]. En la zona de fusión, tiene una alta penetración en el ojo de soldadura que se forma cuando el haz láser con una densidad de potencia alta causa fusión y vaporización del metal base. En este sentido el metal fundido es empujado hasta que la penetración se efectúe en su totalidad, dando como resultado un ojo de cerradura. La relación del láser, la densidad de la potencia y la velocidad de desplazamiento dará como resultado una variación en el ancho del ojo de cerradura del proceso [28].

### **Gases protectores del proceso HLAW**

Los gases de protección se utilizan para prevenir la oxidación, protegiendo la atmosfera del aire circulante la cual brinda un blindaje para el proceso HLAW. Los gases de protección deben seleccionarse de acuerdo con el metal que se está soldado [27], [28]. Uno de los gases más utilizados en el proceso LBW, por tener un alto poder de ionización, es el  $CO_2$  además de tener un bajo costo. Una de las desventajas de este gas que puede absorber o dispersar el haz láser del caudal del gas, para contrarrestar este efecto en el proceso se le adiciona helio

o también se puede utilizar el gas de la antorcha GMAW en donde pueden ser gas puro o mezclas. Los gases utilizados para los procesos GMAW y HLAW pueden ser un gas inerte, activos o mezclas [28].

### **Ventajas y delimitaciones**

El proceso de soldadura tiene grandes ventajas frente a los procesos de soldadura convencionales, pero al igual que todos los procesos denotan algunas delimitaciones [27], [28].

#### **Ventajas**

- Facilidad de automatización del proceso.
- Alta velocidad de soldadura.
- El proceso de soldadura HLAW puede producir pequeñas zonas afectadas térmicamente por su alta penetración.
- Con los parámetros adecuados en el proceso de soldadura HLAW puede ser utilizado en la mayoría de las posiciones.
- Debido a la alta penetración del proceso, puede habilitar menos usos del material de relleno para un espesor dado reduciendo el número de pases de soldadura requeridos para una unión multipasos.
- El material de relleno utilizado en el proceso HLAW es mediante el proceso GMAW, en donde se le puede proporcionar elementos de aleación, llenado de las juntas el cual no es posible por el proceso de soldadura autógena por láser.
- El proceso HLAW tiene una gran aplicación para realizar soldaduras de aleaciones de materiales y uniones disímiles.

#### **Delimitaciones**

- Debido al pequeño diámetro del punto focal del láser, las juntas a tope de sección gruesa, tienen que tener un espacio de más de 1 mm; de lo contrario complica la soldadura.

- La alineación perfecta y el ajuste estricto son esenciales para mantener una calidad en el proceso de soldadura.
- El elevado costo del equipo láser, capital de costo en el sistema HLAW puede ser de 10 a 50 veces mayor que la automatización convencional que el proceso GMAW.
- La soldadura de HLAW solo se usa en aplicaciones mecanizadas o automotrices.
- Requiere medidas adicionales de seguridad el proceso HLAW.

### **Aplicaciones**

El proceso de soldadura HLAW puede soldar una amplia gama de materiales incluyendo acero inoxidable, níquel, titanio, cobre y otros sistemas de aleación., Por lo general el proceso de soldadura es empleado en espesores y secciones más grandes de lo usual: tales como fabricación de vigas, paneles sándwich, tuberías petroquímicas, puentes, vagones, fuselajes estructurales, industria automotriz y estructuras de buques [27], [28]. La aplicación de la soldadura láser híbrida en componentes del sector automotriz ejemplo la elaboración de puertas de la marca Volkswagen Phaeton, incluye 7 soldaduras con proceso GTAW, soldadura con proceso Láser y 48 costuras con proceso de soldadura híbrida [24].

#### **2.17 Modo de transferencia del proceso de soldadura GMAW, para proceso híbrido HLAW e influencia en formación del ojo de cerradura**

Los factores que determinan el ojo de cerradura en el proceso HLAW están dados por la potencia del proceso láser. Cuando se trata de puntos de más de 600 mm (0.024 in), se producen el ojo de cerradura de grandes diámetros y con menos penetración, cuando es utilizado un diámetro entre 100 – 600 mm normalmente utilizado en el proceso, donde se obtiene una buena relación con respecto al ancho y a la profundidad del ojo de cerradura [28].

### **Parámetros del proceso GMAW en soldadura láser**

Dependiendo de los parámetros del proceso de soldadura GMAW se pueden variar el tipo de transferencia, debido a que el proceso de soldadura híbrido HLAW cuenta con altas velocidades de deposición, es utilizado el modo de deposición de spray o roseado o utiliza el pulsado.

La mayoría de los procesos híbridos HLAW usan GMAW con transferencia tipo pulsado, sin embargo, puede utilizarse la transferencia por pulverizado el cual produce una mayor entrada de calor en el proceso del arco, para obtener una mayor velocidad de avance. Dado que el voltaje del arco se puede ajustar para poder tener una mayor longitud del arco donde genera un mayor diámetro en la zona de fusión del proceso, lo cual produce una mayor velocidad de desplazamiento.

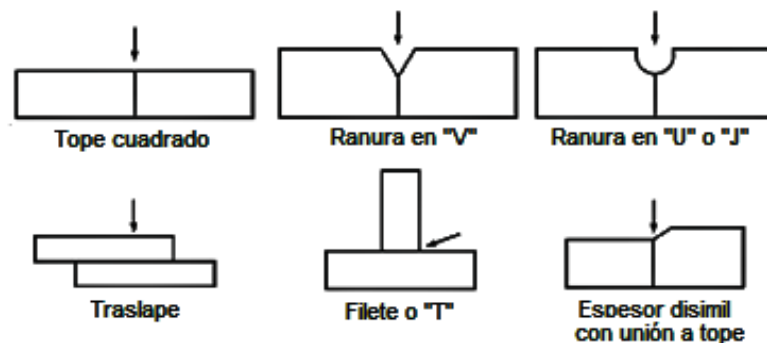
El tipo de polaridad que se utiliza en el proceso GMAW puede ser cambiado obteniendo el poder de afectar el equilibrio del calor, entre el electrodo y el metal de trabajo, sin embargo, el uso de polaridad positiva a electrodo con corriente directa (DCEP) el cual en el proceso híbrido proporciona una buena estabilidad del arco y baja generación de salpicaduras en el proceso GMAW al utilizar una polaridad negativa a electrodo con corriente directa (DCEN) no es utilizado en el proceso de soldadura híbrido HLAW, ya que no se han obtenido los resultados como deseados como lo es con DCEP [28].

### **Diseño de unión para proceso HLAW**

Los diversos diseños para unión de metales donde se puede utilizar el proceso de soldadura HLAW, en posición plana-1G, posición horizontal-2F, posición vertical-3F y posición vertical-3G, y los tipos de unión: traslapa, esquina, borde, en T y borde, siempre y cuando se utilicen los parámetros adecuados para su unión, (Figura 2.11) en el proceso de soldadura híbrido se puede aplicar uniones lineales, circunferencias o curvilíneas en dos o tres dimensiones. La diferencia entre el proceso de soldadura HLAW en comparaciones los procesos

convencionales donde el HLAW puede usarse como relleno o penetración en la junta.

Cuando se utiliza el proceso de soldadura por arco es necesario la preparación de la unión para posteriormente rellenarla, en proceso de soldadura láser actúa por coalescencia donde se puede realizar sin preparación de ranura, el cual es soldado a través del espesor del material fusionando los dos metales bases. El proceso HLAW puede ser aplicado en uniones a tope, así como en uniones en V dado que el proceso GMAW actúa como material de aporte logrando la unión de un solo pase de soldadura. Para maximizar la unión a soldar por medio del proceso de soldadura HLAW, la unión debe de ser diseñada de acuerdo a la potencia del proceso láser y al espesor de la pieza tomando en cuenta la posible separación "gap" entre piezas.



**Figura 2.11 Diseño de uniones en proceso HLAW [28].**

Las limitaciones en función del tipo de geometría de la unión van acorde al movimiento y al tamaño de la antorcha láser así como del proceso GMAW ya que se dificulta el acceso a esquinas pequeñas y tubos de diámetro pequeño debido a la separación que lleva entre la antorcha láser y la del GMAW, el diseño de unión, un papel fundamental ya que si no se tiene un control óptimo, esta puede afectar la calidad de la soldadura así ocasionando porosidad, desajuste de alturas en unión o desalineación [28].

## **Tipos de fuentes de láser y GMAW utilizadas en el proceso HLAW**

El láser de onda continua es el más utilizado para el proceso HLAW debido a que genera una potencia constante, la potencia del proceso láser es seleccionada dependiendo de la penetración que se pretenda lograr en el proceso. Algunos factores que influyen la longitud de onda de los procesos láser influyen en la velocidad del proceso, potencia, densidad, absorberencia del metal base y la articulación del proceso. La selección de onda láser (Tabla 2.8) que se puede utilizar en el proceso de soldadura HLAW.

El láser de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) tiene el poder de producir una onda de  $10.6 \mu\text{m}$  la cual se debe de transmitir por medio de ondas reflectables al metal base de trabajo, generalmente este proceso HLAW se utiliza este tipo de láser está limitado a soldaduras lineales y movimientos, este tipo de láser tiene altos rendimientos de potencia alcanzando limites en el orden de 20 kW o menos para aplicaciones de soldadura donde se pueden enfocar a tamaños de puntos focales para proporcionar una alta densidad de potencia láser [28].

El láser de estado sólido, incluyendo Nd: YAG, láser de fibra de iterbio, disco delgado y diodo, provocan longitudes de onda de hasta  $1 \mu\text{m}$ , el cual puede ser trasferida en un cable de fibra óptica flexible la cual permite la soldadura híbrida, dicha flexibilidad le permite realizar soldadura de diseños múltiples. El láser Nd:YAG están limitados para producir una potencia de 6 kW o menos donde carecen de buena calidad por lo tanto tiene una potencia limita, dicho láser tiene un bombardeo por lámpara dando una eficiencia de energía eléctrica a óptica de menos de 5%, en cambio los sistemas nuevos de bombardeo por diodos tienen una mayor eficiencia [26], [28].

El láser de fibra y de disco se caracterizan por tener un alto brillo debido a la excelente calidad del haz y la alta densidad de potencia que puede producir; ambas tecnologías pueden producir potencias de hasta 20 kW, las fuentes utilizadas para el proceso HLAW es bombardeado de diodos adquiriendo una eficiencia superior del 25%.



**Tabla 2.8 Diferentes longitudes de ondas de alta potencia utilizadas para la soldadura por arco, láser híbrido [28].**

Tipo de láser	Longitud de onda $\mu\text{m}$
CO <sub>2</sub>	10.6
Fibra de iterbio	1.070
Disco (Iterbio: Iterbio-aluminio-gama, o YAG)	1.030
Neodimio: YAG	1.064

Las fuentes modernas de GMAW pulsadas son las más utilizadas en el proceso HLAW ya que permiten un control sobre la estabilidad del arco, la longitud del arco, transferencia del metal, tamaño de la gota, y frecuencia de la gota. Los sistemas con los que cuenta de alimentación permiten la integración en el proceso HLAW a altas velocidades de avance que este utiliza. El calor irradiado por la antorcha láser lo recibe la antorcha GMAW lo cual le ayuda para reducir los daños generados por el calor, la alimentación de la antorcha GMAW convencionalmente se utiliza de empuje “push-pull” ofreciendo un mayor control, se puede trabajar con un electro rígido o blando; esto cuando se requiera trabajar con diferentes materiales como lo es con el acero al carbono, acero inoxidable , níquel, titanio y aluminio [28].

### **Entrada de calor en el proceso de soldadura**

El proceso HLAW tiene una menor entrada de calor que el proceso GMAW, dando como resultado una mayor tasa de enfriamiento, lo que deriva a una afectación en las transformaciones de fase en estado sólido en las zonas de soldadura. De igual manera la composición del electrodo puede influir en la velocidad de enfriamiento [28].

### **Ecuación de entrada de calor**

La ecuación de la entrada de calor (Ec. 2.1) especifica el calor necesario para poder producir la fusión entre el metal base y el metal de aporte el cual se expresa en KJ/mm [29], [30]. La potencia se denomina como el suministro de energía y se mide en watts (W) equivalente a J / s, como se muestra (Ec. 2.2). Lo anterior

puede ser expresado para determinar el calor de entrada en los procesos láser arco.

$$Q_{\text{entrada}} = \frac{\eta * E * L}{v} \quad [\text{Ec. 2.1}]$$

donde:

E: voltaje

I: corriente

$\rho$ : Potencia

$\eta$ : eficiencia de proceso de soldadura

V: velocidad de soldadura (mm/s o in/s)

$$Q_{\text{entrada}} = \left(\frac{\rho}{v}\right) + \left(\frac{EI}{v}\right) \quad [\text{Ec. 2.2}]$$

La eficiencia de la fuente de calor se define como  $\eta$  (Ec. 2.3), en donde Q es la tasa de transferencia de calor, de la fuente de calor sobre la pieza de trabajo. En la soldadura por haz láser se determina la eficiencia con la siguiente ecuación:

$$\eta = \frac{Q_{\text{tsoldadura}}}{Q_{\text{nominal tsoldadura}}} = \frac{Q}{Q_{\text{nominal}}} \quad [\text{Ec. 2.3}]$$

donde:

Q = Calor de entrada.

$Q_{\text{nominal}}$  = Potencia nominal de la fuente de calor.

$t_{\text{soldadura}}$  = Tiempo de soldadura.

# CAPITULO III ESTADO DEL ARTE

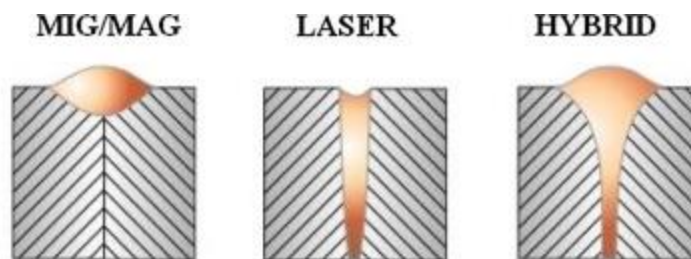
## **3.1 Proceso de soldadura híbrida láser, y enfoque a proceso líder en unión.**

El proceso de soldadura híbrida láser, emplea lo que es el proceso de soldadura por arco y el láser, en la misma zona de contacto [31]. Cuando se presenta la unión de estos procesos se obtiene una alta velocidad de avance, buena penetración, zonas afectadas por el calor más estrechas de lo habitual y menos distorsión en uniones soldadas, en comparación con los procesos de soldadura por arco convencionales [31], [32].

El proceso de soldadura híbrido presenta la característica de soldar grandes espesores en un solo pase de soldadura siendo lo contrario que de un proceso de soldadura, de igual manera no es necesario que la pieza de trabajo tenga una gran abertura de raíz para realizar la unión.

Las características que tiene el proceso láser permite una mayor velocidad de soldadura y entradas de calor más reducidas [27], [28], [33] sin embargo el proceso láser tiene ciertas complicaciones como un elevado costo y dificulta para realizar soldadura en materiales con un alto índice de refracción. Dado que los procesos de soldadura convencionales por arco son más económicos y no requieren una preparación especial para realizar la soldadura, ya que en comparación con el proceso láser son más lentos en velocidad de desplazamiento.

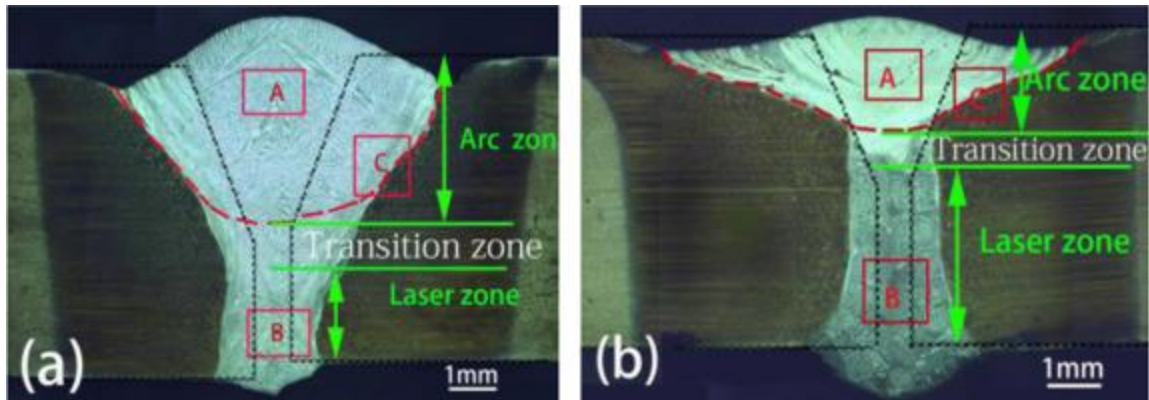
El proceso de soldadura híbrido implica dos sistemas como se mencionó anteriormente, donde la implementación de dicho proceso fue en la década de los 70' y era conocido como soldadura láser de arco aumentado, en la década de los 80' se implementó a un nivel más industrial, pero no obstante hasta la década de los 90' se implementó un sistema de láser de alta potencia de CO<sub>2</sub>, dado que los resultados metalúrgicos obtenidos por este proceso fueron superiores con respecto a soldadura con arco [24], [28]. La primera aplicación de este proceso fue en el 2000 y fue implementado en industria naval y automotriz [31], el proceso HLAW tiene un patrón de formación del cordón de soldadura bastante característico a diferencia del proceso láser y arco por si solos como se muestra en la Figura 3.1, el proceso HLAW se caracteriza por tener forma de copa, en la literatura se conoce como ojo de cerradura, la implementación de este proceso fue con el fin de obtener soldaduras que garantizaran la integridad de la unión y a su vez realizar unión de materiales de gran espesor.



