

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“Estudio de la Factibilidad del uso de AHSS en espesores de 7 a 12 mm
mediante el proceso de Soldadura Láser.”**

POR

RAMÓN JESÚS MARÍN ALONSO

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A DICIEMBRE DEL 2016

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“Estudio de la Factibilidad del uso de AHSS en espesores de 7 a 12 mm
mediante el proceso de Soldadura Láser.”**

POR

Ramón Jesús Marín Alonso.

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A DICIEMBRE DEL 2016

DEDICATORIA

Dios:

Porque me dio la Dicha de vivir una etapa diferente y enriquecedora en mi desarrollo Profesional y humano, al contribuir con un granito de arena.

"Hacedlo todo por Amor --Así no hay cosas pequeñas: Todo es grande, --La perseverancia en las cosas pequeñas por Amor es Heroísmo. (1)

Allí donde están nuestras aspiraciones, nuestro trabajo, nuestros amores, allí está el sitio de nuestro encuentro cotidiano con Cristo. Es en medio de las cosas más materiales de la tierra donde debemos santificarnos, sirviendo a Dios y a todos los hombres. Es en la línea del horizonte donde parece unirse el cielo y la tierra, Pero ¡no!, donde de verdad se juntan es en nuestro corazón, cuando vivimos santamente la vida ordinaria". (2)

S. Jose Maria Escriba de Balaguer.

A mí Madre:

Por ser mi Único y Principal motivo en estos últimos meses, Por enseñarme a luchar día con día a pesar de las dificultades que recientemente acabamos de superar.

Por enseñarme que a pesar de la enfermedad y la Discapacidad física: a luchar contra corriente, a ser valiente y a ser feliz.

Por enseñarme con su testimonio de vida a amar a Dios y a tenerle fe frente a las adversidades que nos presenta la vida, por los valores éticos y Cristianos que me inculco, porque nunca escatimó esfuerzo, ni gasto alguno para mi educación, incluso por encima de su propia salud... ¡Gracias mamá! por entregarte en cuerpo y Alma.

AGRADECIMIENTOS

A mí Padre:

Por ser mi guía durante esta nueva etapa de mi crecimiento profesional, por ser mi sostén en las pruebas difíciles que Dios nos puso por algo, aún más importante, por la unidad que hemos tenido.

A CONACYT:

Por su apoyo económico durante mis estudios de especialización, brindándome la confianza de estudiar en un programa de calidad.

A COMIMSA:

Por su apoyo durante este periodo, por la beca que me otorgo y por el privilegio de ser egresado de esta reconocida institución. ¡Sé que les debo más a ustedes!

A SISAMEX:

Por otorgarme un tema de estudio de gran importancia, y que me servirá en algún momento de mi vida, además les agradezco por el periodo de estancia Industrial y las atenciones recibidas.

A la Dra. Gladys Pérez y a la M.C Arheli Rodríguez:

Por su tiempo y atenciones que me brindaron en este periodo, por guiarme académicamente, por comprenderme y tolerarme en algunas situaciones personales...Son excelentes personas, es lo que al final de todo, es lo que importa, lo Humano y le agradezco a Dios haberlas puesto en mi camino.

A la Dra. Argelia Miranda, Dra. Rocío Saldaña y a la Dra. Alejandra Hernández:

Quienes formaron parte del comité evaluador durante los seminarios, y que me aportaron observaciones que nunca estuvieron de más sino por el contrario; Pues yo "se" qué puedo, ¡que debo!, aprender de los demás para mi desarrollo profesional y sobre todo Humano

A mis Maestros:

De quienes aprendí temas que me han complementado y han dado un giro a mi perfil profesional de esta etapa de mi vida. Me llevo buenos recuerdos de cada uno.

A mis Compañeros:

De quienes me complemente con sus experiencias y que siempre me apoyaron en lo académico, pero sobre todo en lo personal, no creo en coincidencias sino sé que por algo Dios nos puso en tiempo y forma...! hasta pronto amigos!

Índice

SÍNTESIS	1
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedente	2
1.2 Objetivos	4
1.2.1 Objetivo general.....	4
1.2.2 Objetivos específicos	4
1.3 Justificación	5
1.4 Planteamiento del Problema.	6
1.5 Aportación (tecnológica e industrial)	6
1.6 Alcances y limitaciones	6
CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE	7
2.1 Acero.....	7
2.2 Aceros Avanzados.	8
2.2.1 Aceros Avanzados Doble Fase.	10
2.2.2 Aceros por plasticidad inducida por la transformación TRIP.	13
2.2.3 Aceros fase Complejo CP.	17
2.2.4 Aceros Microaleados de alta Resistencia.....	17
2.2.5 Aceros martensíticos.....	19
2.3. Soldadura por proceso Láser	21
2.3.1 Láser de Gas CO ₂	22
2.3.2 Láser Nd:Yag	23
2.3.3 Láser Fibra Óptica y láser tipo Diodo	25
2.4 Modos de Soldadura	28
2.4.1 Modo por Conducción.....	28
2.4.2 Modo Keyhole	29

2.5 Ventajas del proceso de soldadura Láser.....	29
2.6 Desventajas del proceso de Láser.....	30
2.7 Parámetros Principales en el proceso por soldadura Láser	31
2.7.1 Potencia.....	31
2.7.2 Velocidad de Soldadura.....	31
2.7.3 Velocidad de enfriamiento	32
2.8 Microestructura y propiedades mecánicas resultantes en uniones de aceros AHSS.....	33
2.8.1 Microestructura del Proceso de Soldadura Láser en aceros avanzados DP.....	33
2.8.2 Microestructura y dureza resultante en la soldadura realizada por el proceso Laser Diodo de 4 Kw aplicado en aceros TRIP.....	34
2.8.4 zona de Fusión.	38
2.8.5 Calor de entrada y zona Afectada Termicamente por el calor	41
2.8.6 Dureza	43
CAPÍTULO III. DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA	44
CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES	48
5.1 Conclusiones del estudio bibliográfico.....	48
BIBLIOGRAFÍA	51
Lista de Figuras.....	58

SÍNTESIS

Los avances tecnológicos van permitiendo el desarrollo de nuevos procesos de fabricación de los cuales se puede obtener materiales con nuevas microestructuras; por ende mejores propiedades en las aleaciones de aceros.

Los aceros avanzados cuentan con microestructura multifase, que proporcionan mayor resistencia por endurecimientos por transformación. Tales materiales han sido unidos por métodos convencionales de soldadura.

Este documento trata sobre la factibilidad de unir aceros avanzados por el proceso láser en placas mayores a los 7 mm de espesor aplicados en los componentes pesados de la industria automotriz, se determinan los cambios microestructurales y propiedades mecánicas con base a la literatura, integrando la recopilación de los diferentes tipos de aceros avanzados, siendo de mayor importancia para este trabajo los aceros DP, TRIP, HSLA (microaleado).

Se incluye también el estudio del proceso láser en sus diferentes tipos como el Nd:Yag de gas CO₂, de diodo y fibra óptica, así como los principales parámetros: la velocidad de soldadura y la potencia con el propósito de averiguar sus transformaciones microestructurales y tendencias mecánicas.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedente

La intensidad, la potencia del haz y la flexibilidad de administrar haces en diferentes lugares para efectuar el proceso de soldadura ha acrecentado la popularidad de utilizar soldadura láser. Tradicionales láseres de dióxido de carbono han predominado en la industria debido a su eficiencia en comparación con los láseres de estado sólido, tal como el neodimio: itrio-aluminio-granate (Nd: YAG).

Sin embargo, los láseres de fibra de iterbio recientemente han ganado aceptación industrial debido a su alta eficiencia, menor costo de inversión y la flexibilidad de la transmisión del haz con fibra flexible en lugar de óptica fija, mientras es necesario para el láser de dióxido de carbono (3)

La industria automotriz especialmente en uniones de componentes críticos utiliza comúnmente el modo keyhole (formando un agujero profundo, estrecho y lleno de vapor: es el capilar de vapor, también designado conducto de vapor; ojo de cerradura) para soldadura láser, que tiene una alta densidad de potencia, dando como resultado penetración profunda y soldaduras más estrechas. Por lo tanto la soldadura láser no requiere de alguna preparación especial conjunta o adición de materiales de relleno. Soldaduras de alta velocidad se obtiene por dicho proceso, debido a la alta densidad de potencia, lo que notablemente aumenta la tasa de producción.

La combinación de alta densidad de potencia y la velocidad lleva a menor entrada de calor, comparado con un proceso de soldadura por arco, lo que minimiza las heterogeneidades metalúrgicas, por ejemplo, zonas afectadas Térmicamente y área de fusión, la baja entrada de calor también reduce la

distorsión térmica de las piezas de trabajo, minimizando la necesidad de mecanizado después de la soldadura.

La soldadura por láser permite la unión de láminas donde el acceso a un sólo lado es posible, lo que permite una mayor flexibilidad del diseño de la unión. Basado en las ventajas que anteriormente se mencionan, cabe destacar que la soldadura láser es un proceso potencial para aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Recopilar y analizar la información respecto a la factibilidad del uso del proceso de soldadura láser LBW en uniones de placas de aceros avanzados con espesores mayores a 7mm.

1.2.2 Objetivos específicos

1. Seleccionar y estudiar la relación de las técnicas de unión de soldadura láser de aceros avanzados AHSS.
2. Identificar los parámetros de soldadura convenientes para el proceso de unión por láser de aceros avanzados de 7 a 12 mm de espesor conforme a la literatura.
3. Analizar el estado del arte de la evolución microestructural de la unión mediante la literatura.

1.3 Justificación.

Hoy en día el sector automotriz ha invertido en la investigación de la aplicación de diferentes tipos de aceros para garantizar de mejor manera la seguridad de los pasajeros; por otra parte, se busca la reducción de emisiones de CO₂ y por ende disminución del impacto ambiental, tales medidas han repercutido en el diseño de los componentes, es decir, debido a las recomendaciones de los servicios de información estrategia que incluye el acero mundial (WSD, por sus siglas en inglés) en donde se proyecta que para el 2025 el uso de AHSS alcanzaría 23,7 millones de toneladas. Esto significa que una parte de las piezas de acero de bajo carbono serán reemplazadas por AHSS (4).

Según las previsiones se indica que en el futuro la relación de acero AHSS sobrepase el total de las placas de acero utilizadas en la producción de componentes críticos en la estructura ligera y pesada será de entre un 40% y un 50%, lo cual contribuiría a una reducción del 5% en las muestras de gases de efecto invernadero. De acuerdo a las exigencias de la unión Europea, las emisiones medias de los nuevos vehículos vendidos no deberán pasar de 130 g de CO₂ por Kg. Por tal motivo se desea una reducción en espesores y en consecuencia el peso, de manera que sea posible cumplir con las normativas de seguridad y protección ambiental con materiales de alta gama que no comprometan las propiedades mecánicas del componente. (5)

Una de las primacías más significativas del sistema de soldadura láser es la entrada de calor; ya que es menor comparada con los procesos convencionales. Además de que el uso de material de aporte no es obligatorio, este proceso es más preciso y posible de industrializar.

1.4 Planteamiento del Problema.

El material y el proceso empleado actualmente para la fabricación de fundas para tracto camión son insuficientes para cumplir las demandas a futuro que están entrando en vigor en la industria automotriz, por lo cual es necesario implementar una mejora en cuanto a materiales y por ende el uso de un proceso más eficiente que permita la unión correcta de dichos materiales.

1.5 Aportación (tecnológica e industrial)

Se contribuirá investigación tecnológica e industrial para la realización de coaliciones de aceros avanzados AHSS con espesores de 7 a 12 mm, igualmente los parámetros del proceso de unión de soldadura láser.

1.6 Alcances y limitaciones

- Seleccionar y examinar la literatura para instaurar si es factible soldar aceros avanzados mayores a 550 MPa.
- Instituir los parámetros del proceso de soldadura para soldar aceros avanzados, tales como calor de entrada, velocidad de avance, y potencia del láser.

CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE

2.1 Acero

El acero es una mezcla de hierro y carbono (C) máximo 2.11% C, al cual se le añaden diferentes elementos de aleación, los cuales le conceden conformidades mecánicas y fisicoquímicas concretas para su utilización en la industria.

Los trascendentales elementos de aleación son: cromo (Cr), tungsteno (W), manganeso (Mn), níquel (Ni), vanadio (V), cobalto (Co), molibdeno (Mo), cobre (Cu), azufre (S) y fósforo (P). Los productos ferrosos con más de 2.11% de carbono se nombran fundiciones de hierro. (6)

Los aceros al carbono son muy confortantes donde la tenacidad y otras exigencias no son muy rigurosas. Estos aceros se manejan igualmente con todo éxito a las temperaturas comunes y en atmosferas que no son altamente corrosivas, pero su templabilidad relativamente baja limita la resistencia que puede obtenerse, excepto en secciones regularmente delgadas. (7)

2.2 Aceros Avanzados.

El acero avanzado es el material principal que se utiliza en estructuras de carrocería automotriz debido a su versatilidad. Placas de acero utilizadas en la industria automotriz han sido convencionalmente elegidas por sus buenas propiedades mecánicas.

Estos aceros inicialmente tienen una microestructura predominantemente de ferrita, lo que resulta en niveles relativamente bajos de resistencia y alta ductilidad, el fortalecimiento del acero emplea mecanismos como soluciones sólidas y el refinamiento de grano que permiten dar lugar a una disminución de la capacidad de conformación.

Esta disyuntiva en la capacidad de conformado, previamente había limitado el uso de acero de mayor resistencia y, por tanto, de calibre más delgado de acero en la industria del automotriz. Figura (1) muestra la reducción en el alargamiento al aumentar la resistencia a la fluencia para un rango de los aceros, incluido el acero de alta resistencia convencional (HSS) que se utiliza actualmente en la industria automotriz en las estructuras del cuerpo, tales como alta resistencia y baja aleación (HSLA).