**Figura 3.1 Patrones de formación de proceso de soldadura por arco, láser y HLAW [31].**

El proceso HLAW cuenta con dos modos para realizar en la soldadura uno de ellos es con láser como líder y otro con GMAW como se menciona en el capítulo anterior (Figura 3.1-2). Dependiendo del proceso líder se obtiene un cambio en el charco de soldadura, geometrías y velocidad de enfriamiento esto por el efecto que tienen las gotas de soldadura del proceso de arco [24], en algunos libros de literatura hacen la mención que dependiendo del proceso líder es como se obtiene un modo de estabilización o de alta penetración, arco-láser o láser-arco.

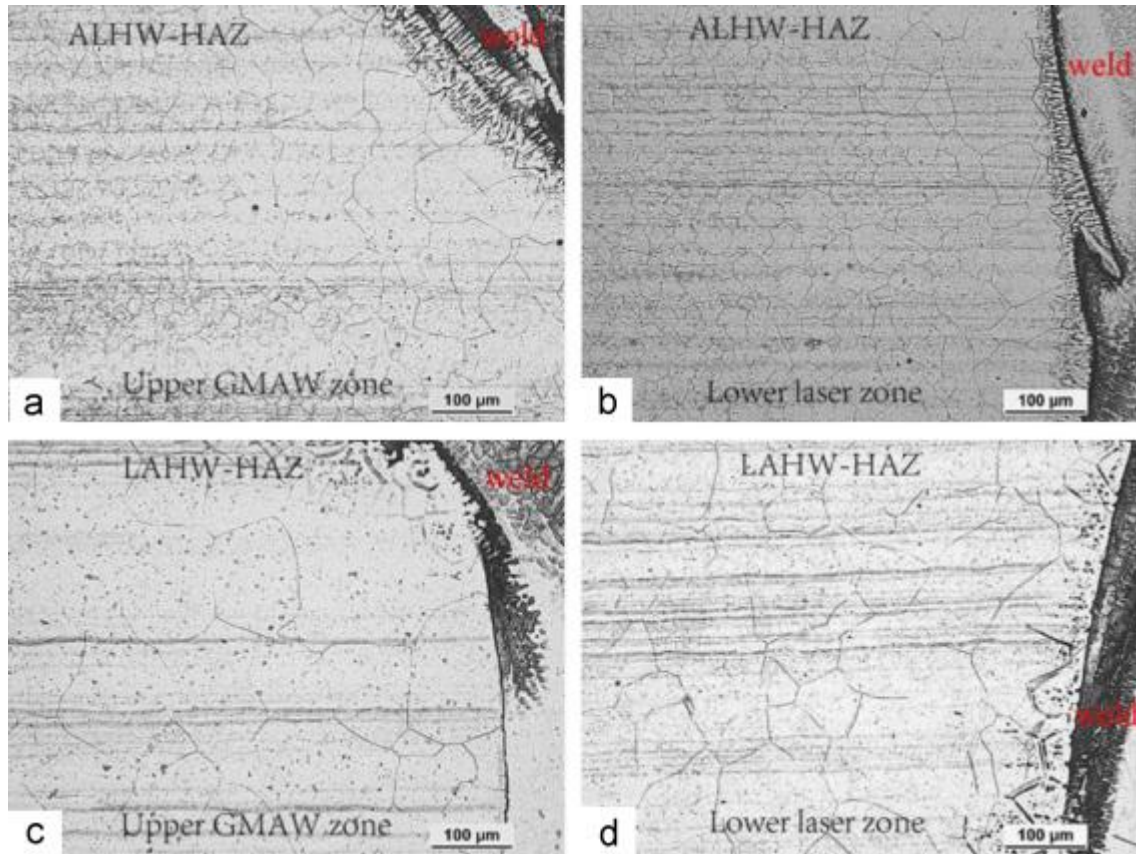
Shuangyu et al [32] presentó en su investigación al utilizar la configuración en el proceso de soldadura arco- láser (Figura 3.2) se caracteriza una zona de transición con mayor porcentaje de martensita haciendo un incremento de dureza.



**Figura 3.2 Patrón de formación de soldadura acorde al proceso líder Arco-láser y láser-arco [32].**

Otras de las características que pueden diferenciar al proceso líder es la microestructura formada (Figura 3.3) presentándose un mayor crecimiento de grano en la ZAC para la configuración arco-láser, lo cual ocurrió debido al incremento de temperatura en esta zona.

Bunaziv et al [34] analizó el posicionamiento al realizar la unión de un acero de sección gruesa como lo son de 45mm demostró que al tener un bisel, se obtiene una mejor penetración hasta la raíz cuando el proceso GMAW es líder, ya que el metal de aporte de dicho proceso tiene un alcance óptimo hasta la raíz, esto gracias al flujo que realiza el proceso láser ojo de cerradura.



**Figura 3.3 Micrografías de ZAC en arco-láser y láser-arco [31].**

El proceso de soldadura HLAW al ser utilizado una configuración de láser primario y como secundario a GMAW, al incidir el láser en el material crea el ojo de cerradura con alta densidad la cual puede llegar evaporizar el metal base, y al utilizar el proceso de soldadura GMAW como secundario este actúa como material de relleno, se tiene como ventaja que con el proceso GMAW se puede hacer la adición de aleantes modifiquen las propiedades mecánicas de la unión [28], los gases utilizados en el proceso normalmente se utilizan gases inertes y activos, mencionados en el capítulo anterior, así mismo la fuente de energía del proceso GMAW. Se usa la transferencia por pulsado, permitiendo un arco estable, control de la longitud del arco y salpicaduras.

La potencia es esencial en el proceso de soldadura láser ya que genera el calor necesario para producir la fusión del material y produce el ojo de cerradura, obteniendo una penetración de gran profundidad. El inicio del proceso del láser

puede generar una estabilidad de arco, mayor al 10% siempre que la antorcha del proceso GMAW se encuentre posicionada en la parte posterior al láser, la distancia que se maneja entre ambos procesos es esencial ya que denota que debe de oscilar entre los 0-5 mm, si esta llegara a ser mayor el proceso puede perder la cualidad híbrida.

La investigación realizada por Acherjee. [31] y Bunaziv et al. [34] autor hace mención que la antorcha de GMAW se puede aumentar la penetración al tener un ángulo de la antorcha con respecto a la pieza de 45 a 65°, para no dañar la fibra óptica del láser se emplea un ángulo de 7° para evitar los reflejos del mismo. Una de las variables, con las cuales se tiene algo de polémica es la separación de la unión entre pieza y pieza, ya que en la literatura y autores marcan que esta no debería de exceder 1 mm, [28], [31], pero esta dependerá totalmente del tipo de preparación de la pieza y el espesor.

Investigaciones realizadas por Archerjee et al. [31] hacen mención que el rango de velocidades en el proceso de soldadura híbrido de GMAW-láser es 100% mayor que al utilizar soldadura láser autógena y se obtiene un rango mayor de velocidad en soldadura híbrida GTAW-láser de hasta 300% mayor. Investigación realizada por Hosein et al. [35], usan una alta velocidad del proceso HLAW-GTAW, donde realizan la unión de un Al-Li con velocidad de avance entre 500-1000 (mm/min). Mencionan que en dicha configuración al estar los dos procesos demasiado cerca uno del otro puede ocasionar una interacción entre estos y obtener una soldadura de mala calidad [24], [36].

### **3.2 Soldabilidad de los aceros HSLA por medio de otros procesos**

Una de las ventajas que tiene los aceros HSLA en comparación con otros, es su gran soldabilidad que estos poseen, como sus propiedades mecánicas una alta resistencia a la tracción y una gran dureza. Los procesos de soldaduras convencionales pueden ser aplicados a los aceros de microaleados como lo son

los HSLA, los procesos de soldadura de arco son ampliamente aceptables para la fabricación de tuberías y estructuras [37].

La versatilidad del proceso de soldadura láser puede ser empleado para trabajar en conjunto con procesos como lo es: soldadura por arco con electrodo de tungsteno (GTAW, por sus siglas en inglés), soldadura por arco de plasma (PAW, por sus siglas en inglés), soldadura de metal frío (CMT, por sus siglas en inglés) y soldadura por arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés) [31], [38]. El estudio de Bappa Acherjee [31] confirma que es posible la implementación de esos procesos, en conjunto con láser para generar soldadura híbrida donde cada uno de ellos se le da una aplicación en específico.

Alipooramirabad et al. [39] realizaron la unión de un acero HSLA X70 de 20 mm con una configuración de bisel en V, el cual obtuvieron una mayor resistencia utilizando el proceso de soldadura por arco con núcleo de fundente (FCAW, siglas en inglés), una alta tasa de deposición de fundente y elementos de aleación en el mismo electrodo el cual puede ser auto protegido o en algunos casos con un caudal de gas inerte para protección del charco de soldadura. Proceso de soldadura menos complejo y bastante productivo, el proceso SAW ofrece una alta deposición baja distorsión, alta calidad en la unión, bajos costos, pero con posiciones limitadas. El resultado de estos procesos aplicados al acero HSLA proporciona una ZAC con grano grueso y grano fino, de igual manera se obtuvieron diversas entradas de calor en donde la de menor entrada de calor presenta una microestructura ferrítica widmanstätten y bainítica, así como ferrita acicular obteniendo una mayor dureza.

Alipooramirabad et al. [39] realizaron la unión de un acero HSLA de 20 mm de espesor con proceso SMAW y SAW-FCAW obtuvieron una mayor concentración de esfuerzos residuales en la microestructura lo que indica una unión susceptible a la falla y con el proceso SAW-FCAW se obtuvo una microestructura bainítica y ferrita Widmanstätten microestructura relacionada con estos esfuerzos residuales y altos niveles de dureza. Al igual Pamnani et al. [40] realizaron una



experimentación con los procesos SMAW, FCAW y SAW, sobre un acero microaleado en donde reporto que la aplicación de una unión multipasos, provoca una recristalización sobre el acero adoptando un grano fino, en donde se encontraba un gran porcentaje de ferrita acicular con ferrita poligonal promoviendo en el acero una mayor resistencia.

Acero HSLA DMR-249A es considerado como un material con elevadas propiedades mecánicas de uso naval, el cual exige que la soldadura tenga una gran resistencia. Ya que su composición tiene contenidos de V o Ti entre 0.001-0.1 % en peso, los elementos de este acero promueven una microestructura de un 90 % de ferrita y 10% de perlita. Al realizar un proceso de soldadura por fricción-agitación (FSW, por sus siglas en inglés) Nathan et al. [37] realizó la unión de un acero HSLA de 5 mm de espesor, la microestructura obtenida mediante el proceso fue una microestructura de bainita superior y ferrita acicular a lo largo de la zona de agitación, la recristalización dinámica que sufre gracias a la deformación plástica del material lo que tiene como efecto un refinamiento del grano el cual se atribuye al incremento de las propiedades mecánicas, en donde dicha microestructura contenía principalmente ferrita acicular, bainita superior y pequeñas concentraciones de martensita. Demuestra la aplicación del proceso de soldadura FSW que es ampliamente aplicado para láminas ya que se obtiene refinamiento de grano dando a su vez un incremento de la dureza favorable.

La implementación de los herramientas adecuados para FSW y el adecuado material del pin “base tungsteno” puede llegar a obtener propiedades mecánicas iguales o superiores que los procesos de fusión como el SMAW y GMAW [37].

La soldadura de haz láser (LBW, por sus siglas en inglés), este proceso se caracteriza por tener alta penetración en comparación de los procesos de soldadura por arco [34], característico de tener un calor de entrada elevado que proporciona una tasa de enfriamiento relativamente lenta, lo que hace ideal para la transformación de la ferrita acicular preferencialmente en los aceros HSLA. Al tener una extracción de calor relativamente lenta, suprime en gran medida la

transformación de la bainita y martensita las cuales requieren extracciones de calor demasiado rápidas. Al utilizar un proceso de soldadura como lo es el CMT, se puede dar lugar a un control más óptimo de las variables del mismo uno de ellos la frecuencia, puede lograr una mayor homogeneidad de las propiedades mecánicas, al reducir la entrada de calor y a su vez una reducción del tamaño de grano [37], ya que Nathan et al. [37] hace mención a que no es posible tener una soldadura homogénea con un proceso de soldadura por fusión.

### **3.3 Microestructura de en aceros HSLA**

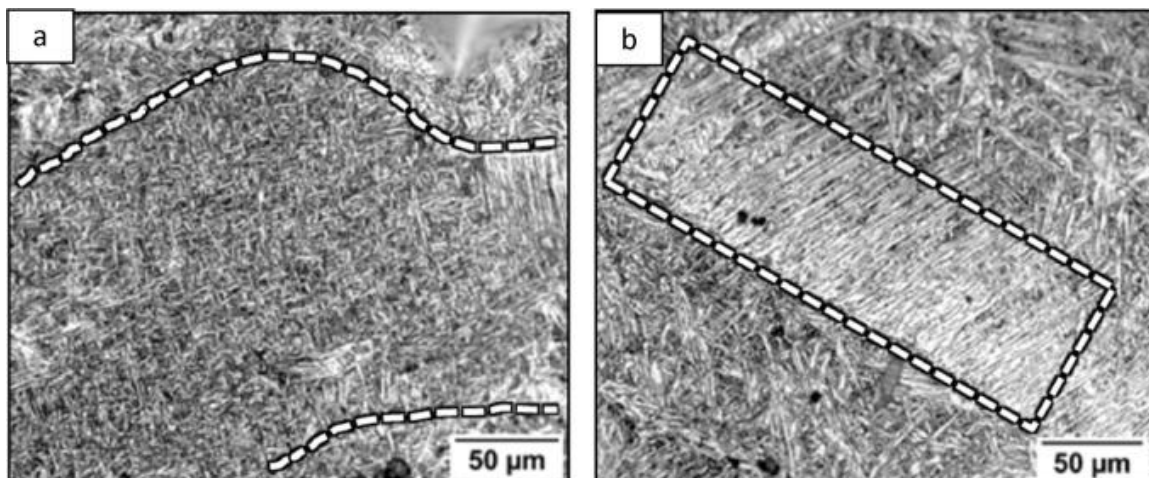
Como marca la literatura en los aceros microaleado tienen un contenido de hasta un 70 a 80% de ferrita los cuales son benéficos para el acero ya que provoca que el material tenga a comportarse al momento de fracturar en forma dúctil e incrementando la resistencia al impacto, Wu et al. [41] encontró que los aceros microaleados al tener contenidos de Ni no incrementa el contenido de ferrita, sino el incremento de austenita al ser un elemento promotor de esta fase, pero dicho elemento genera un aumento en la resistencia, pero en cantidades demasiado bajas puede generar lo contrario, a ciertos porcentajes puede generar que el acero al ser sometido a temperatura tenga a reducir su temperatura de transición de dúctil a frágil.

En los aceros HSLA al utilizar inclusiones como sitios de nucleación heterogénea, para desarrolla fases nuevas durante la fundición en el proceso de soldadura. Se ha demostrado que el refinamiento de la microestructura aumenta las propiedades del acero, donde al aplicar el proceso de soldadura se ve una mejora en la resistencia y la tenacidad involucrada en la zona de fusión como la zona afectada por el calor [42], [43],

Guimarães et al. [44] hace mención de las principales inclusiones que tienen influencias en las propiedades mecánicas y las transformaciones de fases de los aceros microaleados están compuestas por C, Mn, S, P, Nb y Ti. Esto dependerá del tipo de transformación que se esté formando en el acero, dado que en los aceros HSLA se localiza estructura ferrítica, perlítica, martensítica y bainítica, en

donde puede hacer la clasificación de las fases que involucran proceso difusional y adifusional, donde las fases que involucran difusión son la ferrita, ferrita idiomórfica, ferrita aliotromórfica y perlita en cuanto las que no involucran proceso difusional son la bainita, martensita, ferrita acicular y Widmanstätten. Fases encontradas bastantes similares a las reportadas por Oyyaravelu et al. [38] en la zona de fusión.

La transformación de la bainita superior (Figura 3.4), acorde a la investigación realizada por Alipooramirabad et al. [39] tiende a trasformar a velocidades de enfriamiento lento. La trasformación de la bainita presenta un comportamiento anisotrópico, dado que la orientación de la bainita tiende variar, y presenta una mayor susceptibilidad al agrietamiento al elevar la dureza en los aceros HSLA [45], [46], [47] y generar cierta ductilidad [45]. La investigación de Costin et al. [45] demuestran que al tener una presencia de bainita en listones demasiados finos [48], las dimensiones de los planos de deslizamiento son demasiados finos los cuales no permiten la acumulación de dislocaciones.



**Figura 3.4 Microestructura de acero HSLA, fase Ferrita acicular y bainita superior [45]**

Diversos investigadores [42], [43], [45] determinaron que, a pesar de las diferentes microestructuras, la ferrita acicular y la bainita superior tienen propiedades similares. La bainita superior tiene una mayor resistencia de la deformación plástica, al igual mencionan que ambas fases tienen temperaturas

de transformación similares, donde lo único que las diferencia es la resistencia. Su investigación muestra que la temperatura de transformación oscila entre los 690°C ferrita acicular y 650°C bainita superior.

La ferrita acicular en los aceros HSLA tiene a tener un efecto de mejor la resistencia y la tenacidad la investigación de diversos autores [43], [49]–[53] de acorde a sus investigaciones realizadas en aceros HSLA y la transformación de la fase ferrita acicular existe polémica de cómo es en realidad el mecanismo de transformación ya que indican que es por difusión o por desplazamiento dado que en la literatura menciona que esta transformación se hace de manera no difusional.

La investigación de Li et al. [51] hace mención de la forma de transformación de la ferrita acicular en los aceros microaleados y plantea 3 formas por las cual se puede dar la transformación:

1. El empobrecimiento del soluto en los alrededores de las inclusiones.
2. Un aumento de energía interfacial entre las fases de austenita y ferrita.
3. Diferencias entre el cambio de la energía térmica diferencial.

Shao et al. [49] investigaron los métodos y mecanismos de transformación de la ferrita acicular. Indican que dado la adición de elementos alifenos como el Mo, actúa como formador la fase ferrita acicular y a su vez disminuye la velocidad de enfriamiento crítica. La investigación de acorde con la literatura de los sitios de nucleación e la ferrita acicular es en inclusiones y en partículas de segunda fase [40], [42], [43], [45], [47], [49], [50] encontró que dentro de la ferrita acicular encontró pequeñas islas de martensita-austenita, modificando las propiedades del material.

Acorde a la investigación de Costin et al. [45] hace mención que el tamaño de grano que presenta la ferrita acicular con un tamaño  $< 5 \mu\text{m}$  y los otros  $>5 \mu\text{m}$  pueden distinguirse unas de otras fases presentes: ferrita estructura Widmanstätten, ferrita poligonal y bainita inferior en el acero HSLA. La

transformación de la ferrita acicular con morfología dispersa tiende a formarse a temperaturas ligeramente menores, como la ferrita poligonal y la bainita. En aceros al carbono que contengan elementos formadores de carburos como lo es el niobio o el titanio fortalecen la fase ferrítica. En cambio los aceros de bajo carbono y mediano carbono que presenten carburos pueden presentar alta resistencia y conformabilidad [54], de igual manera Cao et al. [52] determina que la transformación de la ferrita acicular en la zona afectada térmicamente conforme se acerca a la zona de fusión tiende a engrosar y posteriormente a transformarse a bainita.

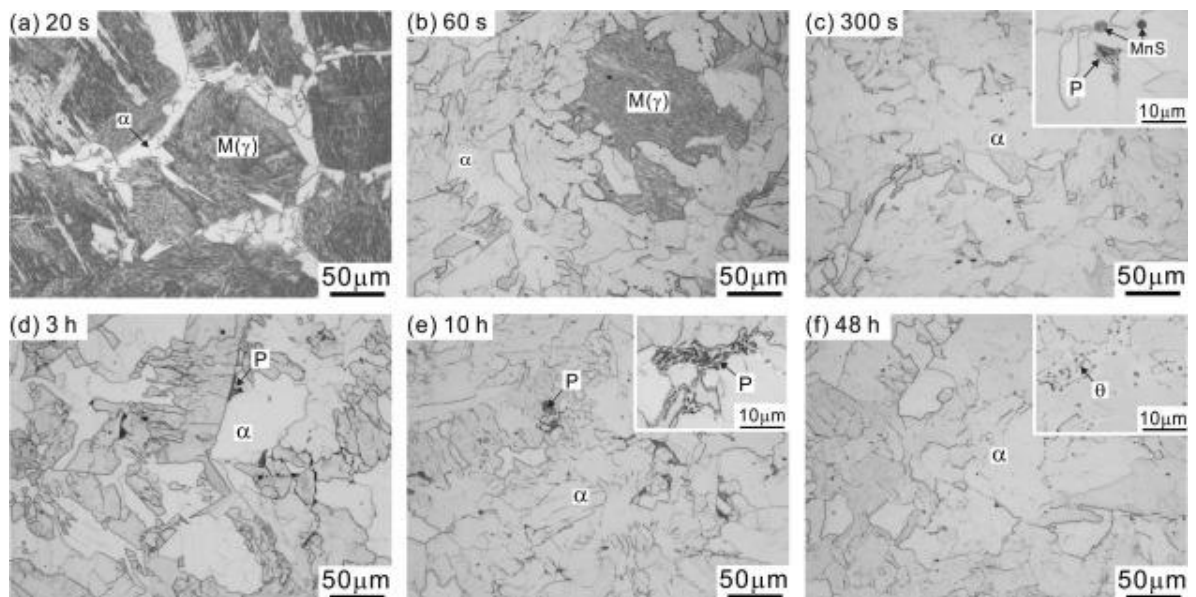
Estudios realizados por Zhao et al. [43] demostraron que al tener un tamaño de grano austenítico de 65.2-37.0  $\mu\text{m}$ , promueve la transformación de la ferrita acicular, si se tiene un tamaño de grano menor puede tener mayor refinación del grano. Cuando la ferrita acicular se forma en gran volumen la transformación de la ferrita poligonal y bainita es reducida, esto al tener una disminución de la austenita dando al material un refinamiento y homogenizando la microestructura.

Los autores citados anteriormente concuerdan en que la temperatura de formación de la ferrita acicular es a temperaturas relativamente bajas entre los 600°C aproximadamente, así como los sitios de nucleación preferenciales, en esta fase se localizan los elementos alógenos que son los responsables de que se forma la fase ferrita.

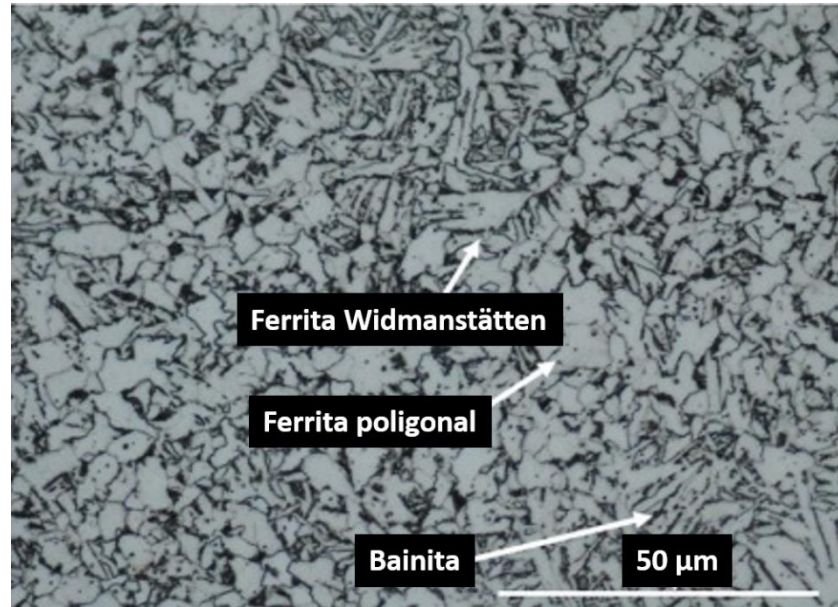
Jiang et al. [42] realizaron la investigación sobre un acero HSLA desoxidado con Al-Ti, al realizar pruebas en el acero presentó que a contenidos de Ti y Al relativamente altos hay una disminución del volumen de formación de ferritas aciculares intragranulares, provocando un efecto inverso en la misma, ya que genera la formación de alúmina y óxido de titanio que inhiben la transformación, donde el contenido promedio de los aceros HSLA es de 0.0035 y 0.0004% respectivamente, en base en la investigación para el desarrollo de ferrita acicular intragranular demostró que con contenidos de Al y Ti, entre los 0.0005-0.0020% y 0.0020-0.0060% respectivamente, son adecuados para la formación de esta

fase. La investigación de Hu et al. [55] similares a los anteriores donde reporta los sitios preferenciales de la ferrita acicular en zonas intragranulares e inclusiones de  $Ti_2O_3$  y  $MnS$ .

La ferrita poligonal, trasforma en paquetes a una temperatura de  $564.4^\circ C$  [42], a diferencia de la ferrita acicular y bainita que trasforma en límites de grano. La investigación de Cheng et al. [50] menciona que el crecimiento de ferrita intergranular en los aceros HSLA provoca un empobrecimiento de Mn. Ferrita widmanstätten se caracteriza por tener una baja resistencia a la fractura por su morfología angular que son concentradores de esfuerzos. Bunaziv et al. [34] concluyen que la ferrita acicular y widmanstätten poseen propiedades semejantes y las denominan como bainita acicular. De igual manera la aportación realiza por Shrestha et al. [56] sobre la ferrita poligonal que el aumento de esta fase tiende a incrementar la ductilidad, pero cuando esta se encuentra lo bastante refinada produce un efecto de reducir la resistencia.



**Figura 3.5** Muestras es las diferentes microestructuras presentes en aceros de bajo contenido de carbono en donde muestras ferrita poligonal martensita y bainita, perlita y unos sulfuros [54].



**Figura 3.6 Morfologías de ferrita como acicular, poligonal y a su vez widmanstätten como bainita, perlita [39].**

Alipooramirabad et al. [39] acorde a su investigación determinaron en el acero HSLA X70 (Figura 3.5) una microestructura de ferrita acicular se presenta debido al calentamiento de los pases de soldadura SMAW, el crecimiento columnar que presenta por los pases de soldadura, tiene como efecto el aumento del tamaño del grano en la microestructura. La formación de la fase perlita (Figura 3.6) en la estructura del acero es considerada insignificante para las propiedades mecánicas en los aceros microaleados [54].

### **3.4 Efecto del calor de entrada en microestructura**

El calor de entrada en el proceso de soldadura es de gran importancia ya que es una de las causantes de que el material adquiera ciertas características microestructurales, dado que el calor de entrada es el calor necesario para lograr la fusión del metal base y el metal de aporte del proceso de soldadura.

Acorde a la investigación de Alipooramirabad et al [39] en el acero HSLA APIX70 soldado con proceso de arco, en el pase de raíz cuenta con una microestructura: bainita, ferrita acicular y poco porcentaje de ferrita poligonal, a medida de que realizan los pasos de soldadura consecuentes la microestructura

cambia de a ferrita con estructura Widmanstätten, ferrita poligonal y la presencia de bainita. En la ZAC se obtiene la presencia de dos regiones de grano en uno de ellos es de grano fino y otro de grano grueso.

Nathan et al. [37] indican que el calor de entrada elevado tiende a propiciar un enfriamiento más lento provocando un crecimiento de los granos en la microestructura, en cuanto a menor sea la entrada de calor se obtiene lo contrario y hay un refinamiento en la microestructura. Donde un enfriamiento más lento [37], [39], provoca una energía superficial mayor entre las fases austenita y ferrita, haciendo la transformación a la ferrita acicular, donde el principal efecto en la microestructura es el incrementó de la resistencia y una alta tenacidad [37]. Resultados obtenidos por Wang et al. [57] muestra que abajas entradas de calor, el comportamiento que adquiere en la zona afectada por el calor reporta la presencia de martensita, pequeñas cantidades de bainita granular dispersas en una matriz ferrita de bainita, y a medida que aumenta la entra de calor la bainita granular aumenta y la martensita disminuye. Al tener un aumento en la entrada de calor disminuye la velocidad de enfriamiento, lo que implica que no da tiempo suficiente de que la austenita a altas temperaturas difunda, donde la austenita transforma a martensita por cizallamiento.

Bunaziv et al. [34] determinaron que el aumento de la entrada de calor reduce la velocidad de enfriamiento lo que indica la formación de la ferrita acicular en la unión de un acero HSLA de 45 mm de espesor, a mayor tasa de enfriamiento en la microestructura en la zona de soldadura presenta la transformación de fase bainita inferior la cual es más favorable que la superior.

En aceros con bajos contenidos de manganeso y níquel como lo son los aceros HSLA, en la zona de soldadura se encontró ferrita poligonal y perlita, cuando presentó velocidades de enfriamiento a  $1^{\circ}\text{C/s}$  [42]. E indican que al estar a elevadas temperaturas de austenización presenta una disolución mayor de los elementos como Nb, V y Ti [39].



### **3.5 Efecto de la microestructura en la variación de los parámetros**

El efecto directamente sobre la microestructura de los aceros HSLA al tener variaciones de las variables del proceso de soldadura híbrido ya sea: potencia del láser (KW), corriente (A), voltaje (V) y velocidad de avance del proceso como el control de estas variables determinan ciertas características mecánicas y microestructurales. La variación de la temperatura en función del calor de entrada implica la variación de los parámetros, se tiene conocimiento de que a mayores temperaturas incrementa la posibilidad de la formación de la ferrita acicular mientras que dificulta a la posibilidad de formación de la ferrita poligonal y perlita [49].

Wang et al. [57] en base a sus resultados obtenidos concluyen que el calor de entrada que se presenta tiende a cambiar el tamaño de grano y por consecuencia promueve las transformaciones de fase y con ello la modificación de propiedades mecánicas. Alipooramirabad et al. [39] discuten que en la unión de un acero HSLA cuando tiende a velocidad de enfriamiento rápida en la microestructura se da la presencia de las fases bainíticas y ferrita widmanstätten las cuales le dan al acero API x70 una mayor dureza y una concentración elevada de esfuerzos residuales.

Diversas investigaciones realizadas [39], [46] describen una estructura columnar en la unión del acero HSLA, debido a los pasos múltiples y variación de parámetros en cuestión de procesos. Utilizaron un proceso SMAW, SAW + FCAW, los diversos parámetros con respectó de la zona de soldadura lo cual genera una variación en las propiedades mecánicas donde afecta principalmente la distribución de aleaciones, microsegregación, lo que puede generar grietas en el material cuando este en operación. Cabe mencionar que en la investigación realizada hay una disminución en esfuerzos residuales debido a los múltiples pasos ya que cada uno de ellos actuaba al subsiguiente como un precalentamiento, teniendo un efecto de revenido.

Bunaziv et al. [34] al realizar la unión de un acero HSLA soldadura de una sección gruesa de 45 mm de espesor con dos pasos de soldadura, fue analizada microestructuralmente, al realizar el análisis a una profundidad de 25 mm se encontró una alta cantidad de ferrita acicular y de bainita a pesar de esto hay una gran resistencia, esto gracias al material de aporte. Lo que indica que el material de aporte utilizado en el proceso GMAW actúa como promotor de estas fases.

### **3.6 Soldabilidad de los aceros HSLA con proceso HLAW**

El proceso de soldadura híbrido como lo es HLAW, surge de la necesidad, de una soldadura más limpia rápida, de alta deposición y profundidad teniendo en cuenta que este pueden soldar espesores de gran calibre con un bisel demasiado estrecho, a diferencia del arco convencional [31], [32], [34]. Al realizar la soldadura LBW a un acero HSLA de gran espesor, podía generar la unión de este material aun así la microestructura no es lo bastante buena ya que generalmente formaba una microestructura susceptible al agrietamiento [34].

El láser de alta potencia ha sido difícil de implementar en la industria, en donde solo se han realizado algunos estudios en secciones gruesas. Problemas en este tipo de proceso en uniones de sección gruesa es que el material de aporte en el proceso GMAW no alcanza la raíz de la unión, debido a la restricción que da la configuración de la unión la separación de raíz, lo cual provoca que no haya una homogeneidad de las propiedades mecánicas [34]. La ausencia de material de relleno puede ocasionar una alta tasa de disolución en la transformación de la ferrita acicular.

Investigación realizada por Cao et al. [52] sobre el proceso HLAW en aplicación en aceros microaleados, muestran que la mala aplicación de la velocidad de avance promueve la formación de ojo de soldadura y se pueda colapsar y generar gran cantidad de porosidad. El proceso de soldadura HLAW es bastante útil ya que sea aplica en uniones sin necesidad de alguna preparación específica lo que ocasiona menores cantidades de volumen de soldadura y velocidades de enfriamiento más rápidas, dando un mejor aspecto a la unión [38].

### 3.7 Propiedades mecánicas en acero HSLA

Las propiedades de la unión soldada dependen de composición química del metal de aporte, así como la microestructura. Los elementos que son promotores de carburos y nitruros son V, Ti, Ni etc., tiene una solubilidad controlada en austenita y ferrita, donde las carburos y nitruros son los precipitan en endurecimiento en la microestructura [37], actuando como sitios nucleantes de fases que ayudan el fortalecimiento del material. Alipoorairabad et al. [46] concluyeron que a una mayor tasa de deposición, tiende a conducir una menor tasa de enfriamiento lo que produce que tenga más tiempo para la relajación de esfuerzos residuales del material cuando se aplica un proceso de arco de múltiples pasos como lo demostró su investigación.

En uniones de acero HSLA de sección gruesa tiende a presentar una mayor dureza medida que se acerca a la raíz de la soldadura, ya que se tiende a transformar a una microestructura de bainita -martensita, este de acuerdo con el cambio de velocidades de enfriamiento que presenta este tipo de uniones por el espesor [34], la entrada de calor que son superiores a 2.0 KJ/mm tiende a disminuir la dureza, esto determinado por la velocidad de enfriamiento al tener una entra de calor menor la velocidad de enfriamiento incrementa y formando fases fuera del equilibrio. De ahí el tipo de transformación y su incremento en la dureza del material. Cabe mencionar que cuando se tiene una microestructura bainítica superior en acero HSLA es más fácil la propagación den una grieta, cuando está sometida a fatiga. [39], [46], [52].

La transformación de la ferrita acicular, menciona la literatura que es una fase que no involucra un proceso de difusión. En los aceros HSLA se puede presentar en la ZAC, lo promueve la mejora en las propiedades mecánicas [40], [42], [53] ref 38 tamb, Ya que la ferrita acicular puede tener valores superiores que la bainita superior en comparación de dureza aunque el módulo de Young son valores similares, según investigaciones realizadas por Costin et al. [45].

Oyyaravelu et al. [38] observaron en acero HSLA soldado por HLAW, la presencia de martensita y carburos en la zona afectada por el calor que hacen que incremente la dureza en esta zona, no obstante, la formación de la ferrita acicular que se encuentra en mayor cantidad y la reducción de Mn en esta zona restringe el incremento de la dureza, en tensión y en resistencia donde se le atribuye a la disminución de este elemento.

La investigación realiza por Wang et al. [57] muestra que diferentes entradas de calor, promueve la difusión de los elementos como el Cu, Ni y Cr en la martensita y la presencia de bainita en la ZAC incrementan la dureza.