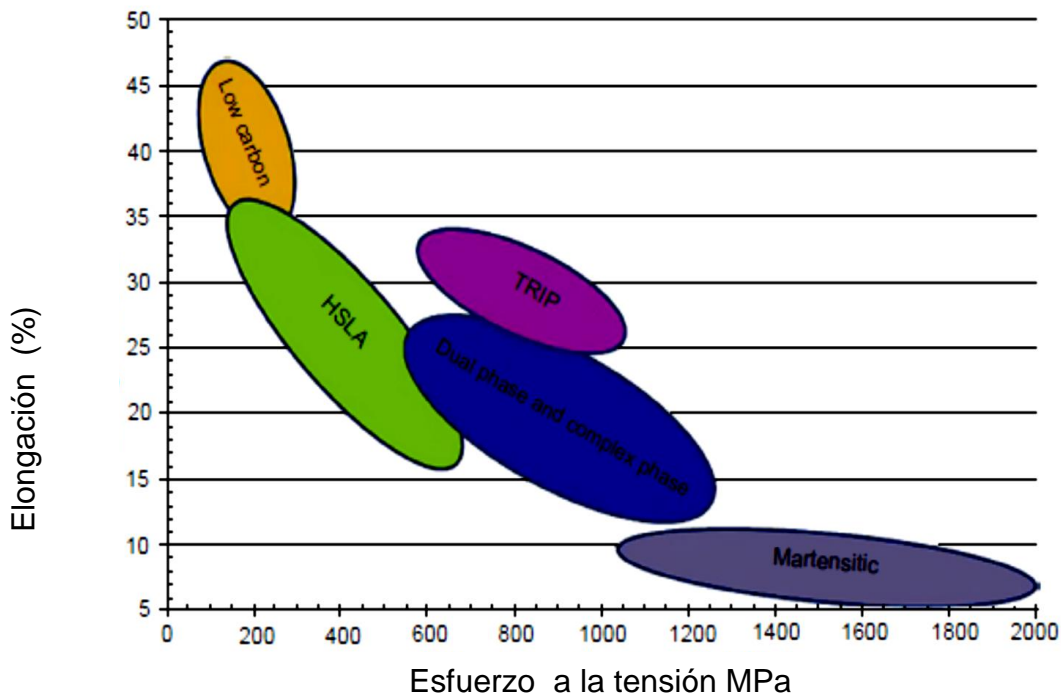


Figura 1 Relación de Resistencia contra elongación para la primera generación de aceros avanzados, HSLA alta resistencia y baja aleación; TRIP, transformación inducida por la plasticidad; DP, Doble fase. (8)

AHSS son aceros multifase que contienen varias concentraciones de ferrita, bainita, martensita y autenita retenida. La proporción de estas fases y sus morfologías han sido estudiadas para obtener las características funcionales. Los aceros de alta resistencia son una de las familias de nuevos materiales que han presentado mayor interés a manera de objeción a los crecientes requerimientos afines a los materiales disponibles en la fabricación automotriz en dispositivos estructurales. Dentro de estos requerimientos se encuentran propiedades con una mayor resistencia, capacidad de absorción de energía y complejidad de las partes, entre otros. Los aceros Doble Fase (DP, por sus siglas en inglés) ocupan el primer lugar, por su gran aplicación, incluso fuera del campo automotriz, sin embargo, existen diversos materiales base con buenas propiedades mecánicas (aceros microaleados, aceros de grano ultra fino, aceros al Mn, etc). También se han desarrollado los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) o plasticidad inducida por maclado (TWIP) (9). (9) (10)

En usual cuando se aumenta la tenacidad mecánica de los metales, se derrocha la capacidad de proporcionar formas complicadas. Los aceros de alta tenacidad habituales, con tenacidad a la tracción de más de 500 MPa, aspiran a tener una escasa capacidad de deformación en frío. Esto envuelve a los aceros HSLA, los fortalecidos y los de alta tenacidad. (9)

2.2.1 Aceros Avanzados Doble Fase.

Los aceros doble fase conformados en frío tienen una microestructura que se compone de dos fases: ferrítica y martensítica como se muestra en la figura (2). La ferrita es en una fase blanda y proporciona al material una buena conformabilidad, mientras que la martensita es una fase dura y proporciona resistencia. (11).

Para la producción controlada de acero DP desde la fase, el laminado en frío, se somete a una temperatura intercrítica ($\alpha + \gamma$) de recocido, seguido de un enfriamiento rápido de manera que la austenita se transforma en martensita. Con una fracción de volumen de 10% de martensita siendo una excelente combinación de fuerza-ductilidad como se muestra en la fig.2. (11)

La resistencia aumenta si la proporción de la fase martensítica es mayor, dependiendo de la aplicación. (12)

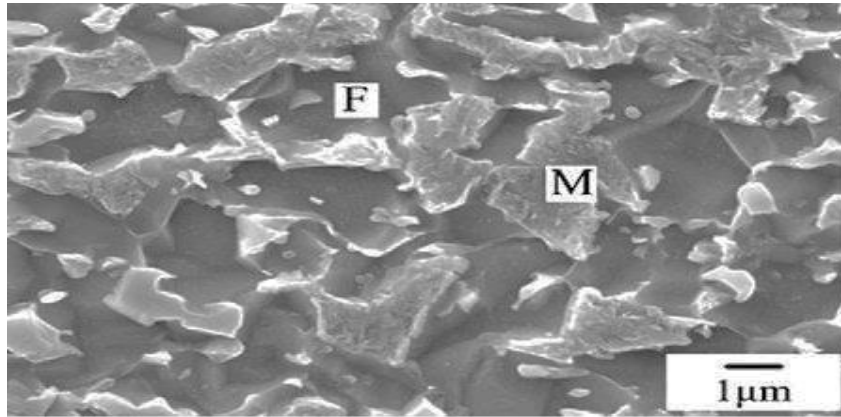


Figura 2 .-Microestructura de un Acero DP que muestra Ferrita y Martensita. (11)

A velocidades de enfriamiento rápidas el carbono permite la formación martensita en los aceros DP ya que incrementa la templabilidad del acero. Otros elementos como el Mn, Cr, Mo, V y Ni en forma individual o en conjunto también incrementan en forma sustancial la templabilidad del acero. El carbono también endurece a la martensita como un endurecedor de fase sólida de la ferrita, como lo hace el silicio y el fósforo.

Los aceros DP laminados en caliente se originan por enfriamiento registrado desde la zona austenítica, o a partir de la zona bifásica de austenita más ferrita con la finalidad de tener ferrita antes de que un rápido enfriamiento transforme la austenita restante en Martensita figura 3.

La rapidez de endurecimiento por trabajo y una excelente ductilidad proporcionan a los aceros DP una resistencia máxima mucho mayor que la que tienen los aceros convencionales con una tenacidad a la fluencia análoga.

La figura 4 muestra el diagrama esfuerzo-deformación ingenieril para un acero DP y un acero HSLA. El acero DP exhibe una rapidez de endurecimiento por deformación más grande, y una mayor resistencia a la fluencia y resistencia máxima que el acero HSLA.

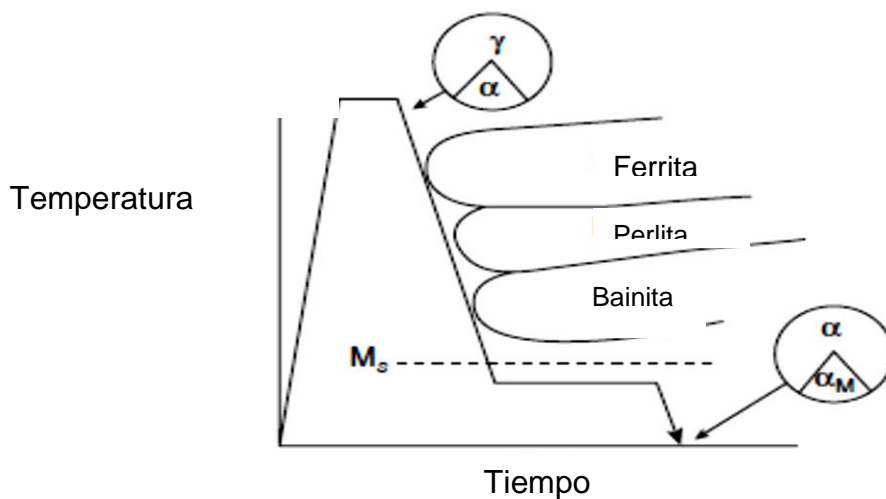


Figura 3 Método típico para la producción de acero Doble fase (8)

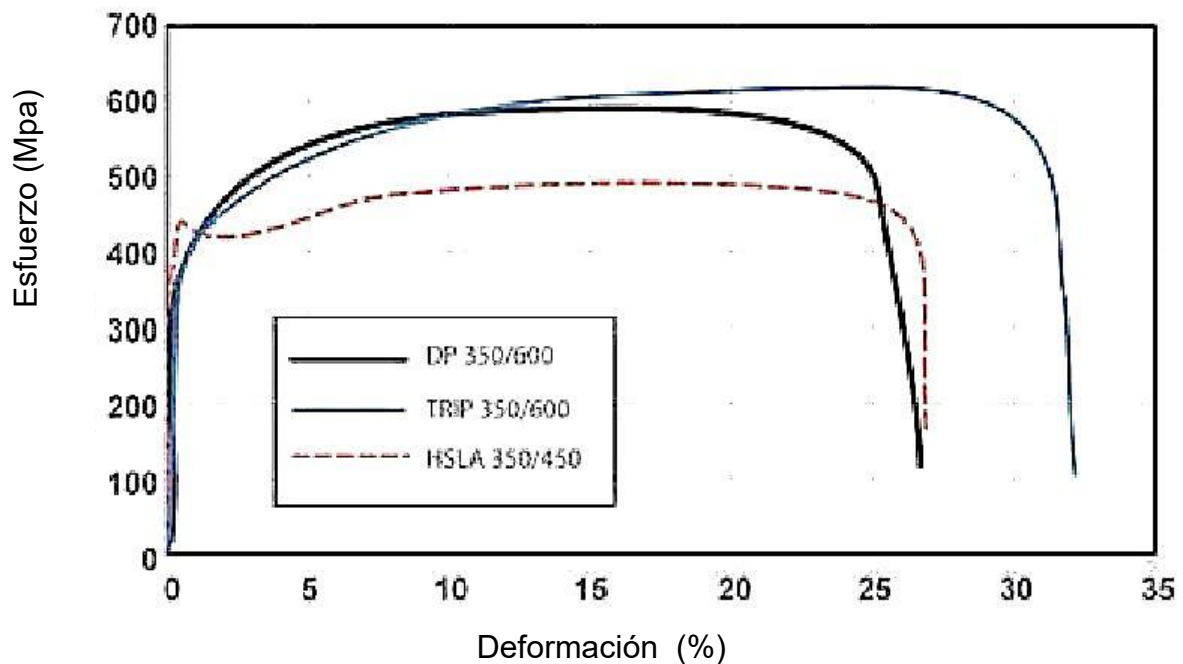


Figura 4.-Comparación de Aceros TRIP, DP Y HSLA mediante la curva esfuerzo vs deformación. (13)

La Composición Química para aceros DP laminados en frío son: 0.08-0.18%C, 1.6-2.2%Mn, 0.4%Cr+Mo. En DP laminados en caliente: 0.05%C 1%Si, 1.5%Mn, 0.6%Cr y 0.4%Mo. (13).

2.2.2 Aceros por plasticidad inducida por la transformación TRIP.

Son aceros multifase compuestos de ferrita, austenita retenida, y bainita y / o martensita, como se muestra en la Figura (5). La austenita puede hacerse estable a temperatura ambiente mediante la acumulación suficiente de carbono durante el procesamiento para alcanzar la temperatura por la cual la austenita se convierte en martensita por debajo de la temperatura ambiente.

Los aceros TRIP son recocidos en la región intercrítica y con fases de ferrita y austenita, similar al de aceros DP, se enfrían a una temperatura de aproximadamente 400°C (temperatura austempering) para desarrollar la transformación (bainita). Durante austempering, la bainita rechaza la formación de más carbono dentro de la austenita. El tiempo y la temperatura de austempering es resultante de un vínculo entre la cantidad de bainita formada de la estabilidad de la austenita (y por tanto la martensita formada durante el enfriamiento) y la cantidad de austenita conservada a temperatura ambiente.

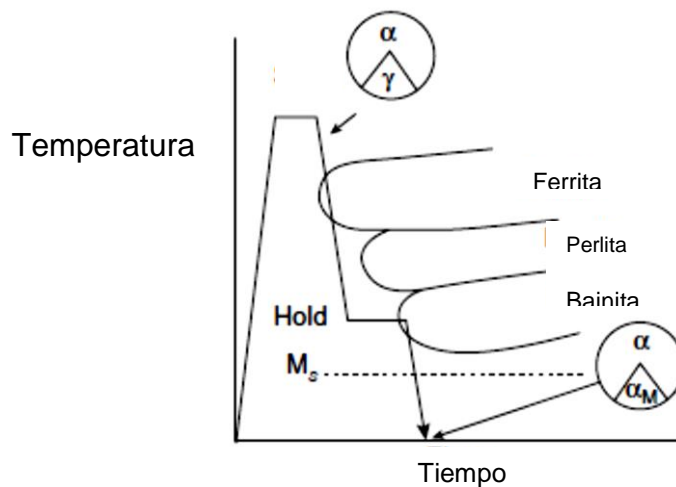


Figura 5 Obtención del acero TRIP. (8)

La composición química de un acero TRIP se basa en carbono-manganeso, silicio o adiciones de aluminio. Ambas concentraciones de carbono y manganeso son mayores en aceros TRIP que en aceros DP, con un porcentaje de peso de aproximadamente 0,1 hasta 0,15 de carbono y 2.0 de manganeso, para un acero TRIP 600.

La adición de silicio y de aluminio en la formación de carburos durante la transformación bainítica, por lo que es fácil para el carbono ser rechazado en la zona austenítica.

En aceros TRIP cubren el mismo límite a la tracción aproximadamente con resistencia como en aceros DP (500-1000 MPa). Los grados de mayor resistencia del acero TRIP suelen retener más austenita y otros productos de transformación (bainita y / o martensita) y por lo tanto menos ferrita de baja resistencia. Mientras que los aceros TRIP tienen una mayor resistencia a la fluencia que los aceros DP para una resistencia a la tracción dada, también tienen elongaciones mayores. La tasa de endurecimiento por deformación repentina de aceros TRIP es menor que los aceros DP a pequeñas deformaciones, pero con resultados de ductilidad mejor que endurece al aumentar la velocidad de deformación, mientras que en aceros DP disminuye. La figura 6 muestra la microestructura con las fases presentes en acero TRIP de una matriz de ferrita, en la que se observa presencia de Bainita, Martensita y austenita retenida. Además de la resistencia a la fluencia relativa más alta, los aceros TRIP también tienden a mostrar discontinuo rendimiento, aunque la cantidad de elongación en el límite de elasticidad es generalmente baja.

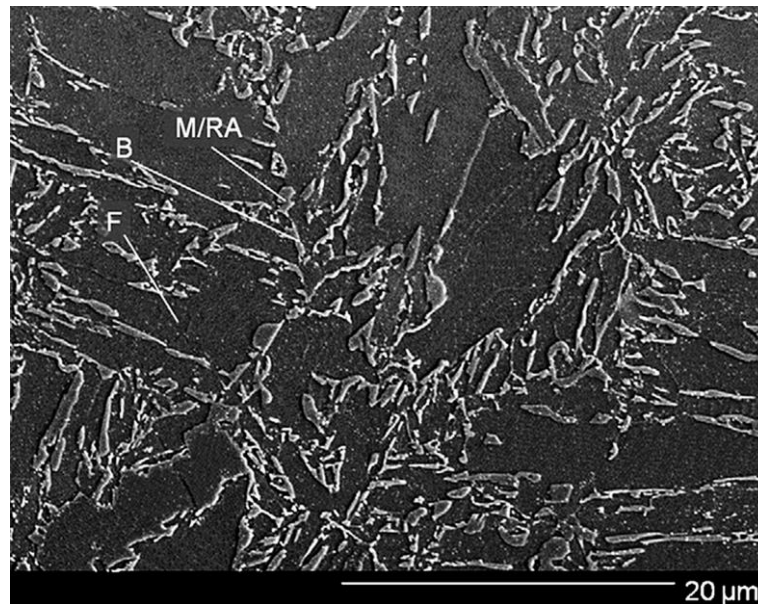


Figura 6 Microestructura analizada por MEB, muestra la microestructura de un acero TRIP donde se muestra Bainita(B), Martensita (M) y Austenita suspendida en una matriz de ferrita. (14)

La combinación de fuerza / ductilidad de los aceros TRIP, como se muestra en la figura 6 en comparación con los aceros convencionales es conveniente a la conversión de la austenita retenida en martensita durante temperatura ambiente de formación. Esta transformación se produce cuando la austenita que se retiene en el sitio metaestable y se transforma en martensita si se somete a suficiente tensión. La transformación retrasa el inicio de formación de estricción es decir la disminución de una sección de acero sometido a un esfuerzo de tracción, lo que lleva a un alto alargamiento uniforme, no toda la austenita se transforma durante el esfuerzo (15), sin embargo, el porcentaje de carbono de la austenita retenida es demasiado alto, sucesivamente, la orientación, el tamaño o la morfología de las regiones de austenita retenida son adecuadas para la transformación. La fracción de volumen de la transformación de austenita también depende de la trayectoria de tensión, aunque no parece variar significativamente entre los diferentes modos de formación (16).

2.2.3 Aceros fase Complejo CP.

Estos aceros tienen una resistencia a la tracción de alrededor de 800-1200 MPa, manteniendo un nivel razonable de ductilidad (aproximadamente 7-15%). Tienen las concentraciones de carbono y manganeso más altos que los DP y aceros TRIP (alrededor de 0,15% en peso de carbono y 2% en peso de manganeso) y una microestructura que a menudo contiene ferrita y bainita con pequeñas cantidades de perlita, martensita y austenita retenida. Estos aceros tienen una microestructura fina obtenida a través de adiciones de aleación, tales como titanio, vanadio y niobio que forman precipitados para ayudar en la prevención de crecimiento del grano durante el procesamiento. El tamaño de grano altamente refinado, combinado con la presencia de precipitados y fases duras tales como martensita, en última instancia, resulta en un material con un alto límite elástico (aproximadamente 600-1000 MPa) significa que estos aceros tienen una tasa de endurecimiento por trabajo inferior en comparación con los aceros DP y TRIP, aunque son todavía moldeables mediante procesos de estampación en frío convencionales (al menos en geometría compleja).

2.2.4 Aceros Microaleados de alta Resistencia.

Los aceros de alto aguante y baja aleación (HSLA) son otro tipo de aceros de uso generalizado para reducir el peso de los automóviles. No sólo muestran una buena resistencia, conformabilidad y soldabilidad (17)

Se han utilizado para aplicaciones automotrices, así como los buques de guerra, camiones todos terrenos, plataformas marinas, y equipos para pozos de petróleo (17).

Los aceros HSLA tienen típicamente una microestructura de ferrita-perlita como se muestra en la Figura 7. Estos aceros se desarrollaron en la década de 1960 mediante la adición de niobio, vanadio y titanio para formar precipitados en aceros al manganeso de carbono de baja aleación (18).

Estos elementos, cuando se añaden a el acero, crean precipitados de Ti-N, Nb-N, y Nb-C (19), que aumentan la fuerza del acero, pero afecta a su ductilidad y capacidad de soldadura, ya que incrementa la tenacidad (20). También aumentan la resistencia del acero al retardar el crecimiento de los granos de ferrita durante el enfriamiento.

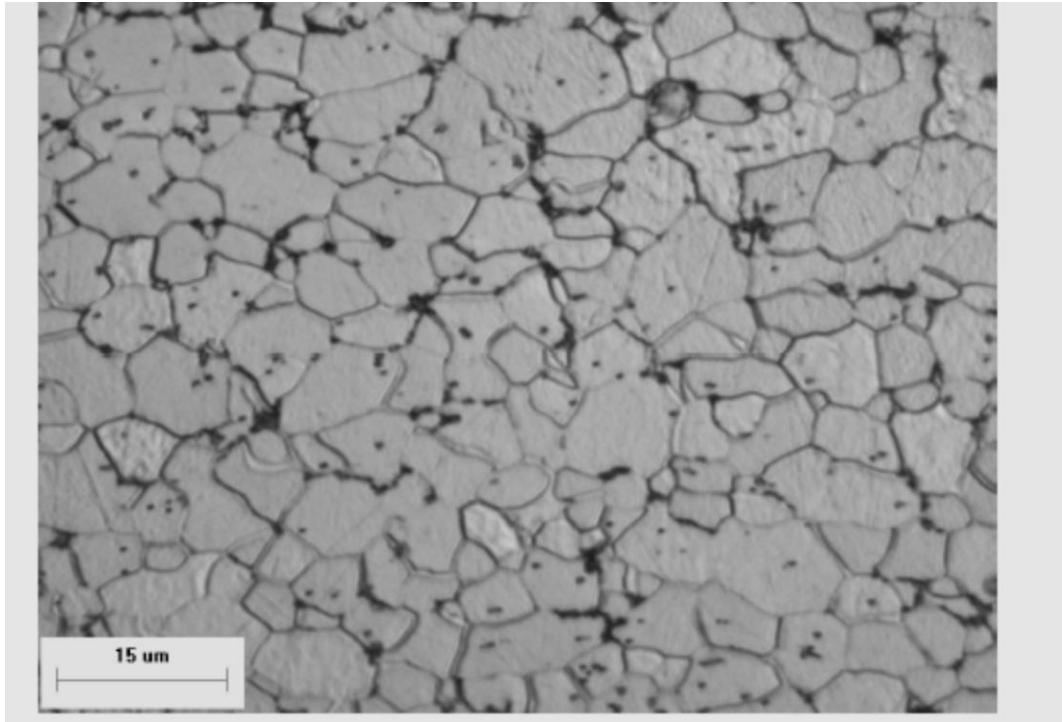


Figura 7 Microestructura acero HSLA (21)

2.2.5 Aceros martensíticos

Tienen una microestructura de Martensita predominantemente del tipo listón, como se muestra en la figura 8 están formados por recocido continuo en la región de austenita seguido por enfriamiento rápido, se puede lograr templabilidad superior con el incremento del contenido de carbono de 0.25 por ciento en peso. El contenido de manganeso es también bastante alto, alrededor de 1.5 Mn y pequeñas adiciones de boro también se pueden incluir para aumentar aún más la capacidad de endurecimiento. El aumento de la templabilidad a través de aleación reduce el tiempo de enfriamiento necesario para alcanzar una estructura martensítica, placas de acero martensíticos tienen resistencias a la tracción que oscilan entre los 900 a los 1600 MPa, con alargamientos totales típicamente alrededor de 4-7%. La tensión de fluencia varía de 800 a 1350 MPa, lo que significa que estos aceros tienen muy bajo comportamiento de endurecimiento por deformación. La resistencia es afín con el comprendido porcentaje de carbono en la microestructura, con el aumento de carbono que resulta en aumento de resistencia.

La formación de los aceros martensíticos requiere de una alta resistencia a la tensión y baja ductilidad. A temperatura ambiente, embutido o perfilado es el método de conformado. La complejidad en el diseño de la pieza, utilizando este tipo de aceros martensíticos, lo limitan sus usos potencialmente.

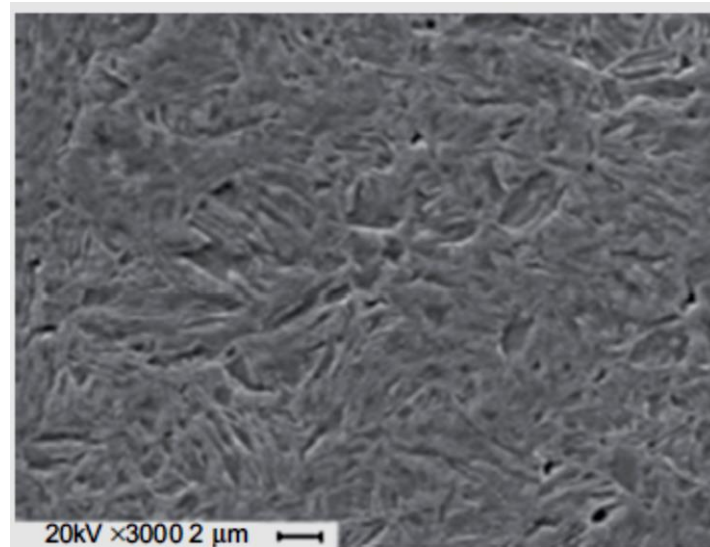


Figura 8 Imagen electrónica de barrido de una microestructura martensítica (M1200) (22)

2.3. Soldadura por proceso Láser.

La Soldadura por rayo láser (LBW) es un proceso de coalescencia por fundición que ocasiona la coalescencia de materiales gracias al calor originado por un haz condensado de luz afín monocromática que transgrede sobre la coalescencia que se va a soldar. En el proceso de LBW, el rayo láser se administra por elementos ópticos rectos, tal como espejos, e inmediatamente se dirige a un sitio pequeño en el segmento de trabajo.

La soldadura por rayo láser es una técnica sin relación con la pieza de trabajo, por lo que no demanda la atención de presión. Usualmente se utiliza auxilio de gas inerte para impedir la oxidación del charco fundido, y en momentos puede utilizar metal de aporte. Los láseres que más se utilizan para trabajos en la industrial de la soldadura y proceso de materiales son el láser de YAG con distancia de onda de $1.06\mu\text{m}$ y el láser de CO_2 , con longitud de onda de $10.6\mu\text{m}$. El elemento activo en estas dos diversidades de láser es el ion neodimio (Nd) y la molécula de CO_2 , respectivamente. (23)

En las últimas dos décadas la soldadura láser ha cobrado popularidad porque los láseres tienen alta densidad de potencia (10^8 W / cm^2) y por lo tanto son capaces de soldar aceros a altas velocidades para satisfacer estrictos objetivos de productividad. Proporciona una ZAC estrecha en comparación con los procesos convencionales de soldadura. Esta característica es excelente para AHSS. Los Láseres de dióxido de carbono y los de Nd:Yag son los más comunes que se utilizan.

2.3.1 Láser de Gas CO₂.

El Láser de CO₂, de descarga eléctrica son los más efectivos del que se sitúa en la actualidad para el proceso de materiales con rayo láser de alta potencia. Estos láseres manejan una composición de gases compuesta principalmente por nitrógeno y helio que comprende una mínima proporción de dióxido de carbono, utilizan descarga eléctrica de iluminación para incitar este láser (o sea, para estimular la molécula de CO₂). El calentamiento del gas que deriva se registra creando un fluido inagotablemente en la mezcla de gases por medio del área de la cavidad óptica, por lo cual los láseres de CO₂ habitualmente se determinan de acuerdo con el espécimen de procedimiento de flujo de gas que usan: axial lento, axial rápido o transversal flujo axial lento.