La resistencia y la tenacidad a la fractura en los aceros microaleados, son atribuidas a la formación de las fases como lo es la ferrita acicular y bainita superior, dichas fases tienden a formarse a temperaturas similares. Mas sin embargo las características morfológicas darán parte al comportamiento mecánico [45].

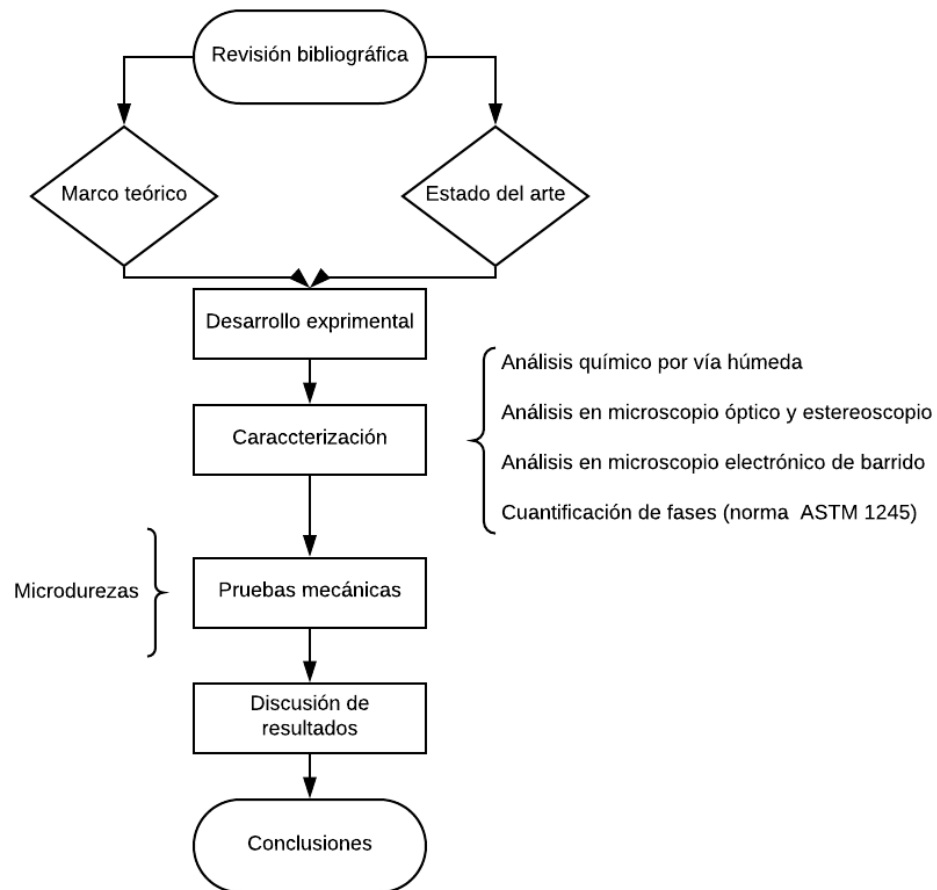
# **CAPÍTULO IV CASO DE ESTUDIO**

## **4.1 Metodología para desarrollo del caso de estudio**

Se presenta en el siguiente trabajo de investigación una serie de etapas, las cuales se plantearon en base a los objetivos en el (Capítulo 1 sección 1.3) del presente documento.

La primera fase del proyecto, abarca la revisión bibliográfica, relacionada con el material y el proceso de soldadura, cubriendo los temas más relevantes del mismo como lo es el cambio microestructural y el efecto en la dureza. La segunda fase del proyecto es el desarrollo de la experimentación, considerando la caracterización del material base, como la unión soldada del mismo, realizando una serie de pruebas: análisis químico, análisis en microscopio óptico, estereoscopio óptico y microscopio electrónico de barrido, cuantificación de fases en base a norma (ASTM 1245) y pruebas mecánicas como microdureza, para determinar los cambios que presentan al modificar las variables de proceso de soldadura como lo es la potencia del proceso láser.

La tercera fase del proyecto es la discusión de los resultados obtenidos al utilizar un acero microaleado HSLA 550 de 8 mm de espesor, unido con un proceso de soldadura híbrido láser HLAW, y el efecto que la potencia tiene sobre la microestructura y propiedades mecánicas. En la Figura 4.1 presenta el diagrama de flujo del caso de estudio realizado.



**Figura 4.1 Diagrama de flujo de fases del proceso de caso de estudio.**

## 4.2 Desarrollo experimental

### 4.3 Material y equipo de soldadura

Las pruebas se realizaron en placas de acero microaleado HSLA 550 con una dimensión de 50 x 50 x 8 mm como se muestra en la Figura 4.2 junto con el diseño de unión el cual fue a tope sin bisel utilizando un proceso de soldadura híbrido láser-GMAW.

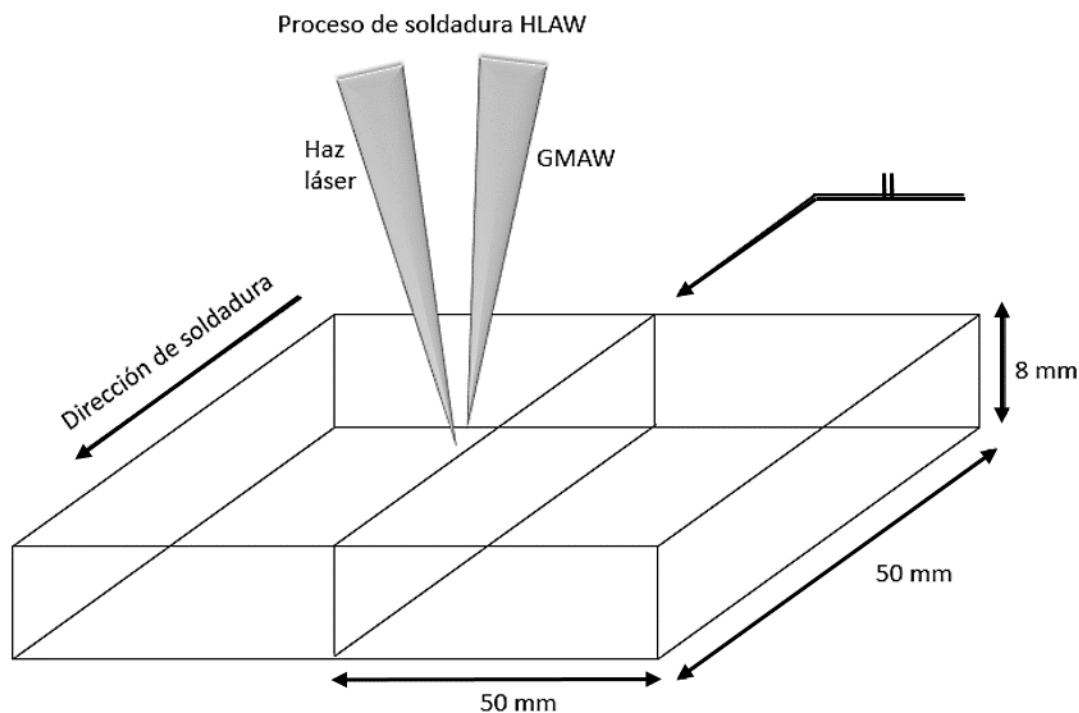


Figura 4.2 Representación esquemática de dimensiones y diseño de unión.

### 4.4 Parámetros y proceso de soldadura

El proceso de soldadura se realizó utilizando el equipo de soldadura híbrido de la marca TRUPF, con una potencia máxima de 10.0 kW. Previo al proceso de soldadura se realizó el maquinado y limpieza de las piezas, para tener una unión uniforme. Los parámetros utilizados se enlistan en la Tabla 4.1, debido a la posición plana de la placa se utilizó la sujeción tipo mordazas en 4 puntos. El punto focal y ángulo del proceso HLAW fue de 0.6 mm y 5°, respectivamente,

con un gas de protección ajustado a una presión de 60 psi utilizando mezcla de 98% Ar y 2% CO<sub>2</sub>, para garantizar la protección de la zona de soldadura.

**Tabla 4.1 Parámetros del proceso de soldadura HLAW para acero HSLA 550.**

No.	Potencia láser (kW)	Velocidad de avance (mm/s)	Velocidad de material de aporte (mm/min)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Calor de entrada (J/mm)
1	8.0	30.0	12.0	28.8	194	452.9
2	7.0	30.0	10.0	28.6	158	383.9
3	7.0	30.0	8.0	28.2	126	351.8

#### 4.5 Análisis químico

La composición química del acero microaleado HSLA 550 fue realizada por laboratorios en (Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. de C.V.), se realizó un análisis químico utilizando la técnica de espectrometría de emisión óptica, utilizando un equipo BRUKER Q8 MAGELLAN y por análisis de vía húmeda destacando los elementos principales del acero: C, Si, Mn y Cr, en base a la norma ASTM E415.

#### 4.6 Caracterización microestructural

Las piezas del acero HSLA fueron preparadas y cortadas de modo transversal al cordón de soldadura, analizándolas con microscopio óptico con un equipo Nikon Eclipse MA200 y microscopía electrónica de barrido con un equipo de la marca TESCAN MIRA 3 modelo JSM-6610LV y para análisis macroestructural se utilizó un estereoscopio Nikon SMZ 745T. La preparación de las piezas se realizó de acuerdo a la Norma ASTM E3-0.

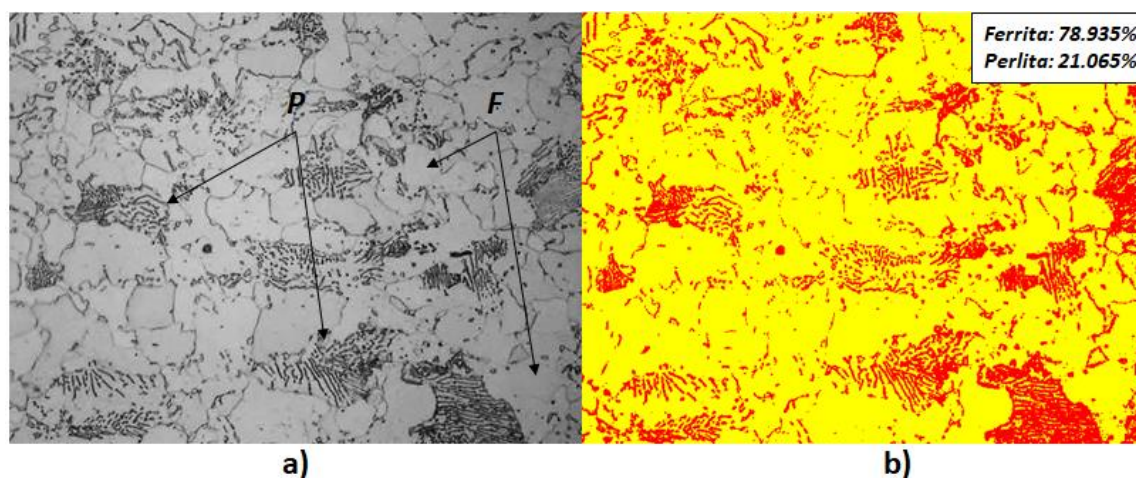
Se caracterizaron las zonas en la soldadura identificadas como MB, ZF y ZAC en donde su microestructura fue revelada utilizando una solución de Fera's o Pera's y Nital 5% durante 5 segundos con cada solución basados en la Norma



ASTM 407, se desbastaron mecánicamente utilizando lijas de carburo de silicio con granulometría de 120, 220, 400, 600 y 1200 partículas/in<sup>2</sup>, posteriormente se sometieron al pulido en paño con pasta de diamante de 3, 1 y 0.1  $\mu\text{m}$  usando alcohol etílico como lubricante.

#### 4.7 Cuantificación de fases

La cuantificación de fases se realizó en base a la Norma ASTM E1245—3 (2016). Obteniendo las imágenes en microscopio óptico a 50 X y 100 X de magnificación, la cual es adecuada para identificar las fases presentes en el acero, en dónde el procedimiento de análisis de área respecto a cada fase se realizó mediante el programa “Image-Pro Plus 6.0”, considerando que la magnificación del microscopio es adecuada, de acuerdo a lo que especifica la norma, como se muestra en la Figura 4.3, la cual fue tomada a una magnificación de 50 X, donde se ilustra la aplicación de análisis de imágenes y contraste de grises, para obtener la fracción de área correspondiente a diferentes fases, por medio del procedimiento establecido acorde a la norma ASTM 1245.



**Figura 4.3 Microestructura en MO, en MB a (50 X), a) si procesamiento y b) análisis con Image-Pro, para la identificación de las fases, donde el color rojo es perlita y el amarillo es la ferrita.**

## 4.8 Pruebas mecánicas

Se realizaron perfiles de dureza en las distintas zonas de la soldadura (MB, ZAC y ZF) de acuerdo a la Norma ASTM E384, en un durometro Tukon 2500 Vickers con una carga de 500 g y una duración por indentación de 15 s, con perfiles de 30 a 40 indentaciones. Para la preparación de las probetas de tensión fueron preparadas (en base a la norma ASTM E08) con una maquina universal Tinius-Olsen H300KU-0049.

## 4.9 Resultados y discusión

### 4.9.1 Análisis químico

La composición química del material base fue obtenida en base a las técnicas de análisis de espectrometría de emisión óptica y por vía húmeda, los resultados se muestran en la Tabla 4.2, donde en base a la composición química general de los aceros HSLA denotan los elementos principales de aleación como: Carbono (C), Manganeso (Mn) y Silicio (Si) [12].

**Tabla 4.2 Composición química del material base HSLA (% en peso).**

Procedimiento	Elementos								Fe %
	C %	Mn %	Si %	Cr %	Cu %	Nb %	Ti %	Ni %	
<b>Espectrometría de emisión óptica</b>	0.216	1.26	0.242	0.0083	0.0116	0.0065	0.0469	0.0161	98
<b>Vía húmeda</b>	0.19	1.28	0.21	0.0051	0.02	0.0050	0.035	<0.004	97.8
<b>Promedio</b>	0.203	1.27	0.226	0.0067	0.0158	0.0057	0.0409	0.01	97.9
Composición química Teórica									
	C %	Mn %	Si %	Cr %	Cu %	Nb %	Ti %	Ni %	Fe %
<b>HSLA</b>	0.05-0.026	1.30 máx.	0.15-0.040	-----	-----	0.20	-----	-----	-----

En el cual se obtuvo un promedio ambas técnicas, en el cual los resultados semejantes en los rangos que marca la teoría para la composición química del acero HSLA.

#### 4.9.2 Reactivos utilizados para el ataque químico

El reactivo utilizado para revelar la microestructura del acero HSLA, se realizó en base a la norma ASTM 407, en la Tabla 4.3 se resaltan en amarillo los reactivos con los que se obtuvo mejores resultados, en el cual destaca una solución, conocida como “Fera’s o Pera’s” y Nital 5%, en donde se usó la combinación de ambos reactivos dando un ataque por inmersión con un tiempo en la solución de 5 s y, posteriormente se utilizó el Nital al 5 % durante 5 s. El cual pudo delimitar en gran medida el límite de grano como se ilustra en la Figura 4.4, resultados similares a Gyu et al. [53]. Entre un ataque y otro se enjuagó con agua y alcohol, posteriormente se secó con aire para eliminar el alcohol.

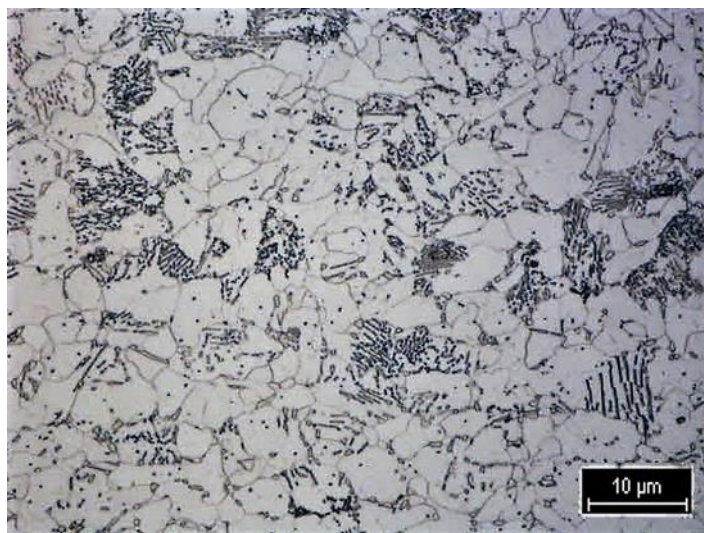


Figura 4.4 Microestructura del metal base ferrita (F) y perlita (P).

**Tabla 4.3 Reactivos utilizados para revelar microestructura.**

N° Reactivo	Nombre del reactivo, (ASTM 407)	Funcionabilidad en acero HSLA
1	Vilella's	Ataque deficiente
2	Marbe's	Ataque deficiente
3	Nital 2%	Ataque deficiente "general"
4	Picral	Ataque MB y deficiente en soldadura
5	Beraha's	Ideal para realizar microscopía óptica, ataca MB ZAC y ZF "láser" resaltando zona de transición del proceso.
6	Murakami	Ataque deficiente
7	Keller's	Ataque deficiente
8	Pera's o "Fera's"+ Nital 5%	Define el límite de grano en MB, ZAC y ZF de toda la unión
9	216	Ataque deficiente
10	202 B	Ataque deficiente
11	Súper Prical	Ataque deficiente en unión
12	Fry's	Ataque deficiente en ZAC y ZF
13	Metafisulfito sódico	Define límite de grano MB, ZAC y ZF

#### 4.9.3 Efecto de la geometría de la soldadura con respecto del calor de entrada

La Figura 4.5 muestra una imagen de la zona transversal de la unión soldada, obtenida con estereoscopio óptico en donde se observan los diferentes valores medidos, en las diferentes zonas de la soldadura como se ilustra en la Figura 4.6 mostrando las secciones: superior, centro e inferior, cabe mencionar que estas mediciones se realizaron para las tres muestras. En la Tabla 4.4 se muestran los resultados obtenidos de las mediciones, obtenidas de las micrografías de las zonas de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y el área de la zona afectada térmicamente.