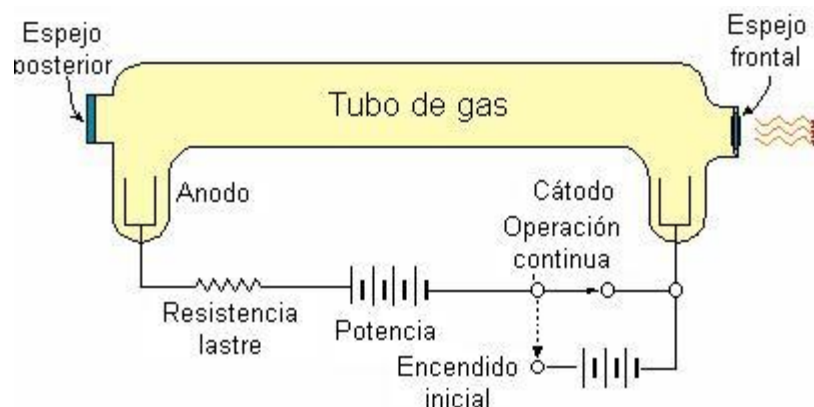


Figura 9 .-Esquema de Láser a Base de gas. (24)

El tipo de láser de CO₂, más sencillo es el de flujo axial lento (SAF). El gas atraviesa en la misma trayectoria que el eje óptico del resonador láser y el campo eléctrico de excitación, o recorrido de liberación del gas.

El flujo axial del gas se conserva a por medio del conducto para sustituir las moléculas consumidas por las repercusiones de la descarga situada para la excitación, que procede de la descomposición del CO₂ en CO y O por aniquilación de electrones. Se circunscriben dispositivos catalíticos en el

recorrido de flujo del gas para favorecer a lograr un resultado de recombinación. El enfriamiento del gas del láser se verifica por conducción a través de las paredes del conducto de descarga hacia un refrigerante líquido en el hábito de enfriamiento, y rápidamente se usa algún espécimen del sistema de intercambio de calor exterior para deshacer el calor que se elimina perennemente de esta manera.

2.3.2 Láser Nd:Yag

Los láseres de estado sólido más comunes es el Nd:YAG, que utiliza simplemente un cristal de itrio aluminio granate (Yttrium Aluminum Garnet), en forma de barra de extremos paralelos planos, que se encuentran ópticamente aterrizados, pulidos y contaminados con Neodimio (Nd), como medio activo para el láser.

Uno de los materiales más común para este ejemplo de láser y asimismo idóneo de conceder una potencia eminente es el ion de cromo en un cristal de rubí. Otro material para este espécimen de láser en estado sólido es el granate de itrio y aluminio dopado con neodimio o YAG. Otra representación de la naturaleza eficiente del láser logra residir en una varilla de rubí de 10 mm de diámetro y 110 mm de extensión con sus extremos corregidos con una gran exactitud y pulcros. El vidrio logra ser irradiado por medio de un conducto de descarga de xenón. Los iones de cromo en el cristal expresan radiación incitada, por esto, la que marcha en un sentido axial se manifiesta por medio de un sitio y otro entre los extremos de éste. El ímpetu de radiación se engrandece y el haz del láser es difundido por el extremo que se localiza menos pulcro. (25)

Los agudos niveles de energía para poder originar el haz del láser únicamente logran alcanzar de carácter discontinua, y así lograr ejecutar este proceso de interrupción en el láser aligeraremos una batería de condensadores por medio del conducto de descarga de xenón como se define en la figura 10 Estos condensadores se hallan repletos de voltaje entre 1,2 y 4,4 KV. El ímpetu luminoso del conducto se realiza en 1 ms a su valor inmenso y viene de manera exponencial internamente de un espacio de tiempo de 10 ms. En alrededor de

5 ms se origina la manifestación de luz coherente internamente de una sucesión de impulsos. La ganancia total obtenida es del 1% con una justificación entre 3 y 55 julios.

Todo esto nos admite adquirir una concentración de energía por arriba de los 109 W/mm^2 , el cual es un nivel inapreciable para alcanzar disolver el material. Cuando hacemos con estas consistencias de energía este proceso se consigue manejar además para el punzado de orificios y segado en fragmentos. Para alcanzar soldar con el láser, la energía derivada no debe obtener un aumento rápido de lo que consigue como calor; esto requiere un lanzamiento menos agudo y más incesante que se obtiene acrecentando la inductancia del conducto o usando una conducción de demora. (26)

Este láser es relativamente eficiente, permite tasas altas de pulso y puede ser operado con un sistema simple de enfriamiento. El desarrollo de las fuentes de Nd:YAG se dirigen a mejorar la calidad del haz y al uso de mayores potencias. Es, además, fundamental la aplicación de mecanismos de excitación más eficientes/baratos: lámparas con mayor vida útil.

El láser Nd:Yag utilizado para unir un acero DP 980 se observó que tiene mayor resistencia en la zona templada y mayor ductilidad en comparación con las soldaduras realizadas por el láser diodo a causa de una estrecha región templada y una ZAC menor, asociado a este proceso, porque es dependiente a sus propiedades. La Figura muestra el diagrama de láser Nd:Yag. (27)

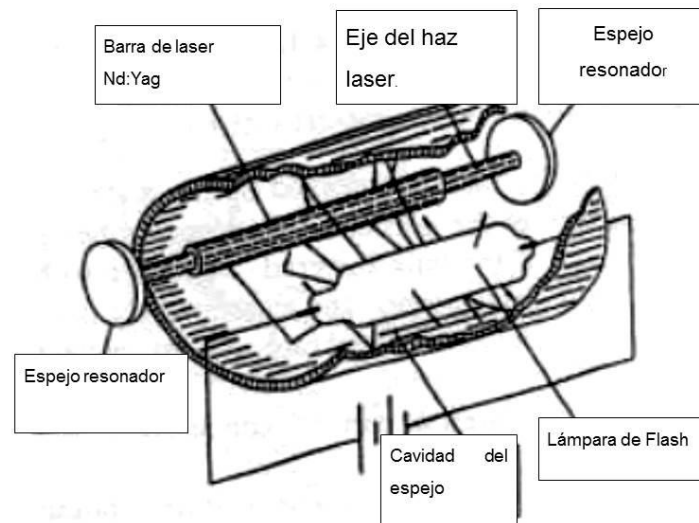


Figura 10 Diagrama de láser de estado sólido Nd:Yag (24)

2.3.3 Láser Fibra Óptica y láser tipo Diodo

Este sistema entra en la categoría de los rayos láser de estado sólido y se basa en la implementación de fibras de “tierras raras” (últimos elementos en la tabla periódica), como el medio activo.

Diodos de alto rendimiento forman la base de este tipo de láser. El láser de diodo alcanza su alta potencia por la colocación de muchos elementos constructivos electrónicos en un bloque. Los láseres de diodos de alto rendimiento se usan menos para cortar debido a una menor calidad del rayo, pero sirven muy bien para soldar y/o endurecer como se muestra en la figura 11. El láser de cuerpo sólido usa como medio laser activo cristales-YAG (YAG= granate de ytrio aluminio) estirados artificialmente. Además de la varilla convencional, utilizada ya desde hace mucho tiempo, últimamente se usan también rodajas. (28)

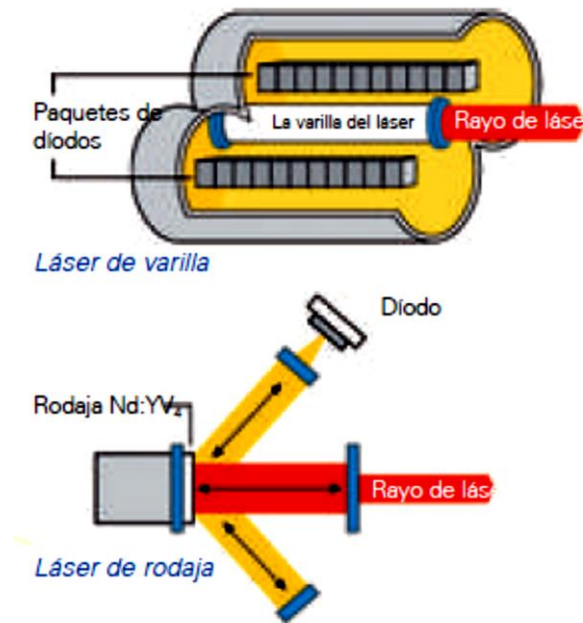


Figura 11 Proceso de Soldadura Diodo. (28)

No se requieren gases de servicio para el rayo láser. Gases como los de protección de soldadura afectan considerablemente al proceso. Por la corta longitud de onda de solamente $1,06 \mu\text{m}$, la luz del láser puede ser transferida por un cable de fibra óptica. Así se pueden realizar fácilmente soluciones de automatización, por ejemplo con robots de brazos articulados. Los láser de fibra como se muestra en la figura 12, cuya tecnología ha permitido ampliar la potencia hasta el ámbito del kilovatio, tienen un diámetro de rayo considerablemente menor que el láser de CO_2 o el láser Nd:YAG. Esto facilita una mayor exactitud en el corte de materiales. El láser de fibra es la solución perfecta también para las microsoldaduras. La aportación de calor al material elaborado es muy baja utilizando el láser de fibra. Por eso se usa preferentemente con mayor potencia de rayo para la soldadura. (29)

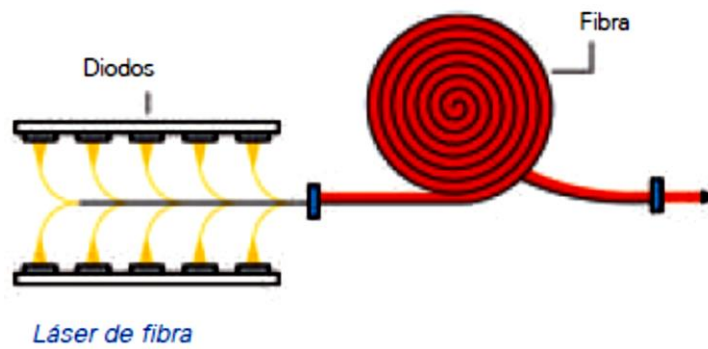


Figura 12 Mecanismo del Proceso de Soldadura Laser - Fibra. (28)

En la soldadura de AHSS, que se realiza a velocidad alta. Por medio del láser de fibra óptica se obtuvo una zona templada más estrecha y con eficiencia conjunta del 96%, es decir, la relación de la UTS de las soldaduras por láser y el metal base. Mediante el láser de fibra óptica es posible mejorar la vida de fatiga en comparación con el láser tipo diodo (30)

2.4 Modos de Soldadura

2.4.1 Modo por Conducción

En la soldadura de modo de conducción, la energía del láser es absorbida en la superficie de la pieza de trabajo y el baño de soldadura se desarrolla en forma de calor que se lleva a cabo a través del material. La Figura 13 ilustra el charco de soldadura en secciones transversales de conducción. A baja densidad de potencia, la depresión del charco de fusión no se produce y la energía del láser de entrada crea un depósito de líquido superficial liso. Esta agrupación va a crecer en tamaño hasta que la energía del láser suministrada en el charco es igual a la energía perdida a la conducción en el resto del metal sólido. Tras la solidificación del charco, una sección transversal de las partes mostrará una soldadura que generalmente tiene una penetración no superior a la mitad del ancho de la soldadura. La superficie de la unión es muy suave y uniforme debido a que el charco de fusión no se encogerá espalda durante la solidificación. (20)



**Figura 13 Modo por Conducción
(71)**

2.4.2 Modo Keyhole

El modo Keyhole de soldadura por rayo láser penetra en la superficie del baño para vaporizar un poco el material. Soldaduras de penetración profunda y estrecha son posibles con el modo keyhole. En este modo, el cierre intermitente del Keyhole puede causar el atrapamiento de gas y la porosidad en la soldadura; con respecto al modo de conducción, no sufre este problema, dado que hay menos perturbación al sistema. (29)

La naturaleza física del Keyhole conduce a esta inestabilidad. La existencia de Keyhole se basa en un equilibrio entre presión de vapor y la tensión superficial dentro de la columna del mismo. La presión de vapor es más alta en la parte inferior, mientras que la tensión superficial es normalmente más alta en la parte superior del Keyhole. En la parte superior, el Keyhole es inestable debido a la tensión superficial que tiende al colapso, excede la presión de vapor y tiende a expandirlo. Este desequilibrio conduce a colapso intermitente del Keyhole de arriba hacia abajo, lo que puede conducir a obstruirla (31)

2.5 Ventajas del proceso de soldadura Láser.

La contribución de calor es contigua al mínimo requerido para derretir el metal base; de tal manera que se minimiza los efectos metalúrgicos en el área afectada por el calor, y se minimiza la distorsión del segmento de trabajo provocada por el calor.

Se han autorizado operaciones de soldadura con rayo láser de un único recorrido en materiales de hasta 32 mm (1.5 pulg) de grosor, lo que accede minimizar el tiempo de soldadura de componentes gruesos y descarta la necesidad de metal de aporte y de un desarrollo laborioso de la unión.

No se pretenden utilizar electrodos; la soldadura permanece independiente de contaminación, daños por las corrientes de soldadura de potencias superiores.

LBW es una técnica fuera de contacto, la distorsión se merma y habitualmente se excluye el daño de la pieza. (23)

Los rayos láser se enfocan, alinean y dirigen fácilmente con elementos ópticos. Así, el láser puede colocarse a una distancia conveniente de la pieza de trabajo y redirigirse de modo que sortee el herramental y los obstáculos en la pieza de trabajo. Esto permite soldar áreas a las que es difícil llegar con otros métodos de soldadura.

El segmento consigue meter y soldarse impenetrablemente en una cabina vacía o que sujete una atmósfera controlada. El rayo láser alcanza dirigir en una superficie mínima, lo que admite unir dispositivos pequeños, contiguos, con soldaduras mínimas. (32)

2.6 Desventajas del proceso de Láser.

La adherencia por rayo láser posee indiscutibles restricciones cuando se le coteja con otros sistemáticas de soldadura; entre ellas están las subsiguientes:

Las juntas deben instalarse de lado con bastante precisión bajo el rayo y de forma controlada a razón al punto de foco del rayo.

Si es justo estimular mecánicamente la zona de trabajo hacia la otra, el dispositivo de sujeción debe avalar que la perspectiva final de la unión esté colocada fielmente con el punto de incidencia del rayo.