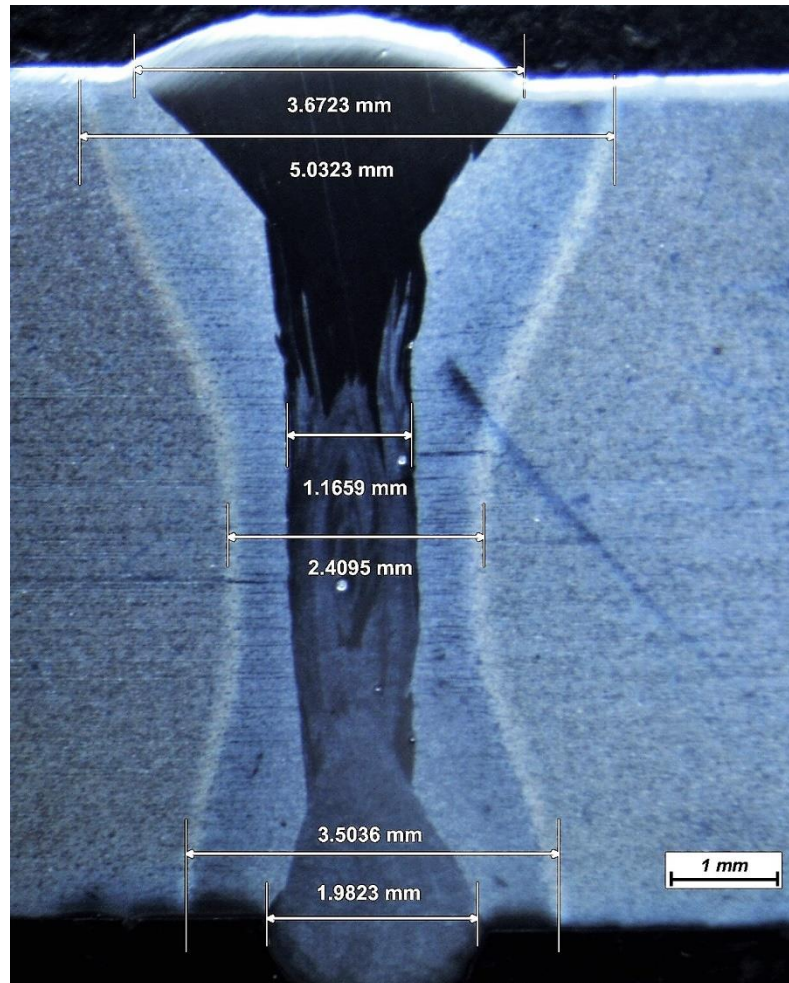


Figura 4.5 Micrografía de soldadura con un calor de entrada a 383.9 (J/mm).

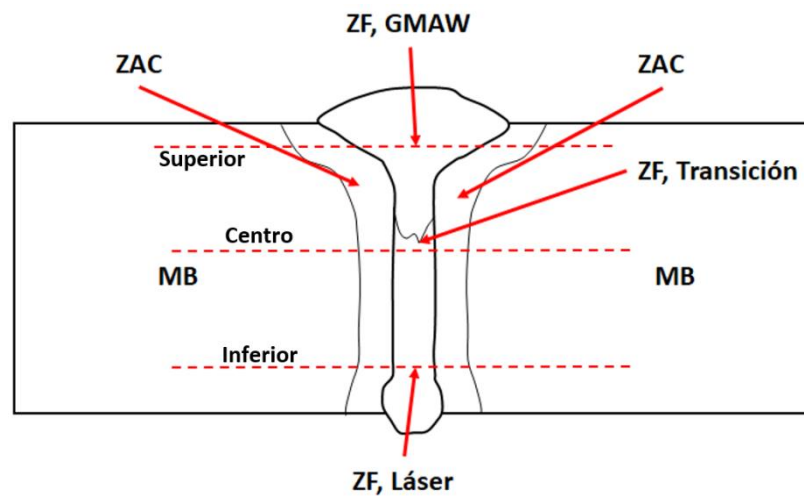
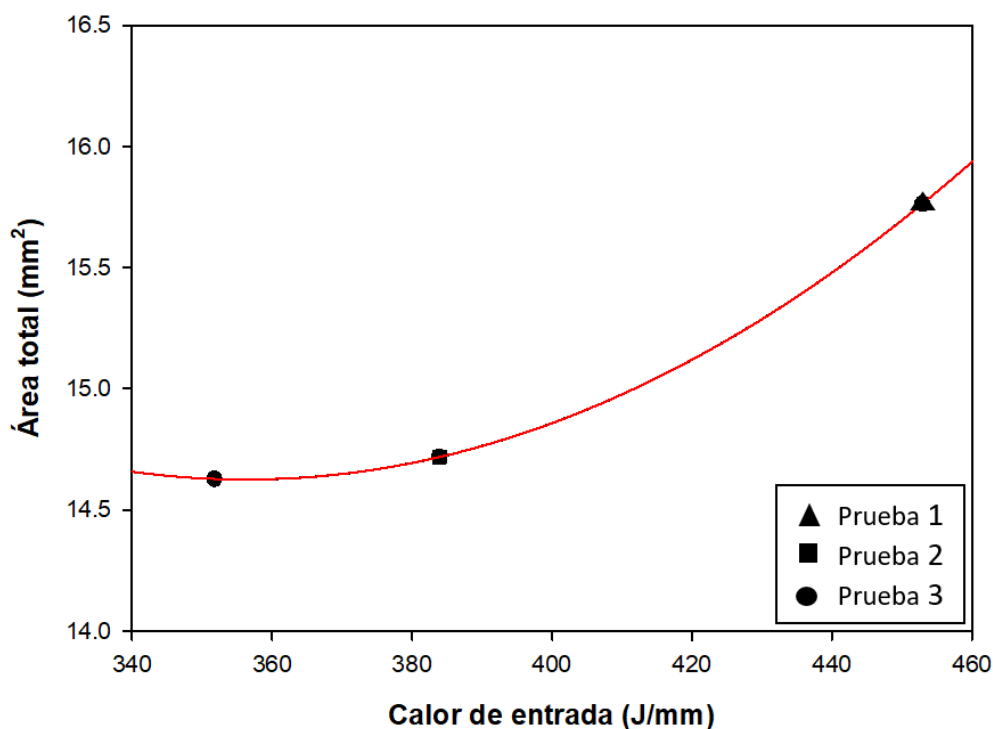


Figura 4.6 Representación esquemática de zonas de la unión soldada por proceso HLAW.

**Tabla 4.4 Dimensiones de la soldaduras y áreas, a diferentes entradas de calor.**

N° de prueba	Potencia láser (kW)	Calor de entrada (J/mm)	Posición	ZAC (mm)	ZF (mm)	Área ZAC, Izq. (mm <sup>2</sup> )	Área ZAC, Der. (mm <sup>2</sup> )	Área total ZAC (mm <sup>2</sup> )
1	8	452.9	Superior	5.2337	3.9404	8.2444	7.5200	15.7644
			Centro	2.3558	1.3105			
			Inferior	3.7596	2.1931			
2	7	383.9	Superior	5.0323	3.6723	6.8590	7.8596	14.7186
			Centro	2.4095	1.1659			
			Inferior	3.5036	1.9823			
3	7	351.8	Superior	4.5758	2.9499	7.7049	6.92035	14.6284
			Centro	2.1389	1.1237			
			Inferior	3.4314	1.838			

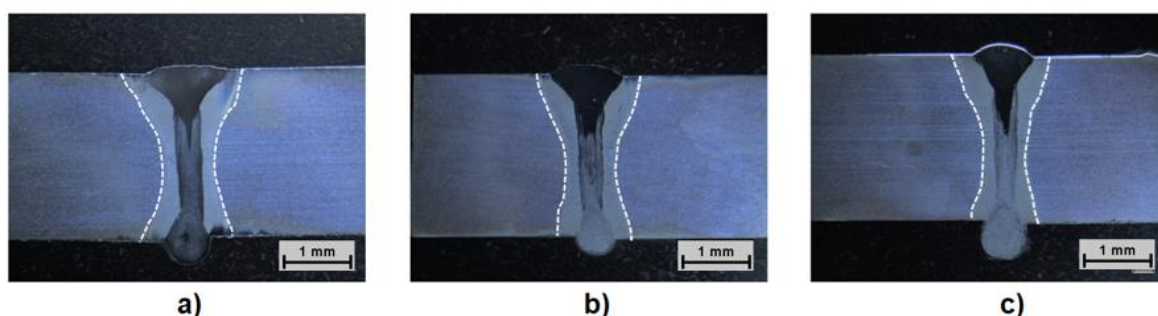


**Figura 4.7 Efecto del calor entrada en función del área total en ZAC. Prueba 1 452.9 (J/mm), prueba 2 383.9 (J/mm) y prueba 3 351.8 (J/mm).**

En la Figura 4.7 se muestra la variación del área de la ZAC con respecto al calor de entrada, en donde se observa que al incrementar el calor de entrada el área total de la ZAC tiende a aumentar de forma cuadrática.

La geometría adoptada por la unión a diferentes entradas de calor varía conforme esta aumenta, presentando un aumento en la ZAC y ZF de la unión, resultados similares a los reportados por Wang et al. [57] y Bunaziv et al. [58], como se muestra en la Tabla 4.4 y Figura 4.8 se muestra la evolución de la ZAC en función de la entrada de calor, considerando el área de la ZAC del lado izquierdo y derecho respectivamente a cada entrada de calor.

La velocidad de soldadura ayuda a la formación de la copa de vino según el reporte por Wang et al. [57] en la experimentación se mantuvo una velocidad constante de (30 mm/s), de forma adicional es importante mencionar que la configuración del proceso líder como se discute en el tema 3.1 también contribuye con la geometría de la copa.



**Figura 4.8 Macroestructura de la soldadura sección transversal a diferentes entradas de calor. a) 452.9 J/mm, b) 383.9 J/mm y c) 351.8 J/mm.**

#### 4.9.4 Cuantificación de fases

La Tabla 4.5 muestra los resultados del contenido de fases presentes en el acero HSLA 550, con un contenido de 21.09 – 21.42 % de perlita, y un contenido de ferrita de 78.91 -78.58 %. En contenido de dichas fases en el metal base, concuerda con la literatura [16], [17] esto acorde al grado de acero mencionado.

**Tabla 4.5 Resultados de cuantificación de fases en metal base.**

Metal Base	
<i>n</i>	20
<i>Pp̄</i>	78.75
<i>s</i>	0.35
<i>t</i>	2.093
<b>IC 95%</b>	0.17
<b>% RA</b>	0.21
<i>Vv</i>	78.91 78.58
<b>Fase</b>	<b>Ferrita</b>
<i>Vv</i>	21.09 21.42
<b>Fase</b>	<b>Perlita</b>

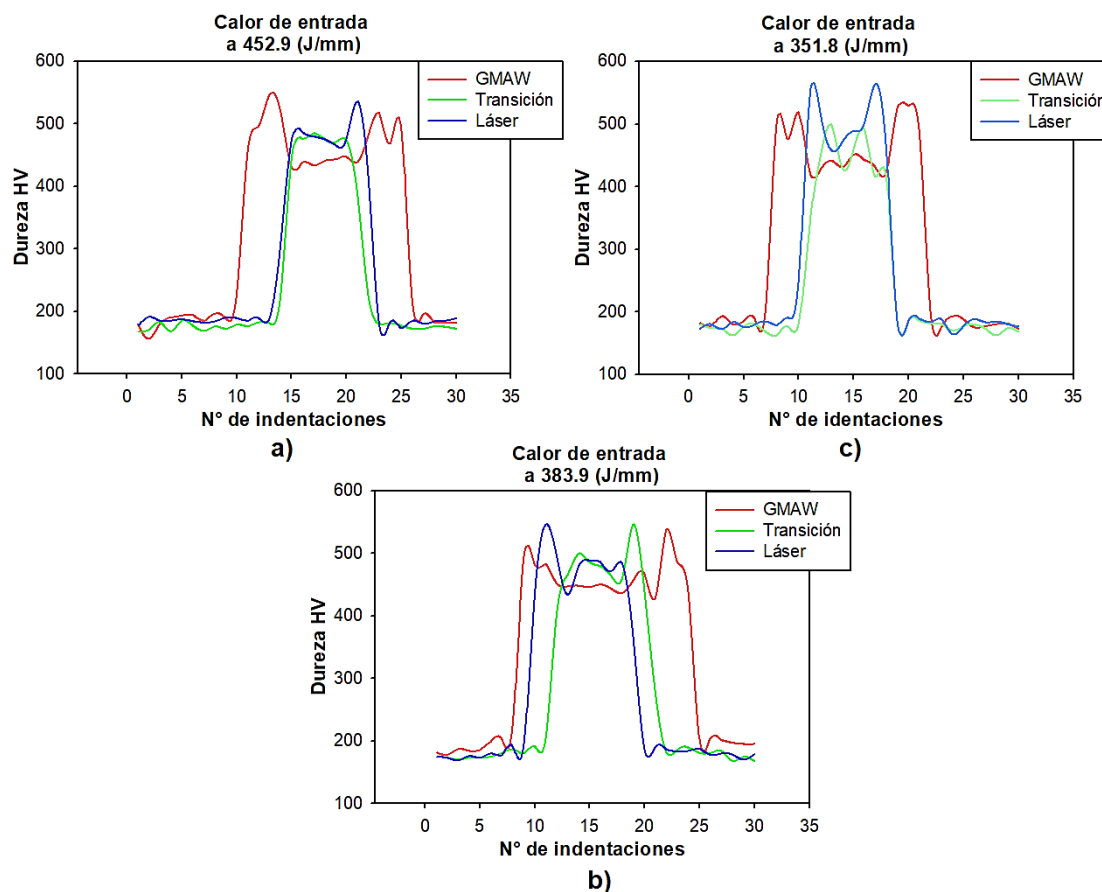
Debido a la alta dilución presenté en la microestructura de la soldadura se dificulta hacer la cuantificación de fases presente en la ZAC y ZF. En vista de lo anterior es difícil identificar las fases presentes, ya que no cuentan con un contraste adecuado y los límites de grano no se delimitan adecuadamente. Al hacer una identificación de fases por medio de MEB basándose en la morfología, no sería óptimo, y a los aumentos a los cuales se visualiza se sale fuera de los límites marcados por la norma, en caso de realizarlo se tendría un gran margen de error.

#### 4.9.5 Microdurezas en material de soldadura

En la Figura 4.9 se describe el incremento de dureza por la presencia de bainita y martensita, en donde a mayor entrada de calor se observa un comportamiento de la dureza semejante a medida que el calor de entrada disminuye se observa un incremento de la dureza en la zona de transición y láser. El incremento de la dureza es atribuido a las fases formadas fuera del equilibrio como lo es la bainita y la martensita, la diferencia de la dureza se genera por la formación de fases duras es a que a menor entrada de calor la velocidad de enfriamiento es mayor, brindando las condiciones ideales para la formación de dichas fases en estas zonas de la soldadura.

La diferencia del calor de entrada no es lo bastante significativa dado que no presenta una variación considerable en la dureza, respecto a las tres entradas de calor analizadas.





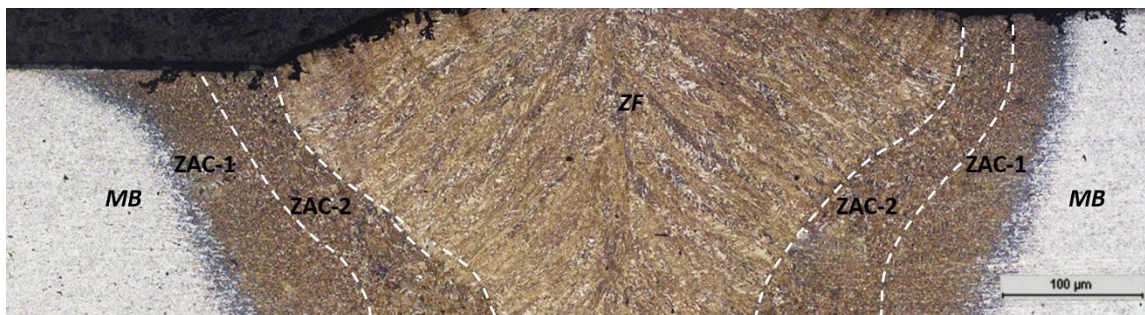
**Figura 4.9 Distribución de las microdureza con forme a la entrada de calor proporcionada por el proceso de soldadura. a) 452.9 J/mm, b) 383.9 J/mm y c) 351.8 J/mm.**

Diversas investigaciones han demostrado que en el acero HSLA aumenta la resistencia y la tenacidad [38], [43], [49], [50], presentándose un incremento de dureza en la zona de transición o zona central, esto es atribuido a la formación de martensita, bainita y ferrita Widmanstätten. Haciendo una comparación del calor en donde el proceso GMAW tiene mayor presencia (parte superior) es mayor que en la zona de transición, esto involucra un enfriamiento más rápido en la zona de transición lo que proporciona las condiciones adecuadas para la formación de las fases fuera del equilibrio, resultados similares encontrados en varias investigaciones [39], [46], dichas fases tienden a incrementar la dureza y ser concentradoras de esfuerzos de acuerdo a su morfología [34].

Varias investigaciones indican [52], [58] que la dureza aumenta hacia la zona inferior de la unión o raíz, el aumento lo asocia a la formación de bainita y martensita en mayor proporción hacia la parte inferior de la pieza debido a los cambios en las velocidades de enfriamiento [34].

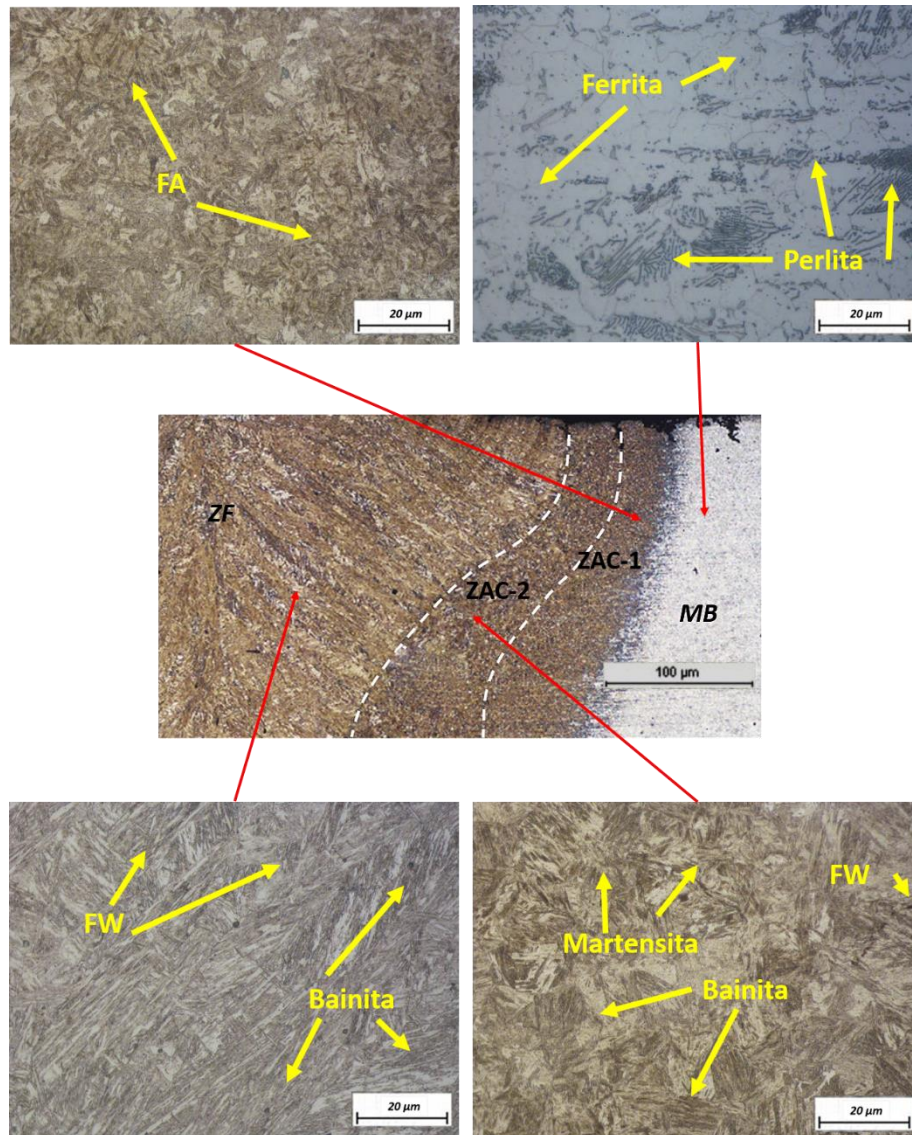
#### 4.9.6 Efecto de la entrada de calor en la microestructura en la soldadura sección transversal

La evolución de la microestructura en la zona transversal de la soldadura se muestra en la Figura 4.10, en donde se aprecia la ZF, ZAC y MB. En la ZAC se muestra una variación en cuanto al tamaño de grano, presentándose grano grueso en la ZAC-2 y grano fino en la ZAC-1, cabe mencionar que el tamaño de grano es mayor conforme se acerca la ZF.



**Figura 4.10 Evolución de la microestructura en unión soldada.**

El efecto en la entrada de calor conforme a la velocidad de avance del proceso de soldadura HLAW, puede dar como resultado, que el proceso de soldadura láser produzca un efecto de menor entrada de calor en comparación con el proceso de arco, dando como resultado que no se observa ningún cambio considerable sobre la microestructura de la zona transversal en la ZF en las diferentes entradas de calor registradas, resultados similares a Wang et al. [57], los resultados obtenidos por literatura y mencionados anteriormente, sugieren una velocidad de enfriamiento de  $10^3$  °C/s, por lo cual la austenita no tiene tiempo suficiente para una transformación difusional y esta transforma a martensita [57], [59].

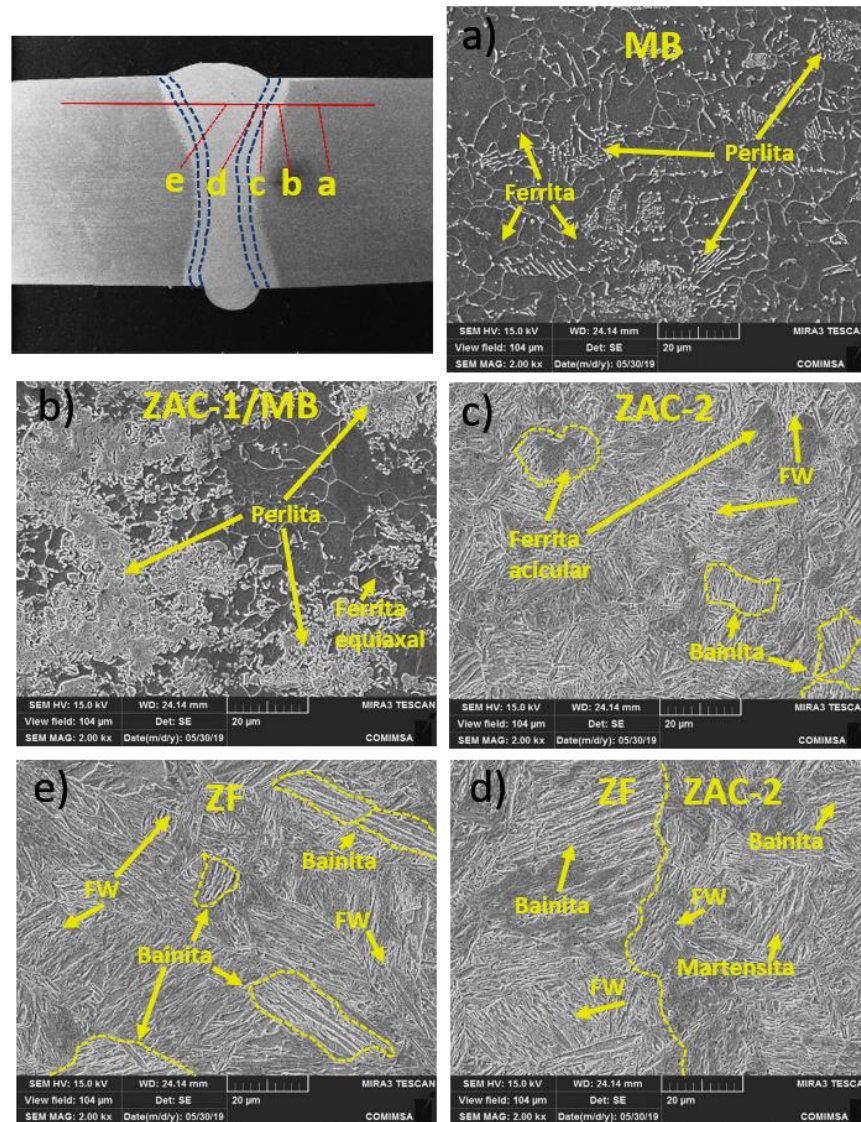


**Figura 4.11 MO Evolución de la microestructura en zona transversal a una entrada de calor de 383.9 (J/mm).**

La evolución de la microestructura en la sección transversal a una entrada de calor de 383.9 (J/mm) es analizada por microscopía óptica (MO), y se muestran las micrografías en la Figura 4.11. El metal base presenta una microestructura ferrítica-perlítica, en donde es regida por la matriz ferrítica, conforme es sometida al proceso de soldadura la fase perlítica empieza a transformarse (ZAC-1) transformando en ferrita acicular (FA) por tener morfología entrecruzadas, conforme se acerca a la ZF (ZAC-2) presenta una fase ferrítica con estructura Widmanstätten, con fases fuera del equilibrio como lo son bainita y martensita.

Mientras que en la ZF se aprecia un crecimiento de tipo columnar con presencia de bainita y ferrita Widmanstätten, sin embargo, no fue posible identificar martensita en esta zona.

En la Figura 4.12 se presenta la evolución de la microestructura analizada por microscopía electrónica de barrido, partiendo del metal base hacia la soldadura. En la Figura 4.12 a) el metal base presenta una microestructura bifásica constituida por una matriz ferrítica e islas de perlita. La perlita muestra una combinación de perlita fina y gruesa. en la Figura 4.12 b) muestra la transformación parcial de la perlita la cual empieza disolverse en la matriz de ferrita, y ferrita equiaxial sin transformar. En la Figura 4.12 c) se muestra la presencia de bainita y ferrita Widmanstätten, con ferrita acicular sin transformar en forma aislada. En la Figura 4.12 d) se muestra la interface entre la ZAC y ZF, en la ZAC se observa la presencia de fases como bainita, ferrita Widmanstätten y martensita, mientras que en la zona de fusión solo se aprecia bainita y ferrita Widmanstätten y en la Figura 4.12 e) se muestra la micrografía tomada en la zona central de la zona de fusión donde se observa la presencia de bainita y ferrita Widmanstätten. Esto concuerda con lo observado en MO.



**Figura 4.12 MEB Evolución de la microestructura en zona transversal a una entrada de calor de 383.9 (J/mm).**

#### 4.9.7 Transformaciones de fases en microestructura

El uso del diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C es utilizado con frecuencia para dar una aproximación de las posibles transformaciones que presenta el acero al ser sometido a un proceso de soldadura donde se alcanzan temperaturas elevadas por encima del punto de fusión del material, como se muestra en la Figura 4.13. En metal base empieza a transformarse por encima de (A1), dando como

resultado que sea totalmente austenítico por encima de la temperatura crítica (A3) [29].

En la zona de soldadura los aceros pueden presentar la transformación de las diversas fases de ferrita: acicular, poligonal, aliotromorfica, Widmanstätten y mezcla de ferrita con  $\text{Fe}_3\text{C}$ ; así como perlita, bainita tanto superior e inferior y martensita. Las cuales son las esperadas debido al contenido de carbono y elementos de aleación.

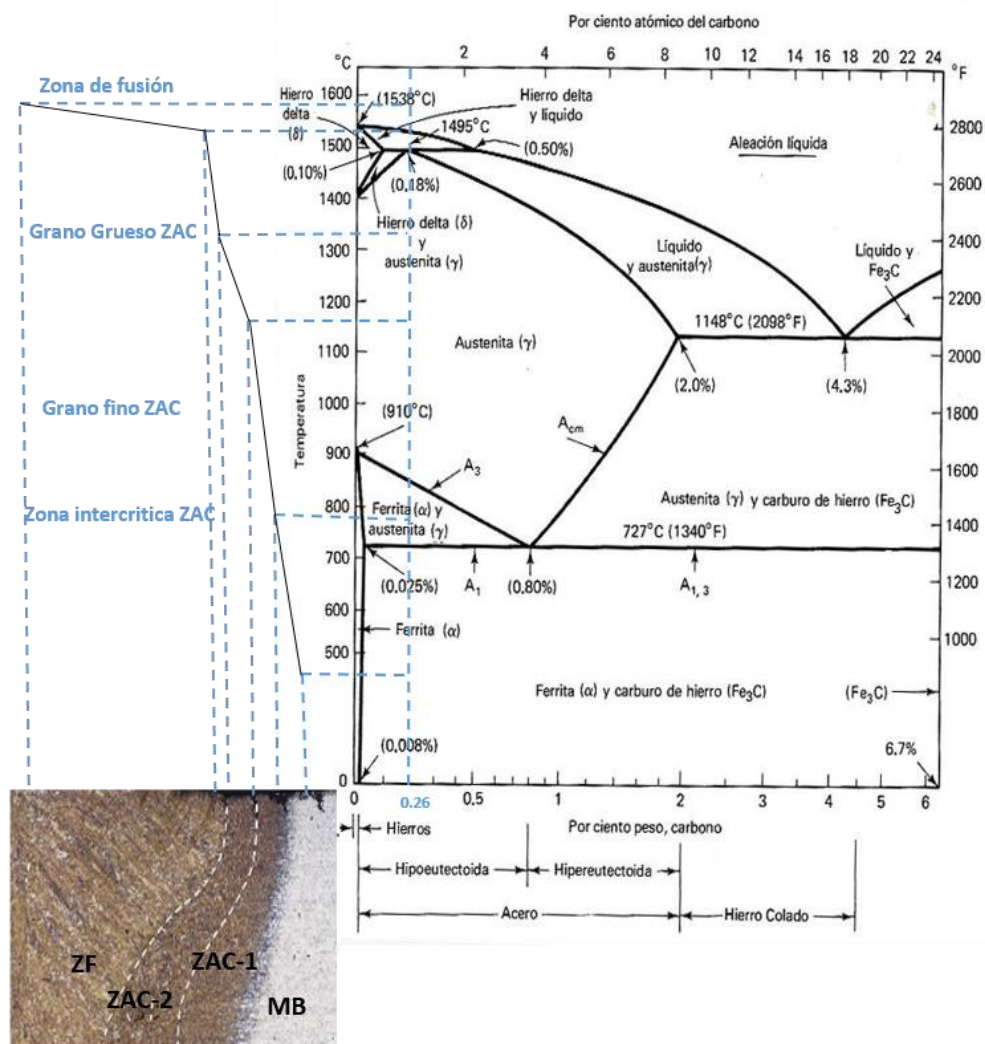


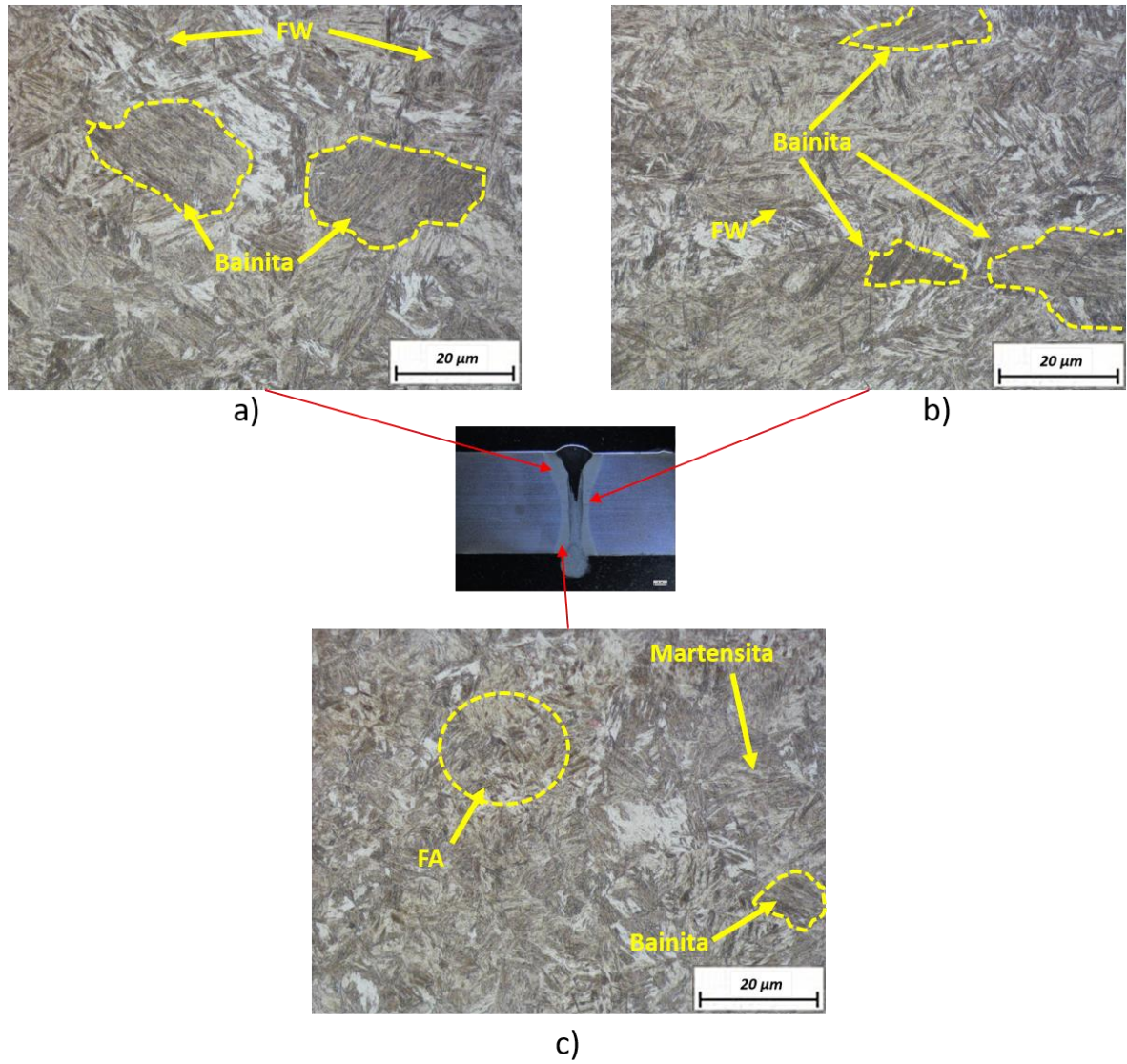
Figura 4.13 Relación de la microestructura ZAC, en función del diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C.