El grosor máximo de la coalición que puede soldarse con rayo láser está proporcionalmente limitado. Hoy en día se alcanza una penetración de soldadura por encima de los 19 mm (0.75 pulg) , no es eficaz para aplicaciones de LBW. (23)

2.7 Parámetros Principales en el proceso por soldadura Láser

2.7.1 Potencia

La potencia es la cantidad de trabajo que realiza por unidad de tiempo, puede asociarse a la velocidad de un cambio de energía dentro de un sistema. (33)

Para lograr una óptima soldadura en cuestiones de calidad, la potencia del láser de diodo frecuentemente es a 1.4 kW con una intensidad del haz de 1,13104 W/cm². Esta intensidad es mucho menor que la de las fuentes de láser convencionales típicamente de 106 W / cm² (20)

En un estudio comparativo la potencia utilizada varía de 3 Kw mediante un láser tipo Nd:YAG y hasta 6 Kw en láseres tipo CO₂ y Fibra, utilizados en aceros DP de serie 980 con penetraciones desde 1.2 hasta 1.8mm de espesor. (34) (30)

2.7.2 Velocidad de Soldadura.

En la velocidad de soldeo alta, la soldadura será irregular y con poca penetración; y si la velocidad es muy lenta, la placa se sobrecalentara, por lo tanto habrá deformaciones e incluso perforaciones.

La mayoría de los procesos de soldadura láser utilizan soldadura de keyhole ya que da una penetración profunda y velocidades tan altas como 3000 mm/s. (35)

La soldadura por láser de fibra óptica ocurre a velocidades más altas, da como resultado una zona más estrecha en la soldadura, de acuerdo a un estudio donde se utilizó láser de diodo en un acero Doble fase 600 de 2.1 mm de grosor, la rapidez de soldadura se incrementa de 1.2 a 2.2 m/min dando como resultado un cambio significativo en la zona de fusión. (36)

2.7.3 Velocidad de enfriamiento

La velocidad en la que se disipa el calor en la soldadura láser está directamente relacionada con la velocidad de soldadura, es decir, cuanto mayor es la velocidad de soldadura mayor será la velocidad de enfriamiento. Sin embargo debido a las altas velocidades de soldadura y que son muy estrechas las uniones, las velocidades de enfriamiento son elevadas, su microestructura en la zona de fusión consta de componentes formados a través de la solidificación del metal base, la Solidificación epitaxial se produce en la zona de fusión a partir del área de contacto entre el charco de soldadura y el área no fundida de la pieza de trabajo, creciendo gradualmente hacia el eje de la soldadura para satisfacer el crecimiento de granos columnares.

La solidificación epitaxial implica el crecimiento del sólido en la dirección en la que se orientan los granos en el límite de la zona de fusión de los AHSS, su microestructura y la de sus componentes dependerán de la tasa de enfriamiento y de la composición química, en láser de tipo Nd:Yag y potencia de 3KW forma una zona de fusión con solo una fase martensítica respecto a la velocidad de 3.6-7.8m/min (37) (38)

2.8 Microestructura y propiedades mecánicas resultantes en uniones de aceros AHSS.

2.8.1 Microestructura del Proceso de Soldadura Láser en aceros avanzados DP.

Al igual que en todos los demás procesos de soldadura, la identificación de la microestructura de la soldaduras láser en aceros AHSS está formado por tres zonas, metal base (MB), zona térmicamente afectada (ZAC) y zona de fusión (ZF). Un acero DP 1.2 mm de espesor soldado con láser se ilustra en la Figura 14.

La microestructura del metal base del acero DP consiste en islas alargadas de granos de ferrita y martensita en la trayectoria de laminación. La ZAC, a su vez, se compone de tres sub partes basada en la temperatura máxima experimentada por la pieza de trabajo durante la soldadura y la temperatura crítica de transformación de los aceros avanzados, Las tres subpartes de la ZAC constituyen una región templada, o ZAC subcrítica, donde la temperatura máxima experimentada durante la soldadura está por debajo de la temperatura A_{c1} del acero, mientras que la microestructura de la zona de fusión se basa tanto en el comportamiento de solidificación del acero y las transformaciones en estado sólido como la zona de fusión que se enfría desde la temperatura de fusión a temperatura ambiente. La geometría de la zona de fusión y la ZAC es dependiente de los parámetros de soldadura y el tipo de soldadura por láser. (39)

Cabe señalar que la soldadura láser de diodo de 4 kW de potencia de una placa de acero DP 980 con 1.2 mm de espesor tiene una amplia ZAC y ZF en comparación con otros procesos de soldadura láser.

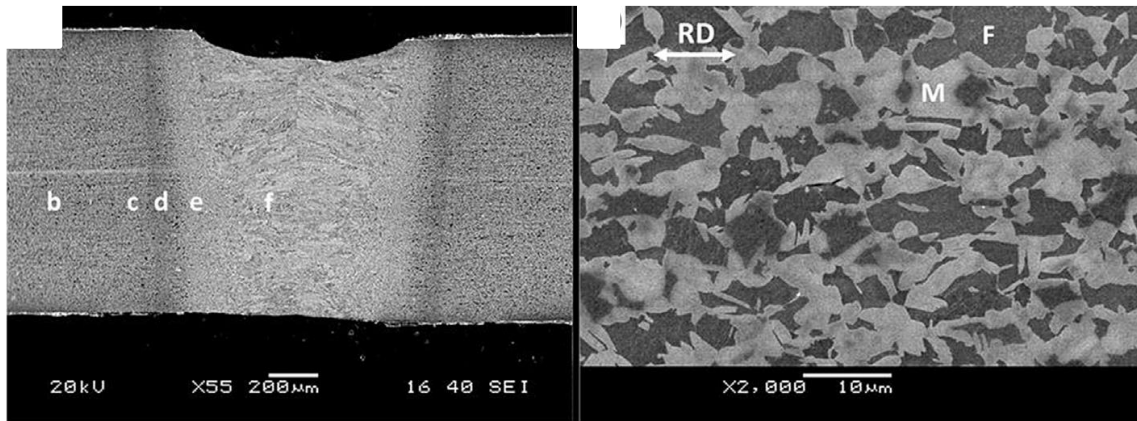


Figura 14 Microestructura en soldadura láser de fibra (6-Kw en 16 m/min) DP 980, 1.2 mm de espesor. (30)

En general, el aumento de la capacidad de conformado está relacionado con la distribución de la tensión durante la formación, y como tal el endurecimiento mecánico es un parámetro clave. Cuanto mayor sea el endurecimiento mecánico de los aceros DP y TRIP en comparación con aceros convencionales HSLA da lugar a límites de formación más altas que la mayoría de los medios de formación (40).

De acuerdo a un estudio donde se utilizó un láser de Nd:YAG con velocidad de avance 6 m/min, en la zona de fusión la microestructura del DP 450 de 1.6 mm de grosor, se obtuvieron fases tales como ferrita y bainita debido a su composición química. Sin embargo, en uniones llevadas a cabo por el láser diodo en aceros DP 600 y DP 800 la microestructura de la zona de fusión fue martensita dado a la composición química que representa el carbono equivalente, así mismo en el acero DP 980 el cual tiene un grado mayor presentó valores de dureza cerca de los niveles generalmente asociado con un producto totalmente martensítico (41).

2.8.2 Microestructura y dureza resultante en la soldadura realizada por el proceso Laser Diodo de 4 Kw aplicado en aceros TRIP.

Este acero se observó por MO y MEB en donde la zona de fusión se compone casi en su totalidad de dos tipos de constituyentes, es decir, de ferrita que tiene una apariencia dendrítica (aproximadamente 30% del área de la zona de fusión),

y la descomposición de la austenita productos constituidos por la ferrita, la cual se cree que es beneficioso para la ductilidad en la zona de fusión Figura 15, mostró que la mayoría de los productos tenía la aparición de bainita superior y fue alrededor del 65% de la área de la zona de fusión. (42)

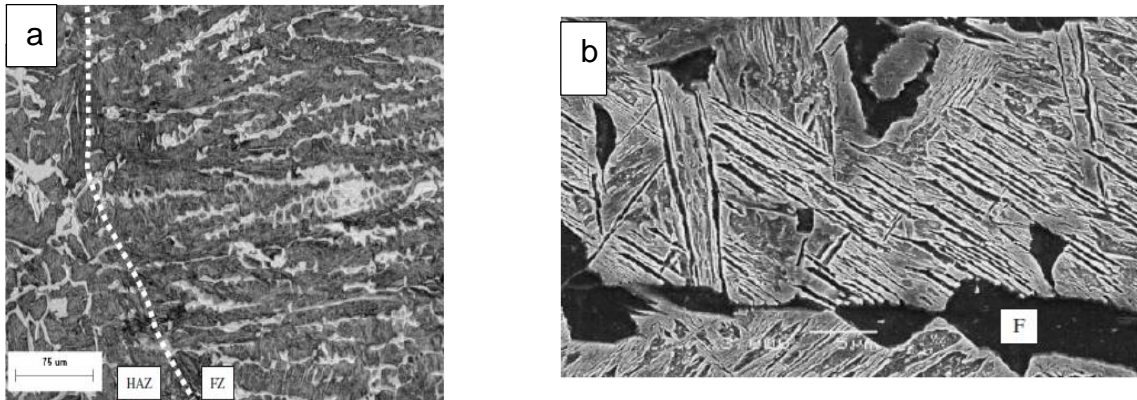


Figura 15 a) Se muestra por MO el esqueleto de ferrita en la zona de fusión, punteada por el límite de la zona de fusión, b) Por SEM se muestra la zona de Fusión. (42)

La microdureza en la zona de fusión está por encima del valor promedio del metal base 334 Hv. Mientras que en la zona afectada térmicamente, la dureza mostró una tendencia decreciente. Observar Figura 16.

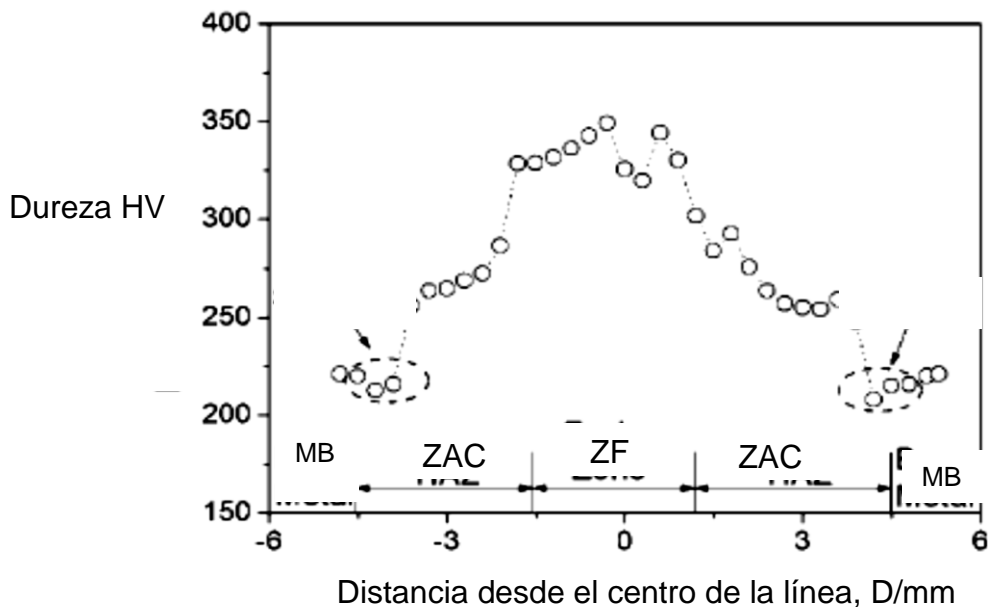


Figura 16 Perfiles de dureza en la soldadura y velocidad de soldadura de 1.6 m / min (carga: 500 gr), tiempo 15 seg. (42)

2.8.3 Microestructura en el Proceso de Soldadura Realizado por Láser de Fibra en aceros Microaleados NPS C-Mn.

La unión soldada consiste en la área de fusión (ZF), el área térmicamente afectada (ZAC) y metal base (MB). Como se muestra en la Figura 17. La ZAC contiene tres regiones, zona afectada térmicamente por el calor de granulación gruesa (CGHAZ), zona afectada por el calor de grano fino (FGHAZ) y la zona dañada térmicamente por el calor de grano de mezcla (MGHAZ). La anchura de la ZF es de 1-3 mm y ZAC en rangos de 0,8 a 1,2 mm.

El ancho de la ZF y ZAC de las uniones de soldadura láser son más estrechos que las producidas por el método tradicional, principalmente debido a la potencia

térmica inferior (43) y a una mayor densidad de potencia 106 W / cm^2 (44). La profundidad de penetración disminuye con el aumento de la velocidad de soldadura. En cuanto al endurecimiento, la dureza máxima de las uniones soldadas aumenta gradualmente con la velocidad de soldadura pero el ancho de la ZF disminuye y la anchura de la ZAC no cambia significativamente, ver Figura 18. Las velocidades de enfriamiento de la soldadura por láser resultaron de una microestructura martensítica tipo listones en la ZF y CGHAZ, la microestructura de la FGHAZ y MGHAZ estaba compuesto de ferrita e islas de martensita.

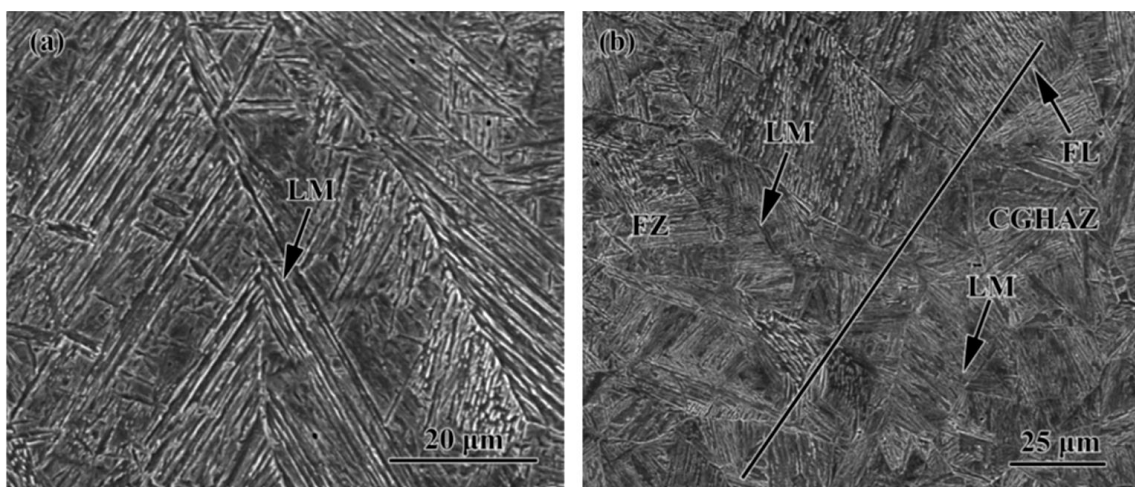


Figura 17 Microestructura de la zona de fusión y ZAC (45)

La microdureza y resistencia a la fluencia de ZF y ZAC fueron mayores que las del MB, de modo que la posición de la fractura se produjo en el MB durante el ensayo de tracción. El mecanismo de refuerzo del MB fue principalmente refinamiento del grano.

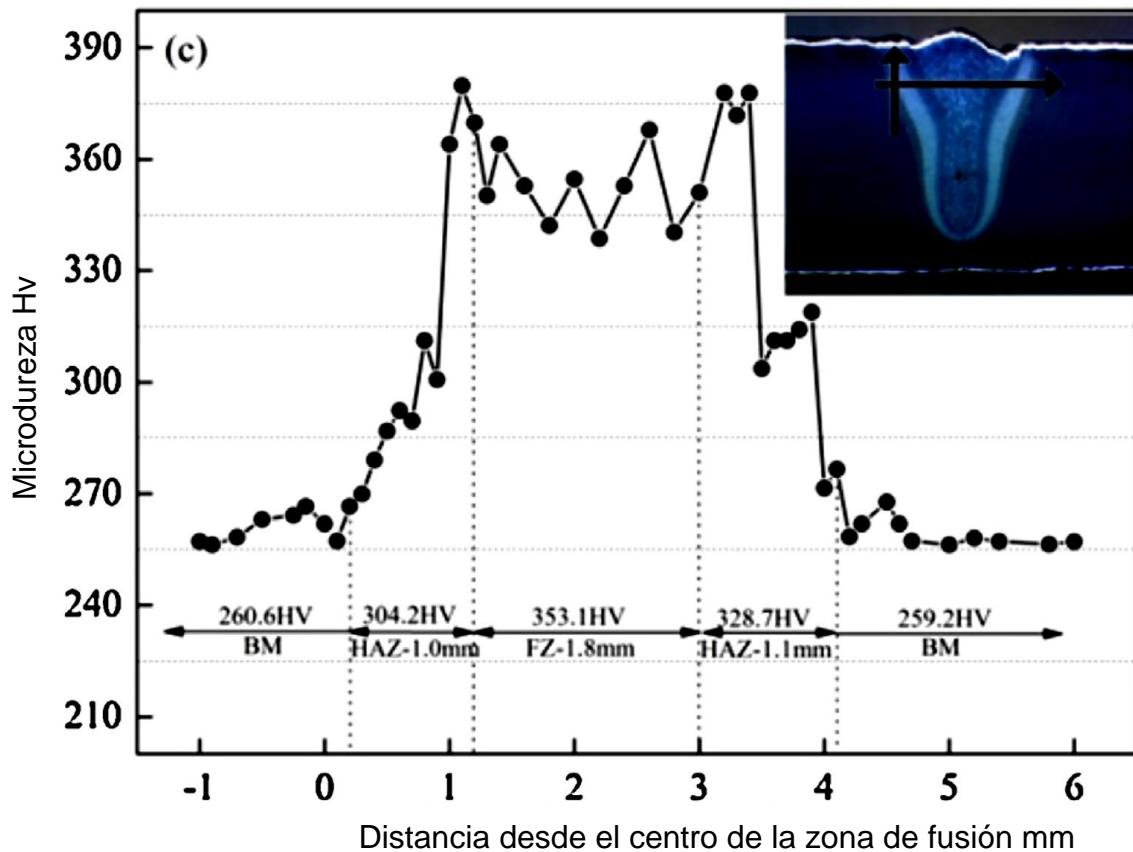


Figura 18 Representación gráfica de dureza en la ZF, MB, ZAC (44)

2.8.4 zona de Fusión.

Debido a las altas velocidades de soldadura o avance y que tan ancho o estrecho este la soldadura, las velocidades de enfriamiento según la experiencia en soldadura por láser es muy alta (46). Por lo tanto, la microestructura dentro de la zona de fusión consiste en los componentes formados a través del estado en no equilibrio.

Solidificación epitaxial se produce en la zona de fusión, a partir de los límites de fusión (es decir, la zona de contacto entre el charco de la soldadura y el substrato no fundido de la pieza de trabajo) y creciendo gradualmente hacia el eje de la soldadura para cumplir con la creciente de granos columnares desde el límite de fusión opuesta (21).

Solidificación epitaxial implica el crecimiento del sólido en la dirección en la que se orientan los granos en el límite de fusión. En la zona de fusión de los AHSS

la microestructura y la de sus constituyentes dependen de dos factores importantes: la tasa de refrigeración y de la constitución química. La velocidad de enfriamiento en la soldadura por láser está directamente relacionada con la velocidad de avance, es decir, cuanto mayor es la velocidad de avance en la soldadura, mayor es la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, la velocidad de enfriamiento en el transcurso de la soldadura láser es usualmente mayor que la velocidad de enfriamiento crítico para formar la fase de martensita en la mayoría de los aceros AHSS, que tiene alta templabilidad debido a su alto contenido de aleación.

Por lo tanto la fase martensita se observa comúnmente en la zona de fusión de casi todas las soldaduras láser de aceros AHSS. (47) Se informa que en la soldadura por láser Nd: YAG de (3 kW), de acero estampado en caliente forma una zona de fusión con sólo una fase, la cual es martensita en el rango completo de velocidades de soldadura (3.6 a 7.8 m / min). (48)

También se llegó a la conclusión de que no hay una variación significativa en la fusión, se espera la aparición de martensita en la microestructura, cuando la velocidad de soldadura aumenta de 1,2 a 2,2 m /min en la soldadura por láser de diodo de acero TRIP.

La microestructura en la zona de fusión de aceros AHSS mediante soldadura láser es fuertemente dependiente del contenido de carbono. Por ejemplo, se informó recientemente de que el contenido de martensita en la microestructura en la zona de fusión en la soldadura láser de diodo en AHSS disminuyó con adiciones de aleaciones. (49) .

El carbono incrementa la templabilidad del acero AHSS y la curva de transformación se desplaza por enfriamiento continuo hacia la derecha, en adición del carbono, otras adiciones de aleación en AHSS, por ejemplo, manganeso, silicio, aluminio, cromo y molibdeno, también aumentan la formación de martensita al retardar la cinética de formación de ferrita y bainita e incrementar la capacidad de endurecimiento del acero. Por lo tanto, debido al carbono y los otros elementos de aleación que se utilizan en AHSS y las altas velocidades de enfriamiento asociados con la soldadura láser, la zona de fusión es por lo general altamente martensítica.

El acero TRIP es único, ya que es generalmente aleado con máximas montos de silicio o aluminio para retrasar la precipitación de carburo (50)

Curiosamente, la microestructura en el charco de fusión de la soldadura láser de acero TRIP se reporta estar fuertemente influenciada de mayor porcentaje de martensita (21) ver Figura 19.

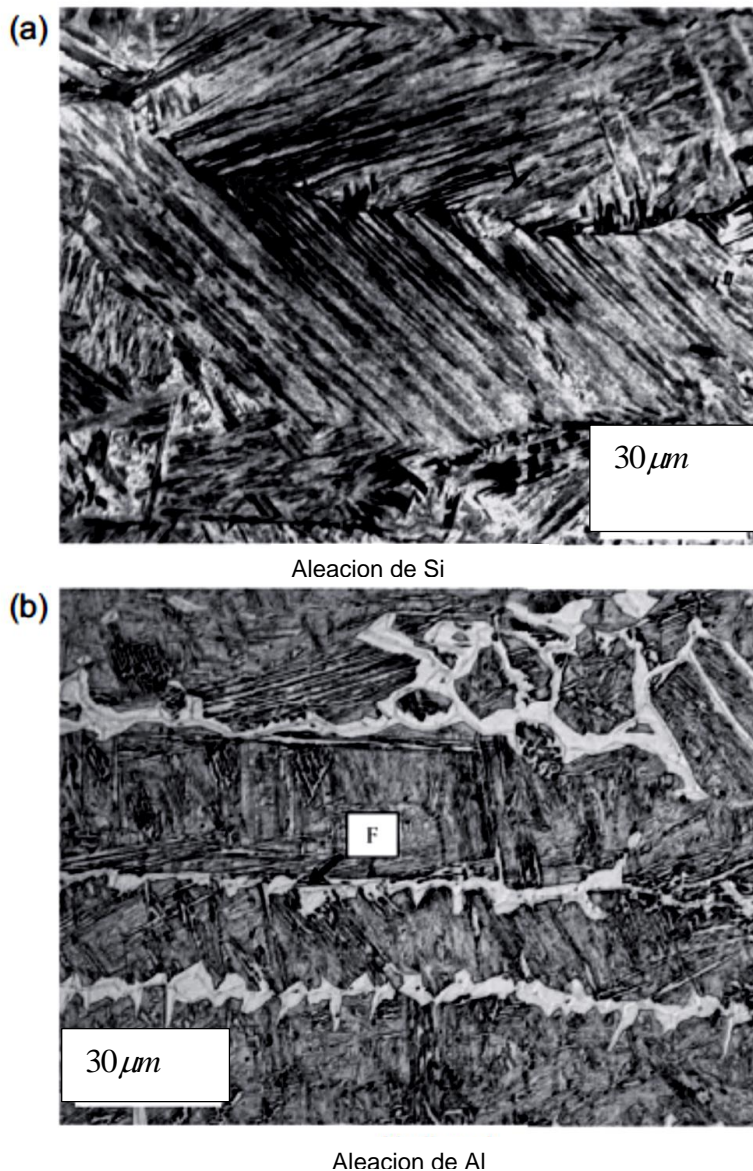


Figura 19 Zona de fusión en microestructura de aleación de silicio (a) y aluminio (B) en aceros TRIP por soldadura láser Diodo. (21)

2.8.5 Calor de entrada y zona Afectada Termicamente por el calor

En la ZAC de AHSS por soldadura láser, la temperatura se eleva rápidamente hasta un punto máximo y luego rápidamente se enfría. Las velocidades de calentamiento y enfriamiento dependen de los parámetros de soldadura y la distancia desde el límite de fusión. En base a la temperatura máxima, diferentes transformaciones ocurren dentro de la ZAC. (51)

La microestructura del metal base cambia a austenita durante el calentamiento por encima de la temperatura máxima de A_{c3} del acero, lo mismo sucede cuando la ZAC se calienta por encima de esa temperatura y posteriormente se enfría bruscamente cuando se aplica el proceso de soldadura láser, dando lugar a la transformación martensita debido a la alta templabilidad.

En la temperatura intercrítica de la ZAC la microestructura del metal base comienza a formar austenita, que nuclea en los límites de los granos. Una vez más, al enfriar la austenita se transforma en martensita y la ferrita se mantiene sin cambios. Por ejemplo, la ZAC en la microestructura de un acero DP contiene granos finos de martensita en una matriz de ferrita. (51)

Cabe señalar que la microestructura de la ZAC intercrítica en acero DP puede ser similar a la del metal base (41) a causa de una disminución en la temperatura de revenido (Ver Figura 20), la severidad del ablandamiento de la ZAC disminuye al aumentar la distancia desde la isoterma A_{c1} . Aceros martensíticos y DP son más propensos al ablandamiento en la ZAC. Según algunos investigadores han informado de la gravedad del ablandamiento de la ZAC de aceros DP, (aumenta con el incremento de la entrada de calor y el tipo de acero). El ablandamiento de la ZAC se ha informado que es perjudicial para el rendimiento de las soldaduras por láser. (52)

En la temperatura subcritica de la ZAC por debajo de la línea de A_{c1} del acero, la fase martensita del metal base temple causando que la ZAC se fragilice debido

a una disminución de la temperatura de revenido, la gravedad de la dureza en la ZAC disminuye al aumentar la distancia de la isoterma de A_{c1} .