Cabe mencionar que los tipos de transformación y las cantidades de cada fase van a depender de los elementos de aleación, así como de la velocidad de enfriamiento, lo cual se podría determinar por medio de los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT), a fin de estimar las transformaciones de la microestructura, de igual manera se pueden desarrollar ciclos térmicos para ver y predecir ciertas transformaciones como los realizados por Gyu et al. [53].

#### **4.9.8 Efecto de la entrada de calor en la microestructura en la soldadura sección transversal**

La evolución microestructural en la sección longitudinal a un calor de entrada a 383.9 (J/mm) es analizada por microscopía óptica, mostrando las micrografías en la Figura 4.14. En la micrografía de la ZAC en la Figura 4.14 a) presenta la formación de la fase bainítica, sin la posibilidad de identificación de martensita. En la Figura 4.14 b) presenta una fase ferrita con estructura Widmanstätten, con formación de fases fuera del equilibrio como bainita y martensita. En la Figura 4.14 c) además de presentar las fases fuera del equilibrio, se encuentra la presencia de ferrita acicular con morfología entre cruzada. En la ZF presenta una microestructura idéntica a discutida de la Figura 4.12, sin presenta un cambio considerable en la microestructura en la zona superior, zona de transición y zona inferior.

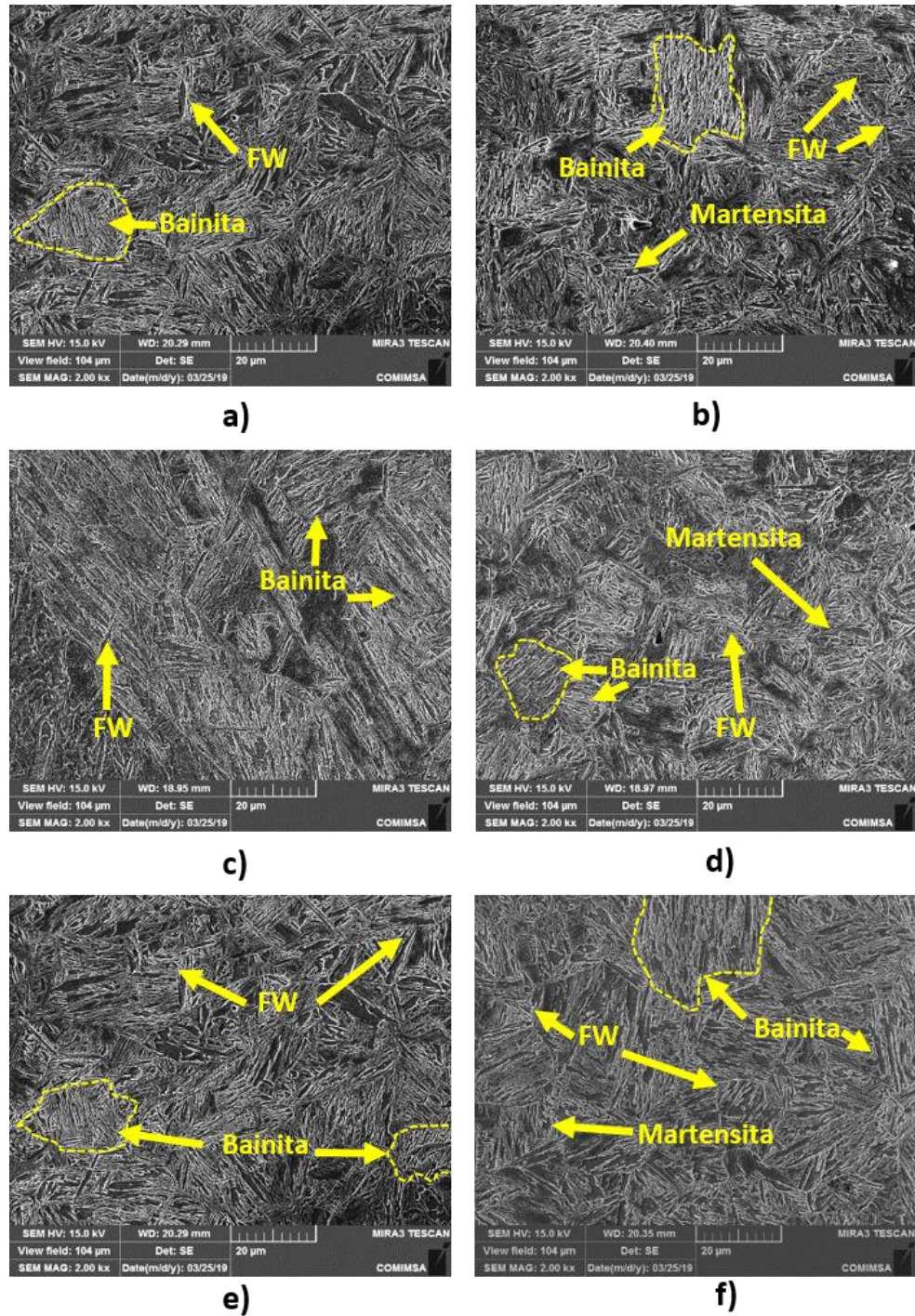
En la Figura 4.15 se presentan los cambios microestructurales presentes a las diferentes entradas de calor. El cambio microestructural analizado a las diferentes entradas de calor por medio de microscopía electrónica de barrido en ZF y ZAC partiendo desde la parte superior hasta la parte inferior. En la Figura 4.15 a), c) y d) ZF se muestra la presencia de ferrita Widmanstätten, con contenidos de bainita, en la Figura 4.15 b), d) y f) ZAC presenta la presencia de fases fuera del equilibrio y la presencia de ferrita con estructura Widmanstätten.



**Figura 4.14 MO Evolución de la microestructura en zona longitudinal a una entrada de calor de 383.9 (J/mm).**

La presencia de estas fases concuerda con el incremento de dureza que presenta en la ZAC de las pruebas, debido a que menor entrada de calor presenta condiciones adecuadas para la formación de fases fuera del equilibrio. Donde se puede atribuir que a medida que presenta una menor entrada de calor, las fases fuera del equilibrio tenderán a aumentar la concentración de estas.

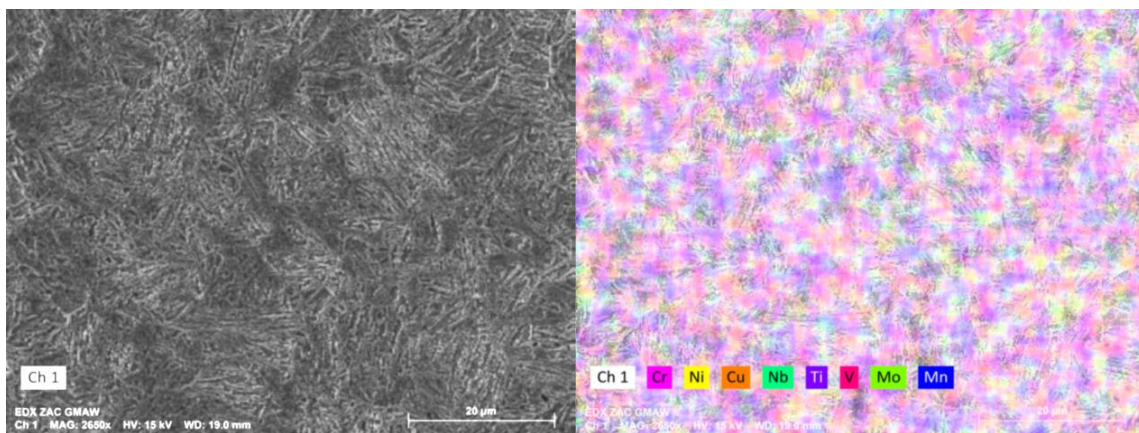




**Figura 4.15** MEB Evolución de la microestructura en zona longitudinal a diferentes entradas de calor. a), c) y e) ZF y b), d), y f) ZAC con un calor de entrada de 452.9 (J/mm), 383.9 (J/mm) y 351.8 (J/mm) respectivamente.

Reportes en la literatura [34], [38], [43], [52] reportan la presencia de fases fuera del equilibrio como bainita y martensita atribuidas a la velocidad de enfriamiento.

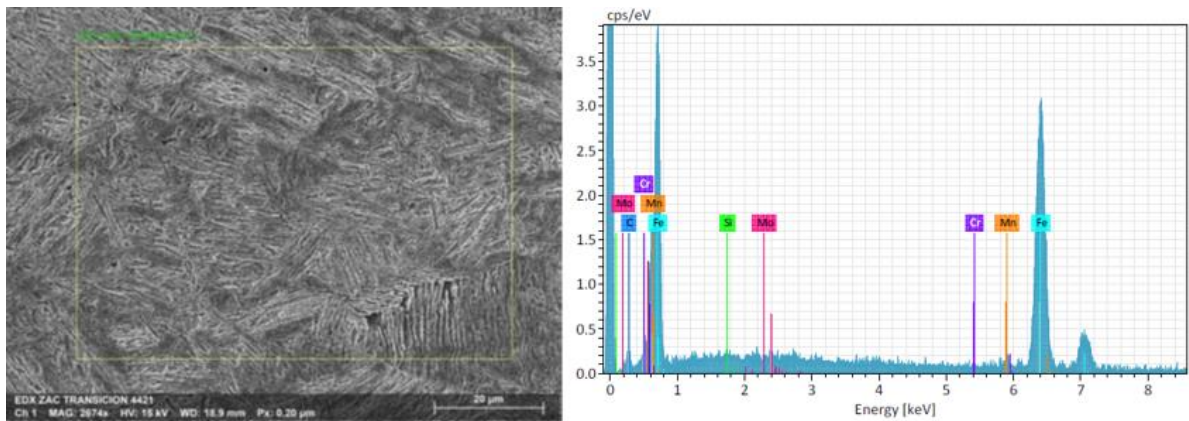
Por otro lado, se analizó la unión por un análisis químico elemental, empleando un detector de energía dispersiva EDS (Figura 4.16). Con el fin de realizar un análisis semicuantitativo de elementos presentes en la muestra en función de los elementos captados, dicho análisis se realizó con los elementos de aleación en distintas zonas de la unión esto con el fin de descartar la segregación de elementos, en este sentido se observó una distribución química homogénea en la soldadura.



**Figura 4.16 EDS en ZAC acero HSLA a 383.9 (J/mm).**

Los resultados del análisis puntual en las zonas de la soldadura se muestran y resumen en las Figuras 4.17, 4.18, y las Tablas 4.6, 4.7 Se observa la ausencia de carburos o inclusiones, pero esto no indica que la unión esté libre de esto. En el proceso de soldadura híbrido láser-GMAW, la distribución y contenido de algunas especies químicas cambian desde la parte superior y transición. Se postula que esta diferencia es debido a dos aspectos que suceden en los procesos: 1) la fuente de calor por láser recorre una mayor profundidad y 2) en el proceso GMAW, la fuente de calor por potencia limita la distancia de la profundidad (menor que la del láser). Este efecto de fusión hace que se puedan detectar contenidos de especies químicas diferentes dando lugar a las

segregaciones en la zona de la soldadura. Por otro lado, la disolución y mezcla de las especies químicas dependen de sus puntos de fusión y afinidad química de los elementos para formar carburos, principalmente. Por lo tanto, es factible detectar zonas ricas o pobres en carburos. Este hecho, se resume en las (Tablas 4.6, 4.7), se aprecia que el contenido de Mo que es un elemento formador de carburos se encuentra en mayor proporción en la parte superior (0.12 %). Mientras tanto, en la parte de transición tiene menor contenido de 0.005 %. Cabe mencionar, que debido al alcance de este caso de estudio no se puede corroborar a mayor detalle la distribución de carburos, inclusiones, etc. Sin embargo, una investigación realizada por Bunaziv et al. [58] muestran que la soldadura de un acero HSLA por HLAW contiene una diferencia química con respecto al nivel de inclusiones en diversas zonas. Debido a la velocidad de enfriamiento y a la tasa de dilución de los elementos químicos en diversas zonas que dependen del calor, en consecuencia, esto afecta la composición química (segregación) y propiedades mecánicas de la soldadura.



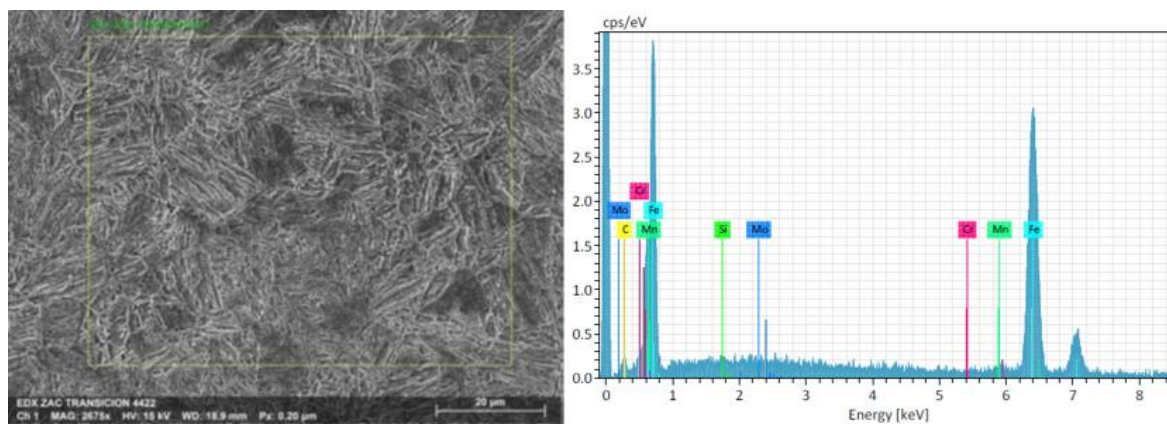
**Figura 4.17 Análisis de EDS de principales elementos en acero HSLA, ZF-Sup. A 351.8 (J/mm).**

**Tabla 4.6 Resultados de análisis de EDS, ZF-Sup. A 351.8 (J/mm).**

Elemento	At. No.	Neto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	Abs. Error [%] (1 sigma)	Rel. Error [%] (1 sigma)
Fe	26	14620	94.98	94.98	85.18	2.40	2.53
C	6	275	3.06	3.06	12.78	0.18	5.92
Mn	25	272	1.50	1.50	1.36	0.06	4.17
Cr	24	0	0.00	0.00	0.00	0.00	2.50
Mo	42	60	0.12	0.12	0.006	0.03	24.21
Si	14	180	0.34	0.34	0.61	0.04	10.70

Sum. 100.000 100.00 100.00

Comparativamente, en base a las microestructuras, las bajas y altas entradas de calor a 452.9 J/mm y 351.8 J/mm, presentan una mayor cantidad de fases fragilizadoras como son: martensitas, bainitas y estructuras Widmanstätten. En el caso contrario, las entradas de calor de 383.9 J/mm promueven zonas ricas en ferritas aciculares que tienen la propiedad de detener o desviar el crecimiento de microgrietas [29]



**Figura 4.18 Análisis de EDS de principales elementos en acero HSLA, ZAC-transición. A 351.8 (J/mm).**

**Tabla 4.7 Resultados de análisis de EDS, ZAC-transición. A 351.8 (J/mm).**

<b>Elemento</b>	<b>At. No.</b>	<b>Neto</b>	<b>Mass [%]</b>	<b>Mass Norm. [%]</b>	<b>Atom [%]</b>	<b>Abs. Error [%] (1 sigma)</b>	<b>Rel. Error [%] (1 sigma)</b>
<b>Fe</b>	26	8375	95.31	95.31	85.94	2.41	2.53
<b>C</b>	6	151	2.93	2.93	12.30	0.17	5.96
<b>Mn</b>	25	156	1.51	1.51	1.38	0.06	4.16
<b>Cr</b>	24	0	0.00	0.00	0.00	0.00	2.50
<b>Mo</b>	42	16	0.005	0.005	0.03	0.03	49.37
<b>Si</b>	14	57	0.19	0.19	0.34	0.03	16.50
			<b>Sum. 100.000</b>	<b>100.00</b>	<b>100.00</b>		

## Capítulo V Conclusiones y recomendaciones

En base a la literatura consultada y a los resultados obtenidos de la caracterización de los componentes se concluye lo siguiente:

- El calor de entrada modifica la geometría de la zona ZAC y ZF, Disminuyendo el área de la ZAC en un 7 % al disminuir una potencia 1 kW.
- La distribución del material de aporte del proceso GMAW, se aprecia en la parte superior de la unión, con un cambio de contraste (Figura 4.8), obteniendo una penetración de un 30% a 40%, en cuanto la parte inferior de la unión se aprecia una fusión del metal base a causa del proceso láser. La penetración completa en las uniones es causa del efecto sinérgico del proceso HLAW.
- El incremento del calor de entrada a 351.8, a 452.9 (J/mm), promueve una variación en la proporción de fases en la ZAC, presentó un incremento de martensita, el cual se atribuye a la variación de velocidad de enfriamiento.
- Los resultados de microdureza muestra el incremento de la dureza conforme esta se acerca a la parte inferior o raíz de la unión, dado que en esta zona presenta el incrementó de fases endurecedoras como lo es la martensita, bainita y fase ferrítica de estructura widmanstätten, asociadas a la velocidad de enfriamiento.
- Realizar el análisis microestructural para la cuantificación de fases, mostro no ser un procedimiento viable ya que la soldadura presenta una

alta disolución, en la microestructura en las diferentes zonas de la soldadura.