Aceros martensíticos y DP son más propensos a fragilidad de la ZAC debido a la entrada de calor y a la composición química. (53)

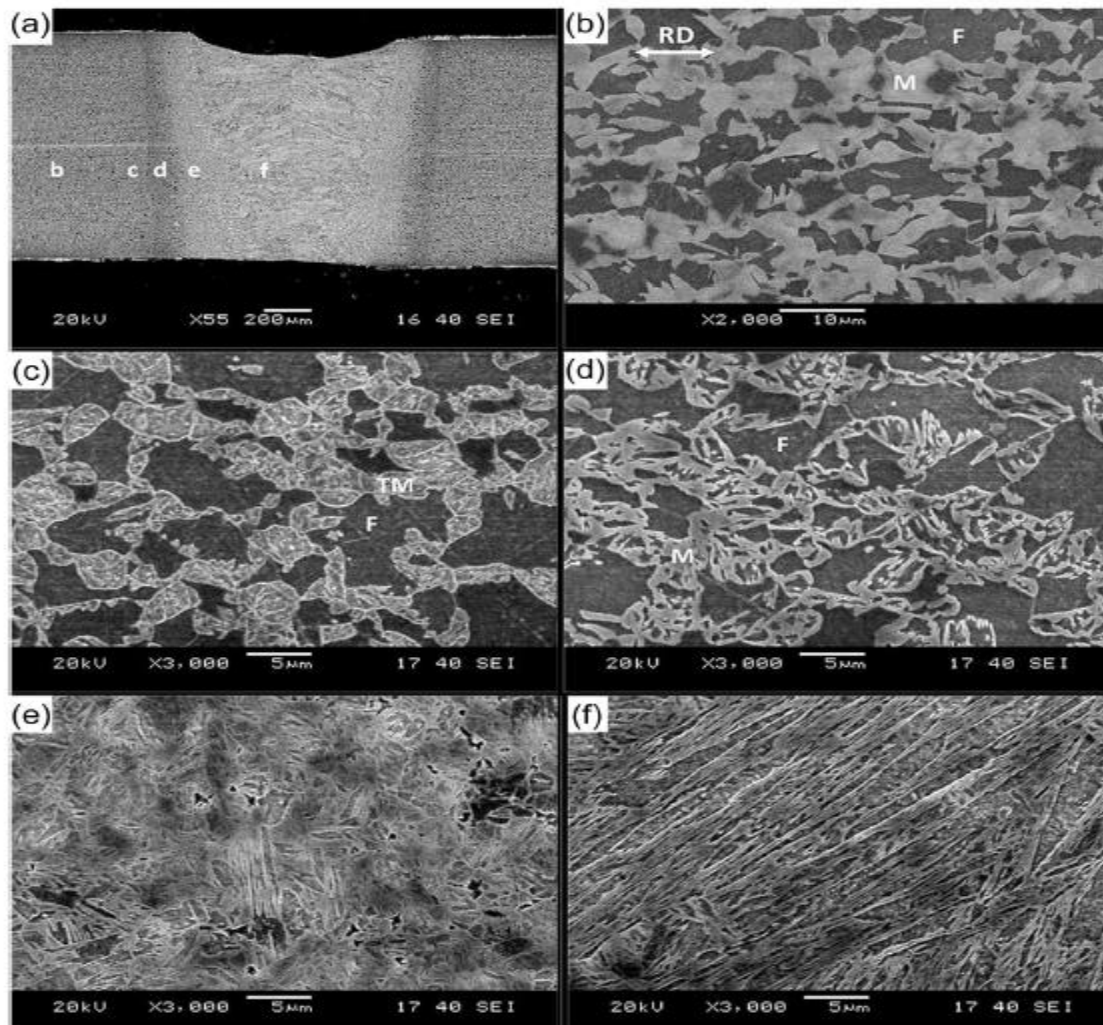


Figura 20.-Microestructura desarrollada en la soldadura por láser de fibra óptica (potencia de 6 Kw y velocidad de 16 m/min de un DP 980 (1.2 mm de espesor) (a) ZAC, (b) área subcrítica dañada térmicamente por el calor, (c) área intercrítica en la ZAC, (d) Zona de fusión. (54)

2.8.6 Dureza

La dureza en todos los tipos de láser está determinada por su microestructura correspondiente, en la cual ha sido discutido como dependiente de los parámetros de soldadura, la composición química del acero y la microestructura inicial. Los parámetros de soldadura tales como la rapidez de avance, la potencia y el tamaño del punto láser afectan el calor de entrada, que tiene un gran efecto en las propiedades después de la soldadura.

La amplitud de las zonas blandas disminuye con el aumento de la velocidad de avance, como consecuencia de la disminución de la amplitud de la ZAC, el ablandamiento de la ZAC se ha asociado con el revenido de la fase martensítica del metal base. La dureza de la ZAC aumenta entre el borde de la región templada y el límite de fusión. Esta se relaciona con un aumento en la fracción de volumen de martensita en la región supercrítica de la ZAC en el que la descomposición de la austenita retenida en el metal de base se presenta a la temperatura por debajo de la línea de Ac_1 , resultando en un aumento de dureza (21).

CAPÍTULO III. DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

Para ahondar en el discernimiento y estudios de los diferentes materiales soldados por las diversas fuentes empleadas en soldadura láser, fue necesaria la comprensión de la literatura consultada respecto a su microestructura presente y sus propiedades mecánicas de cada uno de estos aceros.

En aceros doble fase grado 980 soldado por láser tipo diodo de 4 kW de potencia y 1.6 m/min de 1.2 y 1.6 mm de espesor, predomina la martensita y en menor proporción la ferrita con microdureza de 246 HV, obteniendo una resistencia a la tensión de 759 MPa; haciendo una comparación con otro acero de grado DP 680 soldado con láser de CO₂ con 6 kW de potencia y 6 m/min de velocidad, con un espesor de 1.8 mm, también predomina la martensita con microdureza de 475 HV. Implicando que en ambos casos ocurra la fractura en la ZAC.

En aceros TRIP utilizando láser de tipo Nd:YAG con 3kW de potencia, 3m/min de velocidad y con 1.17 mm de espesor se obtuvo una matriz martensítica y perlita fina, con microdureza de 321 HV y resistencia a la tensión de 650 MPa, comparado con otro acero TRIP utilizando láser tipo fibra de 6kW de potencia y velocidad de soldadura de 16 m/min con 1.2 mm de espesor, se observó mayor presencia de martensita y austenita retenida, con microdureza de 375 HV, y resistencia a la ruptura de 600 MPa, en ambos casos fracturó en la zona de fusión.

En cuanto a los aceros HSLA, soldado por láser de tipo fibra con 4kW de potencia y 1.2 m/min con espesor de 6.8 mm, predominó la ferrita y en menor proporción islas de martensita con microdureza de 330 HV en ZF y en la ZAC fue de 300 HV, donde se obtuvo una resistencia a la tensión de 650 MPa y fracturo en ZF.

Las propiedades mecánicas dependen de las fases y sus porcentajes presentes. De todos los AHSS, sólo los aceros TRIP y DP han sido identificados como posibles candidatos para la fabricación de componentes estructurales debido a su mejor capacidad de conformado, menor ablandamiento en la zona de fusión en comparación con los aceros CP y martensíticos en los cuales sus fases provocan zonas con alta dureza y por ende más frágiles, zonas propensas a la fractura durante el esfuerzo mecánico, además de ser más económicos de fabricar en comparación con el acero TWIP y de grados de aceros especializados. Sin embargo, estos aceros son difíciles de utilizar en la fabricación de ejes automotrices debido a que en el mercado solo se encuentran disponibles en venta con espesores muy bajos, la investigación sobre AHSS se ha abierto principalmente a la posibilidad de implementar acero de baja aleación y alta resistencia (microaleados).

Si observamos la gráfica de la Figura 21 a mayor contenido de carbono mayor resistencia, pero menor deformación y por el contrario al disminuir el porcentaje de carbono; para tal caso de investigación se requiere un material que sea lo suficientemente deformable y con altas resistencias a la ruptura. La opción no es aumentar el contenido de carbono, no se puede comprometer las propiedades mecánicas deseadas para la industria automotriz. Entonces hay que tomar en cuenta otras opciones, otras alternativas que permita tener las propiedades mecánicas requeridas en componentes pesados o críticos, pues se necesita espesores superiores a los 7mm, y es ahí cuando se toma en cuenta los aceros microaleados es decir aceros HSLA de la familia HSS.

Pareciera que hablar de aceros microaleados (HSLA) es hablar de aceros del siglo pasado, pero no es así, cabe recordar que la base de los aceros avanzados es la microaleación y el tamaño o refinamiento de grano.

En un acero HSLA es clave el control del tamaño de grano desde su producción, utilizando elementos aleantes como Niobio, Titanio y Vanadio que ayudara este último, como endurecedor posterior a la evolución de la austenita retenida en martensita. Múltiples pasadas por el tren de laminación por encima de la temperatura de recristalización y con estos elementos antes mencionados se inhibe cada vez más el tamaño de grano para concluir con fases de perlita y ferrita poligonal y algo de austenita retenida.

Durante el enfriamiento suficientemente rápido se consigue ferrita de forma acicular que incrementa la resistencia y si además se agrega molibdeno ayudará a enfriar de forma rápida y obtener la microestructura deseada.

Además implementando procesos de fabricación cada vez más limpios que permitan tener mezclas más homogéneas como la desoxidación libres de intersticiales se puede llegar a límites elásticos de 85 kg/mm² u 850 MPa. Se puede también tener un acero de muy bajo contenido de carbono, con lo que su tenacidad va a ser correcta o adecuada si se añade silicio con el fin de obtener propiedades mecánicas parecidas al acero avanzado DP Y TRIP; por lo tanto, en la monografía se realizó una revisión de trabajos sobre estos dos aceros en

especial el HSLA como posible alternativa debido a sus características previamente mencionadas.

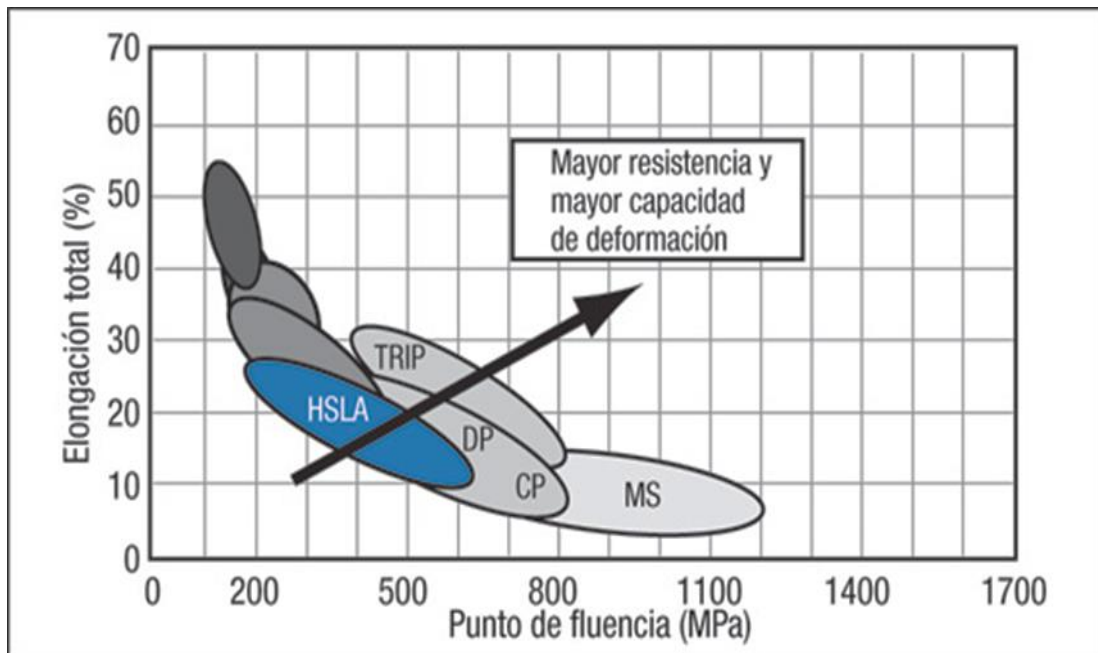


Figura 21 Grafica de esfuerzo Vs deformación en AHSS. (55)

Por tal motivo se recomienda la utilización del acero HSLA con 12 mm de espesor y con un esfuerzo último a la tensión superior a los 550 MPa; con elementos aleantes como manganeso, vanadio entre otros que proporcionen propiedades mecánicas semejantes al de los aceros avanzados en cuanto a resistencia y deformación en especial al DP.

CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones del estudio bibliográfico

A pesar de que existe una cantidad considerable de trabajos publicados respecto a la soldadura láser de aceros AHSS, hasta el momento, hay una falta de estudios en toda la familia AHSS (es decir, TWIP, CP y aceros martensíticos) en relación con el efecto de la soldadura por láser en la microestructura, la características mecánicas, tenacidad a la fatiga y la magnitud de deformación.

La aplicación de los aceros martensíticos y de fase compleja en la fabricación de fundas para eje automotriz se descartaría, debido a la presencia de fases fragilizadoras que se forman una vez aplicado el proceso de soldadura láser, ya que aumenta la dureza en la zona de fusión por la presencia de martensita y en mayor proporción por la consecuencia del contenido de carbono alto.

La aplicación de los aceros DP y TRIP es factible, ya que son los materiales que mejores propiedades presentan al ser unidos por láser. No obstante, los espesores encontrados en la literatura son bajos, probablemente se deba a que las principales compañías productoras de estos materiales solo producen aceros avanzados de bajos espesores, teniendo como máximo hasta 4 mm, dado a la complejidad al rolarlo y la más importante obtenerlos homogéneamente respecto a sus fases presentes.

Para complementar la información recabada en la literatura respecto a los aceros avanzados de segunda generación (AHSS) fue necesario también, obtener durante un periodo de estancia, información que facilitó la comprensión del material y el proceso empleado actualmente como lo es la composición química y los parámetros en función por cada orden de trabajo, así como datos dimensionales de la pieza soldada con el fin de conocer en qué región de la funda automotriz se necesita mayor potencia y en donde hay mayor penetración.

Se realizaron cortes en la zona de penetración de 80 y 100% con el fin de conocer la proporción de las fases presentes en la zona de fusión, zona térmicamente afectada por el calor y metal base, así mismo se elaboraron análisis metalográficos de micrografía y macrografía de muestra soldadas por el proceso GMAW de acero AISI 1520 de 16mm de espesor.

Se encontró una mayor zona afectada por el calor de rango entre 0.32 a 0.37 micras en penetración completa a 100%, mientras que en penetración al 80% la ZAC es menor a 0.23 micras, sus fases obtenidas fue perlita fina y ferrita secundaria widmanstatten por efecto de la temperatura.

El acero 1520 de acuerdo a los resultados microestructurales analizados, presenta fases comunes a los aceros HSLA, en función de su composición química, debido a su alto contenido de Manganeso (1.60% e.p.), así mismo, se presenta buena calidad en la unión de acuerdo a los criterios de aceptación empleados en el sector automotriz para la fabricación de ejes.