### **Recomendaciones para futuros trabajos**

Se requiere profundizar en la investigación sobre la influencia de la potencia del proceso láser en la modificación microestructural y la relación con las propiedades mecánicas, utilizando técnicas de caracterización no convencional. Para realizar una cuantificación adecuada que nos permita conocer con certeza los porcentajes de las distintas fases que se encuentran en la ZAC y ZF e incluso generar un modelo por simulación para poder predecir las transformaciones de fases y tener mayor certeza del comportamiento térmico y mecánico del material.

## CAPÍTULO VI BIBLIOGRAFÍA

- [1] M. Tisza and I. Czinege, “Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts,” *Int. J. Light. Mater. Manuf.*, vol 1, p. 229-238, 2018.
- [2] C. M. Tamarelli, “AHSS 101: the evolving use of advanced high-strength steel for automotive applications,” *Steel Mark. Dev. Inst.*, p. 42, 2011.
- [3] J. Mazar Atabaki, M. Ma and R. Yang, G Kovacevic, “Hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel in different butt joint configurations,” *Mater. Des.*, vol. 64, no. 0, pp. 573–587, 2014.
- [4] R. Oyyaravelu, P. Kuppan, and N. Arivazhagan, “Metallurgical and mechanical properties of laser welded high strength low alloy steel,” *J. Adv. Res.*, vol. 7, no. 3, pp. 463–472, 2016.
- [5] X. N. Wang, S. H. Zhang, J. Zhou, M. Zhang, C. J. Chen, and R. D. K. Misra, “Effect of heat input on microstructure and properties of hybrid fiber laser-arc weld joints of the 800 MPa hot-rolled Nb-Ti-Mo microalloyed steels,” *Opt. Lasers Eng.*, vol. 91, no. September 2016, pp. 86–96, 2017.
- [6] X. Cao, P. Wanjara, J. Huang, C. Munro, and A. Nolting, “Hybrid fiber laser - Arc welding of thick section high strength low alloy steel,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3399–3413, 2011.
- [7] H. H. Ashdown and W. Metcalf, “Alloy steels,” *Proc. Amer. Soc. Test. Mater.*, vol. 92, pp. 204–214, 1917.



- [8] M. Y. Demeri, "Forming of Advanced High-Strength Steels," *Metalwork. Sheet Form.*, vol. 14B, pp. 530–548, 1988.
- [9] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*. Chicago: Springer, 2015.
- [10] R. Singh, "Classification of Steels," *Appl. Weld. Eng.*, pp. 51–56, 2012.
- [11] A. S. M. I. Handbook, "ASM handbook: (Heat treating)," *ASM Int.*, vol. Volumen 4, pp. 188–204, 2006.
- [12] ASM International, "ASM Handbook: Volume 1 Properties and selection: irons steels and high performance alloys," *ASM Handb.*, vol. 2, pp. 260–660, 2001.
- [13] D. M. Stefanescu, "ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys: Compacted Graphite Iron," *Met. Handb.*, vol. 1, no. January 1990, pp. 398–409, 1990.
- [14] A. Steels *et al.*, "Forging of Steels and Heat-Resistant Alloys," *Metalwork. Bulk Form.*, vol. 14A, pp. 239–296, 1988.
- [15] A. S. M. I. Handbook, "ASM handbook (Heat treating of Irons and Steels)," *ASM Int.*, vol. Volumen 4D, pp. 188–204, 2005.
- [16] B. L. Bramfitt and S. J. Lawrence, "Metallography and Microstructures of Carbon and Low-Alloy Steels," *Metallogr. Microstruct.*, vol. 9, pp. 608–626, 2004.
- [17] Callister, W. and Rethwisch, D., *Materials science and engineering: an introduction*, vol. 94. 2007.
- [18] J. D. Verhoeven, [*Fundamentos de Metalurgia Física*], vol. 39, no. 5. 2008.
- [19] R. . Viswanathan and J. Nutting, "Advanced heat resistant steel for power generation," *10M Commun. Ltd*, pp. 12–30, 1999.

- [20] Y. Dong, R. Umer, and A. K. T. Lau, "Fillers and Reinforcements for Advanced Nanocomposites," *Elsevier*, no. 60, pp. 340–367, 2015.
- [21] R. Baxter, N. Hastings, A. Law, and E. J. . Glass, [*Steels, Microstructure and Properties*], vol. 39, no. 5. 2008.
- [22] R. H. J. Hannink and A. J. Hill, "Nanostructure Control of Materials, 2006, p.372," *Woodhead Publ. limited, Cambridge Engl.*, pp. 218–250, 2006.
- [23] N. O. Health and S. Commission, "Welding : Handbook (Processes, Part 1)," *AWS*, vol. Volumen 2, no. November, pp. 107–207, 1990.
- [24] F. O. Olsen, "Hybrid laser – arc welding Edited by," *Woodhead Publ. Limited, CRC Press*, pp. 3–23, 192–215, 2009.
- [25] 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.
- [26] S. Arrays and P. Description, "7 . Laser Beam Welding ( LBW )," no. 2, pp. 37–64, 2010.
- [27] V. Caccese, "Fatigue in laser welds," *Fail. Mech. Adv. Weld. Process.*, pp. 218–257, 2010.
- [28] B. M. Victor, "Hybrid Laser Arc Welding," *ASM Handb.*, vol. 6A: Weldin, no. 2011, pp. 321–328, 2011.
- [29] S. Kou, *Welding Metallurgy*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2003.
- [30] F. R. Morales, A. D. Scott, M. R. Pérez, E. M. Díaz Cedré, and J. A. Pozo Morejón, "Energía Calorífica Necesaria, Durante la Soldadura en Servicio de tuberías para el transporte de petróleo," *Soldag. e Insp.*, vol. 14, no. 1, pp. 47–57, 2009.

- [31] B. Acherjee, "Hybrid laser arc welding: State-of-art review," *Opt. Laser Technol.*, vol. 99, pp. 60–71, 2018.
- [32] S. Liu, Y. Li, F. Liu, H. Zhang, and H. Ding, "Effects of relative positioning of energy sources on weld integrity for hybrid laser arc welding," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 81, pp. 87–96, 2016.
- [33] W. Liu, J. Ma, G. Yang, and R. Kovacevic, "Hybrid laser-arc welding of advanced high-strength steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 12, pp. 2823–2833, 2014.
- [34] I. Bunaziv, O. M. Akselsen, J. Frostevarg, and A. F. H. Kaplan, "Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 256, no. February, pp. 216–228, 2018.
- [35] A. H. Faraji, M. Moradi, M. Goodarzi, P. Colucci, and C. Maletta, "An investigation on capability of hybrid Nd:YAG laser-TIG welding technology for AA2198 Al-Li alloy," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 96, no. April, pp. 1–6, 2017.
- [36] J. Shi, G. Song, and J. Chi, "Effect of active gas on weld appearance and performance in laser-TIG hybrid welded titanium alloy," *Int. J. Light. Mater. Manuf.*, vol. 1, no. 1, pp. 47–53, 2018.
- [37] S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, and A. G. Rao, "Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints," *Def. Technol.*, vol. 11, no. 3, pp. 308–317, 2015.
- [38] R. Oyyaravelu, P. Kuppan, and N. Arivazhagan, "Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel," *Mater. Today Proc.*, vol. 5, no. 5, pp. 12693–12705, 2018.
- [39] H. Alipooramirabad, A. Paradowska, R. Ghomashchi, and M. Reid,

- “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.
- [40] R. Pamnani, T. Jayakumar, M. Vasudevan, and T. Sakthivel, “Investigations on the impact toughness of HSLA steel arc welded joints,” *J. Manuf. Process.*, vol. 21, pp. 75–86, 2016.
- [41] M. Wu, F. Zhao, J. Che, B. Jiang, C. Zhang, and Y. Liu, “Materials Science & Engineering A The toughening mechanisms of microstructural variation and Ni addition in direct-cooled microalloyed ferrite-pearlite steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 738, no. June, pp. 353–361, 2018.
- [42] M. Jiang, X. H. Wang, Z. Y. Hu, K. P. Wang, C. W. Yang, and S. R. Li, “Microstructure refinement and mechanical properties improvement by developing IAF on inclusions in Ti-Al complex deoxidized HSLA steel,” *Mater. Charact.*, vol. 108, pp. 58–67, 2015.
- [43] H. Zhao and E. J. Palmiere, “Effect of austenite grain size on acicular ferrite transformation in a HSLA steel,” *Mater. Charact.*, vol. 145, no. August, pp. 479–489, 2018.
- [44] M. Guimarães and A. Luiz, “Evaluating segregation in HSLA steels using computational thermodynamics,” *Integr. Med. Res.*, vol. 4, no. 4, pp. 353–358, 2015.
- [45] W. L. Costin, O. Lavigne, and A. Kotousov, “A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 663, pp. 193–203, 2016.
- [46] H. Alipooramirabad, R. Ghomashchi, A. Paradowska, and M. Reid, “Residual stress- microstructure- mechanical property interrelationships in multipass HSLA steel welds,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 231, pp. 456–467, 2016.

- [47] H. Zhao, B. P. Wynne, and E. J. Palmiere, "Materials Characterization A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel," *Mater. Charact.*, vol. 123, pp. 339–348, 2017.
- [48] S. Kang, J. G. Speer, R. W. Regier, H. Nako, S. C. Kennett, and K. O. Findley, "Materials Science & Engineering A The analysis of bainitic ferrite microstructure in microalloyed plate steels through quantitative characterization of intervariant boundaries," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 669, pp. 459–468, 2016.
- [49] Y. Shao, C. Liu, Z. Yan, H. Li, and Y. Liu, "Journal of Materials Science & Technology Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels : A review," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 5, pp. 737–744, 2018.
- [50] L. Cheng and K. M. Wu, "New insights into intragranular ferrite in a low-carbon low-alloy steel," *Acta Mater.*, vol. 57, no. 13, pp. 3754–3762, 2009.
- [51] Y. Li, X. L. Wan, L. Cheng, and K. M. Wu, "ScienceDirect First-principles calculation of the interaction of Mn with ZrO<sub>2</sub> and its effect on the formation of ferrite in high-strength low-alloy steels," vol. 75, pp. 78–81, 2014.
- [52] X. Cao, P. Wanjara, J. Huang, C. Munro, and A. Nolting, "Hybrid fiber laser – Arc welding of thick section high strength low alloy steel," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3399–3413, 2011.
- [53] S. Gyu *et al.*, "Materials Science & Engineering A Effects of Ni and Mn addition on critical crack tip opening displacement ( CTOD ) of weld-simulated heat-affected zones of three high-strength low-alloy ( HSLA ) steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 697, no. April, pp. 55–65, 2017.
- [54] N. Kamikawa *et al.*, "Stress-strain behavior of ferrite and bainite with nano-precipitation in low carbon steels," *Acta Mater.*, vol. 83, pp. 383–396, 2015.

- [55] J. Hu, L. X. Du, and J. J. Wang, "Effect of V on intragranular ferrite nucleation of high Ti bearing steel," vol. 68, pp. 953–956, 2013.
- [56] S. L. Shrestha, A. J. Breen, P. Trimby, G. Proust, S. P. Ringer, and J. M. Cairney, "Ultramicroscopy An automated method of quantifying ferrite microstructures using electron backscatter diffraction ( EBSD ) data," *Ultramicroscopy*, vol. 137, pp. 40–47, 2014.
- [57] X. Wang, S. Zhang, J. Zhou, M. Zhang, C. Chen, and R. D. K. Misra, "E ffect of heat input on microstructure and properties of hybrid fi ber laser- arc weld joints of the 800 MPa hot-rolled Nb-Ti-Mo microalloyed steels," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 91, no. November 2016, pp. 86–96, 2017.
- [58] I. Bunaziv, O. M. Akselsen, J. Frostevarg, and A. F. H. Kaplan, "Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 259, no. April, pp. 75–87, 2018.
- [59] Q. Sun, H. S. Di, J. C. Li, B. Q. Wu, and R. D. K. Misra, "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.

# LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Designación del Instituto Americano del Hierro y del Acero, de los aceros HSS y AHSS [9].....	9
Tabla 2.2 Propiedades del acero HSLA sin aplicación de tratamiento térmico [12].....	11
Tabla 2.3 Composición química general de los aceros HSLA [12].....	11
Tabla 2.4 Subestructura de algunas martensita base hierro [18].....	20
Tabla 2.5 Aplicaciones del acero HSLA en base a la especificación ASTM [13].	24
Tabla 2.6 Características principales de los gases utilizados en GMAW [23].	27
Tabla 2.7 Rangos de voltaje y amperaje para los distintos tipos de transferencia en proceso GMAW.....	28
Tabla 2.8 Diferentes longitudes de ondas de alta potencia utilizadas para la soldadura por arco, láser híbrido [28].....	41
Tabla 4.1 Parámetros del proceso de soldadura HLAW para acero HSLA 550.....	64
Tabla 4.2 Composición química del material base HSLA (% en peso).	66

<b>Tabla 4.3 Reactivos utilizados para revelar microestructura.....</b>	<b>68</b>
<b>Tabla 4.4 Dimensiones de las soldaduras y áreas, a diferentes entradas de calor. ....</b>	<b>70</b>
<b>Tabla 4.5 Resultados de cuantificación de fases en metal base.....</b>	<b>72</b>
<b>Tabla 4.6 Resultados de análisis de EDS, ZF-Sup. A 351.8 (J/mm).....</b>	<b>84</b>
<b>Tabla 4.7 Resultados de análisis de EDS, ZAC-transición. A 351.8 (J/mm). .....</b>	<b>85</b>



## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Clasificación de los aceros primera y segunda generación (HSS y AHSS) Tensión vs Elongación [10].	9
Figura 2.2 Microestructura de un acero HSLA, con perlita alargada en forma de bandas y granos ferríticos [16].	15
Figura 2.3 Representación del crecimiento y formación de la perlita en austenita, difusión del carbono indicada con flechas [17].	16
Figura 2.4 Proceso esquemático de la maduración de Ostwald, en caso de los aceros al carbono, las especies difusoras es carbono y vacancias [19].	21
Figura 2.5 Modelo de Orowan del movimiento de las dislocaciones descrito por Dieter [20].	22
Figura 2.6 Esquema típico de configuración de equipo para proceso de soldadura GTAW [23].	26
Figura 2.7 Efectos del oxígeno vs el dióxido de carbono al flujo de argón protector [23].	27
Figura 2.8 Tipos de transferencia en proceso GMAW [23].	30

Figura 2.9 Ilustración del diferente modo de conducción y modo de ojo de cerradura [24].....	33
Figura 2.10 Esquema de proceso de soldadura híbrido HALW y tipos de orientación a) líder láser b) líder arco GMAW [28].....	35
Figura 2.11 Diseño de uniones en proceso HLAW [28].....	39
Figura 3.1 Patrones de formación de proceso de soldadura por arco, láser y HLAW [31].....	44
Figura 3.2 Patrón de formación de soldadura acorde al proceso líder Arco-láser y láser-arco [32].....	45
Figura 3.3 Micrografías de ZAC en arco-láser y láser-arco [31]. ....	46
Figura 3.4 <i>Microestructura de acero HSLA, fase Ferrita acicular y bainita superior [45]</i> .....	51
Figura 3.5 Muestras es las diferentes microestructuras presentes en aceros de bajo contenido de carbono en donde muestras ferrita poligonal martensita y bainita, perlita y unos sulfuros [54].....	54
Figura 3.6 Morfologías de ferrita como acicular, poligonal y a su vez widmanstätten como bainita, perlita [39].....	55
Figura 4.1 Diagrama de flujo de fases del proceso de caso de estudio.	62
Figura 4.2 Representación esquemática de dimensiones y diseño de unión. ....	63
Figura 4.3 Microestructura en MO, en MB a (50 X), a) si procesamiento y b) análisis con Image-Pro, para la identificación de las fases, donde el color rojo es perlita y el amarillo es la ferrita.....	65
Figura 4.4 Microestructura del metal base ferrita (F) y perlita (P). ....	67
Figura 4.5 Micrografía de soldadura con un calor de entrada a 383.9 (J/mm).....	69

Figura 4.6 Representación esquemática de zonas de la unión soldada por proceso HLAW. ....	69
Figura 4.7 Efecto del calor entrada en función del área total en ZAC. Prueba 1 452.9 (J/mm), prueba 2 383.9 (J/mm) y prueba 3 351.8 (J/mm)..	70
Figura 4.8 Macroestructura de la soldadura sección transversal a diferentes entradas de calor. a) 452.9 J/mm, b) 383.9 J/mm y c) 351.8 J/mm. ....	71
Figura 4.9 Distribución de las microdureza con forme a la entrada de calor proporcionada por el proceso de soldadura. a) 452.9 J/mm, b) 383.9 J/mm y c) 351.8 J/mm. ....	73
Figura 4.10 Evolución de la microestructura en unión soldada. ....	74
Figura 4.11 MO Evolución de la microestructura en zona transversal a una entra de calor de 383.9 (J/mm).....	75
Figura 4.12 MEB Evolución de la microestructura en zona transversal a una entra de calor de 383.9 (J/mm). ....	77
Figura 4.13 Relación de la microestructura ZAC, en función del diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	78
Figura 4.14 MO Evolución de la microestructura en zona longitudinal a una entra de calor de 383.9 (J/mm). ....	80
Figura 4.15 MEB Evolución de la microestructura en zona longitudinal a diferentes entradas de calor. a), c) y e) ZF y b), d), y f) ZAC con un calor de entrada de 452.9 (J/mm), 383.9 (J/mm) y 351.8 (J/mm) respectivamente...	81
Figura 4.16 EDS en ZAC acero HSLA a 383.9 (J/mm). ....	82
Figura 4.17 Análisis de EDS de principales elementos en acero HSLA, ZF-Sup. A 351.8 (J/mm).....	83
Figura 4.18 Análisis de EDS de principales elementos en acero HSLA, ZAC-transición. A 351.8 (J/mm). ....	84