Por otro lado, la factibilidad del uso de aceros HSLA sería lo recomendado, por lo que es importante dar continuidad al estudio de utilización de acero de baja aleación HSLA unidos por el proceso láser, dado que lo encontrado en la

literatura, proporciona mayor estabilidad por su composición química y sus fases presentes.

Se podría utilizar a futuro este material microaleado con el proceso híbrido láser y GMAW, logrando la penetración requerida según los criterios de aceptación y con el beneficio de reducir la zona afectada térmicamente por el calor y por lo tanto lograr la reducción de espesores actualmente empleados.

BIBLIOGRAFÍA

1. <http://www.escrivaobras.org/book/camino-capitulo-39.htm>. Fundacion Studium. [Online] 2016. <http://www.escrivaobras.org/book/camino-capitulo-39.htm>.
2. San JoseMaria Escriba. *Oficina de información del Opus Dei en Internet*. [Online] Oficina de información del Opus Dei en Internet, 2002. <http://www.es.josemariaescriba.info/articulo/amar-al-mundo-apasionadamente>.
3. *Laser Welding*. Dawes, C. Toronto : McGraw-Hill, 1992.
4. Autosteel. autosteel.org. [Online] octubre 4, 2014. [Cited: septiembre 08, 2016.] <http://www.autosteel.org>.
5. *Future of Mobility 2020*. Winterhoff Marc, Carsten Kanher. s.l. : ADL, 2009.
6. Askeland, Donald R. *Ciencia e ingeniería de los materiales*. s.l. : Internacional Thomson.
7. Avner, Sydney H. *Introduccion a la metalurgia física*. Naucalpan de Juárez, Edo. de México : Mc Graw Hill, 1988. 968-6046-01-1.
8. *Introduction to welding and joining*. M.Shome, M,Tulumuru. Pittsburgh, PA, USA : 1Research & Development, Tata Steel, Jamshedpur, India, 2012.
9. *Propiedades Mecanicas y Caracterizacion Microestructural de diferentes aceros Dual Phase*. Hernan, Lorusso. Buenos Aires,Argentina : Conicel, 2008.
10. *Soldadura de aceros dual phase en chapas finas:GMAW,PAW Y RSW*. Suoboda, Hernan,N.Larusso and Alejandro Burgueta. s.l. : Soldadura Inspent, 2011.
11. *properties and automotive applications of advanced high-strength steels*. Kang, Y,Han,Q.,Zhao,X,Cain,M. Australia : Elsevier, 2013.

12. ***Aceros avanzados de alta resistencia para la industria automotriz.*** Docol company. Borlange Sweden : s.n., 2000.
13. ***Dual-Phase (DP) Steels.*** . Centi, Mirko. s.l. : University of Technology.department of materials science.
14. ***Effect of Chemistry on Nonisothermal Tempering and Softening of Dual Phase Steels.*** S.S Nayak, V.H B.Hernandez & Zhou. USA : Metal & Materials Society and ASM International, 2011. 11661-011-0868-8.
15. ***Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn High strength TRIP sheet steel.*** Streicher, A.M., Speer, J.G., & Matlock, D.K. Ghent, Belgium : s.n., 2002.
16. ***Warm stretch-Formability of TRIP-aided Dual Phase sheet steels.*** Sugimoto, K., Kobayashi, M., Nagasaka, A., & Hashimoto, S. 11, toronto, canada : ISIJ International, 2005, Vol. 35. 1407.
17. ***Development of alternative as-rolled alloys to replace quenched and tempered steels with tensile strength in the range of 600-800 MPa.*** Gorni, A.A. Mei, P.R. SP, Brazil : Journal of Materials Processing Technology, 2010, Vols. 162-163, 298-303,.
18. ***Thermomechanical response of HSLA-65 steel plates: experiments and modeling, Mechanics of Materials.*** Nemat-Nasser, S. Guo, W.G. Bancuver, Canada : s.n., 2005, Vols. Volume 37, 379-405.
19. ***Manufacturing Engineering and Technology.*** Kalpakjian, S., and Schmid, S.R. India : Pearson Education,, 2013.
20. ***Characteristics of High power diode laser welds for industrial assembly.*** A.Walsh.H.Bhadeshia. Germany : journal of laser Applications, 2003. 10.2351/1.153.
21. ***Xia, M. Sreenivasan, N. Lawson, S. Zhou, Y. J. Eng. pp. 446-452, s.l. : Mat. Technol., 2013, Vols. 129, pp. 446-452.***
22. ***Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully.*** Wang, W., Li, M., He, C.,

Wei, X., Wang, D., & Du, H. Toronto, Canada : Materials and Design, 47, 510–521., april, 2011.

23. Manual de la Soldadura. AWS. Vol. III, pp. 2-26.

24. Sistemas avanzados de manufactura :Maquinado por Laser. Hernandez, Alfonso Cristian Garcia. Mexico,D.F : IPN, 2008, Vol. I.

25. Fundamentos de Manufactura moderna:Materiales,Procesos y Sistemas. Groover, Mikell P.

26. Tecnologia de los procesos de soldadura. P.T.Houldcroft.

27. Effect of laser welding on formability of DP980 steel. Sreenivasan, N.,N.,Xia,M.,Lawson.,S. s.l. : Journal of Engineering Materials and Technology, 2008.

28. Garza, Jose. messer corporation. [Online] 2011. [Cited:] www.messer.es.

29. Laser Welding. Duley, W.W. New York : John Wiley & Sons, Inc, 2007, Vol. 2.

30. Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP Dual Phase steel. w.Xu.D.Westerbaan, D.LChen. 55, Ontario : Materials Science and Engineering, 2012.

31. Fluid Flow Phenomena During Welding. Heiple, C.R., Burgardt, P. Ohio : Welding, Brazing and Soldering. ASM International, Materials Park, 1999, Vol. 6.

32. Society, American Welding. Welding Handbook: Volume 4 Metals and Their Weldability. 0 87171 218 0.

33. Definicion.de. [Online] wordpress, 2008. [Cited: marzo 17, 2016.] <http://definicion.de/potencia/>.

34. A study on the CO2 laser welding laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 Mpa. Kim, Choi.Kang & Park. s.l. : Journal Achivement in materials, 2010, Vol. I.

35. *Currents issues and Problems in laser welding of automotive . D.R.White & T.DebRoy, H.Zhao. USA : International Materials Reviews, 2013, Vol. I. ISSN:0950-6608.*
36. *Metallurgical and Mechanical Properties of Fusion Zones of TRIP steels in laser welding. Zhilin Tian, Lin Zhao. 4, Ontario,Canada : ISIJ International, 2007, Vol. 48.*
37. *Influence of welding speed on microstructure and properties of ultra High strength steel sheets in laser. Zhengwei Gu, Lijun Han,Xin Li. 3, Changchun China : ISIJ International , 2011, Vol. 52.*
38. *Laser welding of advanced. Zhou, E.Biro &. Hamilton,On,Canada : Arcelor Mittal Global Research, 2011.*
39. *A comparative study of formability of Diodo Láser welds in DP 980 and HSLA Steels. Xia.M, N.Sreenivasan,Lawson.S. Beging,China : Journal Engeneering Materials and Technology, 2009.*
40. *Brazier, KEEPLER Y. 1995.*
41. *Welding Properties of Various DP600 Chemistries. Biro, E. Lee. toronto,canada : Sheet, 2008.*
42. *Fusion Zone Microstructure Evolution of Al-Alloyed TRIP Steel In Diodo Láser welding. Zhao Lin, Xia Mingsheg,Tian Zhiling. 4, P.R Beging China : Materials Transactions, 2009, Vol. 49. 746.*
43. *Sokolov, Zhang et. 2013.*
44. *Microstructure Formation and Precipitation in Laser welding of Microalloyed C-Mn Steel. Roncery, Moosavy. s.l. : Journal of Materials Processing Technology, 2014.*
45. *Fundamentals of steel product physical Metallurgy. B.C, De Cooman. Pittsburgh : AIST, 2010, p. 392.*
46. *Predictions of microstructures when welding automotive advanced hight strength steels. Gould, J.D.Khurana,S.P &Li,T. 111s-116s, s.l. : Welding Journal, 2007, Vol. 85.*

47. Gu, Z., Yu, S., Han, L., X. & Xu, H. *Influencia of Welding speed on microstructures and properties of ultra High-strength steels in laser welding* : *ISIJ International*, 2012, Vol. 52.

48. *Ultrasound-assisted brazing of Cu/Al dissimilar metals using a Zn-3Al filler metal*. Yong, Xiao, et al. s.l. : Elsevier, 2013.

49. *Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels*. Santillan Esquivel, Nayak, Xia, y Zhou. 328–335., Toronto, Canada : *Canadian Metallurgical Quarterly*, , 2012, Vol. 3.

50. *Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy*. De Cooman, B.C. and Speer, J.G. Pittsburgh, USA : s.n., 2010, Published by AIST,, p. 392.

51. *Softening Kinetics in the subcritical Heat-Affected Zone of Dual Phase Steels Welds*. J.R .McDermid, J.D. Embury , E. Biro. s.l. : *The Minerals, Metal & Materials Society*, 2010.

52. *Softening Kinetics in the subcritical Heat affected zone Dual Phase steels welds*. Biro, E, McDermid, J.R .Embury, J.D & Zhou, Y. s.l. : *Metallurgical and Materials Transactions*, 2010, Vol. 41a.

53. *Fusion Zone Microstructure Evolution in TRIP steel in Diodo Laser Welding*. Mingheng Xia, Zhiling Tian, Lin Zhao. 4, Ontario Canada : *Materials Transactions*, 2008, Vol. 49.

54. *Microstructure and Mechanical Properties of fiber laser welded DP980 and HSLA Steels*. D, Nayak , S, S., Parkes, D., Xu, W., Chen. Livonia : *American Welding Society*, 2012.

55. *Forming, The Science of. Metalforming*. [Online] PMA Services, Inc., 2016.

<http://www.metalformingmagazine.com/magazine/article.asp?lang=spanish&aid=4414>.

56. AIMEN, Centro Tecnológico. *Obtesol. Observatorio Tecnológico de la Soldadura*. [Online]

http://www.obtesol.es/index.php?option=com_content&task=view&id=109&Itemid=30.

57. Mott, Robert L. and P.E. *Diseño de elementos de máquinas*. Naucalpan de Juárez, Edo. de México : Pearson Education, Inc., 2006. 970-26-0812-0.

58. symbols., *American Welding Society (AWS) A2 committee on definitions and. Standard Welding Terms and Definitions*. s.l. : American Welding Society, 2009.

59. Jeffus, Larry. *Soldadura: principios y aplicaciones*. s.l. : Paraninfo, 2009.

60. *Modelado matemático de la transferencia de masa en la unión soldada, entre titanio grado uno con material de forma, mediante soldadura fuerte al vacío*. Rodriguez Miramontes, Jorge. México : s.n., 2003.

61. INTERNATIONAL, ASM. *ASM HANDBOOK, VOLUME 6 Welding Brazing and Soldering*. s.l. : ASM INTERNATIONAL.

62. *CO2 laser welding-brazing characteristics of dissimilar metals AZ31BMg alloy to Zn coated dual phase steel with Mg based filler*. Liqun Li, et al. s.l. : Elsevier, 2012.

63. *Los nuevos aceros para la industria automotriz*. Castillo, M.I Felipe Diaz del. Cuautitlan izcalli : dep. de ingenieria UNAM., 2009.

64. <http://www.mittalsteel.com/Products/Automotive+Applications/>.
[Online]

65. Blondeau, Régis. *Metallurgy and Mechanics of Welding*. s.l. : wiley, 2001. p. 41.

66. Ahmen, Nasir. *New developments in advanced welding*. cambridge Englad. : s.n., 2005.

67. *Challenges in hot-dip galvaning of High strength dual phase steel*. Swaminathan, S.,He,Liu,H. tokio : s.n., 2012.

68. *Los Aceros Avanzados*. Giraldo, Absdrual Valencia. s.l. : universidad de antoquia, Vol. I.

69. *Advanced High Strength steels for the automotive Industry. Kuziak, R, Kawallae, R. Weengler, S. Freiberg, Germany : autoesteel, 2008, Vol. VIII.*

70. *weldability of advanced high strength steels using an YB;Yag disk Laser. Rajashekhar S.Sharma, Pal Molian. Ames IA 50011 ,USA : Dep.of Mechanical Engineering ,Iowa state University, 2011.*

71. *Analisis de la soldadura de acero de calidad "A" Mediante laser Nedio mio Yag. Abecia, D. Antonio dominguez. Madrid, España : Universidad Politecnica de Madris, 2012.*

72. *Research on laser welding of vehicle body. Optics and Laser Technology. wu, Gong, Chen Y Xu. 420–42, 2008, Vol. 2.*

Lista de Figuras.

Figura 1 Relación de Resistencia contra elongación para la primera generación de aceros avanzados, HSLA alta resistencia y baja aleación; TRIP, transformación inducida por la plasticidad; DP, Doble fase. (8)	9
Figura 2 .-Microestructura de un Acero DP que muestra Ferrita y Martensita. (11)	11
Figura 3 Método típico para la producción de acero Doble fase (8)	12
Figura 4.-Comparación de Aceros TRIP, DP Y HSLA mediante la curva esfuerzo vs deformación. (13).....	13
Figura 5 Obtención del acero TRIP. (8).....	14
Figura 6 Microestructura analizada por MEB, muestra la microestructura de un acero TRIP donde se muestra Bainita(B), Martensita (M) y Austenita suspendida en una matriz de ferrita. (14)	16
Figura 7 Microestructura acero HSLA (21)	18
Figura 8 Imagen electrónica de barrido de una microestructura martensítica (M1200) (22).....	20
Figura 9 .-Esquema de Láser a Base de gas. (24)	22
Figura 10 Diagrama de láser de estado sólido Nd:Yag (24).....	25
Figura 11 Proceso de Soldadura Diodo. (28)	26
Figura 12 Mecanismo del Proceso de Soldadura Laser - Fibra. (28)	27
Figura 13 Modo por Conducción (71)	28