

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**AFECTACIÓN TÉRMICA DE LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS
DE DOBLE FASE SOLDADOS CON LÁSER**

POR

BRAULIO SÁNCHEZ RODRÍGUEZ

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO

AGOSTO DE 2018

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**AFECTACIÓN TÉRMICA DE LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS
DE DOBLE FASE SOLDADOS CON LÁSER**

POR

BRAULIO SÁNCHEZ RODRÍGUEZ

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO

AGOSTO DE 2018

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

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis **AFECTACIÓN TÉRMICA DE LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS DE DOBLE FASE SOLDADOS CON LÁSER**, realizada por el alumno **BRAULIO SÁNCHEZ RODRÍGUEZ**, con número de matrícula **16-MS-059** sea aceptado para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial.

Dr. Eduardo Hurtado Delgado

Director de Tesis

Dra. Gladys Y. Pérez Medina

Asesor

Dra. Argelia Fabiola Miranda Pérez

Asesor.

Vo.Bo

Dr. Pedro Pérez Villanueva

Coordinador de Posgrado

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

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de grado del alumno **BRAULIO SÁNCHEZ RODRÍGUEZ**, una vez leída y revisada la Tesis titulada “**AFECTACIÓN TÉRMICA DE LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS DE DOBLE FASE SOLDADOS CON LÁSER**”, aceptamos que la referida tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el examen de grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 31 de agosto de 2018.

Dr. Juansethi Ramsés Ibarra

Presidente

Dra. Rocío Saldaña Garcés

Secretario

Dr. Eduardo Hurtado Delgado

Vocal

DEDICATORIA

La presente investigación va dedicada a mi familia y amigos que me apoyaron durante este período de mi vida.

AGRADECIMIENTOS

A mi familia por el apoyo y comprensión durante toda esta etapa.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por haberme brindado el apoyo económico para cursar mis estudios de posgrado y a la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por darme la oportunidad de formarme en el posgrado de Tecnología de la Soldadura Industrial.

Al comité tutorial compuesto por el Dr. Eduardo Hurtado Delgado, la Dra. Gladys Y. Pérez Medina y la Dra. Argelia Fabiola Miranda Pérez por su apoyo moral y académico facilitándome la realización de este proyecto con sus conocimientos y experiencia.

A Blanca y familia, Dra. Rocío, Ramiro, Mario y muchos otros que me ayudaron incondicionalmente.

A **CIDESI** por facilitarme sus instalaciones y equipos para llevar a cabo parte de la experimentación de este proyecto.

ÍNDICE

SÍNTESIS	1
ABSTRACT	3
CAPÍTULO 1	5
INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES	5
1.1. Antecedentes	5
1.2. Justificación del proyecto	7
1.3. Planteamiento del problema	8
1.4. Hipótesis	8
1.5. Aportación científica, tecnológica e industrial	9
1.6. Objetivo General	9
1.6.1. Objetivos específicos	9
1.7. Alcance	10
CAPÍTULO 2	11
MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE	11
2.1. Principio de los tratamientos térmicos	11
2.1.1. Diagramas de transformación de fases	13
2.1.2. Mecanismo de transformación de la martensita	15
2.1.3. Morfología de la Martensita	17
2.2. Recocido de los aceros	18
2.3. Metalurgia de los Aceros de Doble Fase	20
2.3.1. Obtención de los aceros de Doble Fase	22
2.3.2. Composición química y propiedades mecánicas de los aceros de Doble Fase	25
2.2.3. Soldabilidad de los aceros de Doble Fase	26
2.4. Proceso de soldadura láser	27
2.4.1. Características de la soldadura láser	27
2.4.2. Tipos de fuentes láser	28
2.4.3. Técnicas básicas de soldadura láser	30
2.4.4. Ventajas del proceso de soldadura láser	32
2.4.5. Desventajas del proceso de soldadura láser	33
2.4.6. Parámetros de la soldadura láser	34
CAPÍTULO 3	37
METODOLOGÍA	37

3.1. Etapa 1. Evaluación microestructural de la unión soldada con proceso de soldadura láser de un acero DP600 de 3.00 mm de espesor	38
3.2. Etapa 2. Elaboración de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor	38
3.3. Etapa 3. Evaluación microestructural de la unión soldada de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor	39
CAPÍTULO 4	41
Desarrollo experimental	41
4.1. Soldadura de acero de doble fase DP600 de 3.00 mm de espesor	41
4.1.1 Selección del metal base.....	41
4.1.2 Caracterización microestructural del metal base	42
4.1.3. Procedimiento de soldadura láser para la unión del metal base seleccionado.....	42
4.1.4. Caracterización de la unión soldada	43
4.2. Elaboración de acero de doble fase.....	43
4.2.1. Selección del acero a utilizar para elaborar un acero de Doble Fase de 12.00 mm de espesor	44
4.2.2. Diseño y optimización del experimento	45
4.2.3. Escalado de resultados del diseño de experimento	48
4.2.4. Caracterización del material escalado	51
4.3. Soldadura de acero de Doble Fase de 12 mm de espesor	52
4.3.1. Proceso de soldadura láser	52
4.3.2. Caracterización microestructural de las uniones soldadas de acero de Doble Fase de 12.00 mm de espesor	53
4.3.3. Evaluación de las propiedades mecánicas de la unión soldada	53
CAPÍTULO 5	55
ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS	55
5.1. Evaluación microestructural de la unión del acero DP600 de 3 mm de espesor mediante el proceso de soldadura láser	55
5.2. Evaluación de la microdureza de la unión soldada del acero DP600 de 3.00 mm de espesor	59
5.3. Análisis de los resultados de la medición de temperatura en placas de acero AISI-1520	60
5.4. Análisis del diseño de experimento	65
5.5. Análisis del escalado de los resultados del diseño de experimento de superficie de respuesta	68
5.5.1. Caracterización metalográfica del material escalado	69
5.5.2. Ensayo de tracción del acero AISI 1520 tratado térmicamente	71
5.6. Evaluación microestructural de la unión del acero de Doble Fase de 12 mm de espesor con proceso de soldadura láser	72

5.7. Evaluación de la microdureza de las uniones soldadas del acero AISI-1520 tratado térmicamente	76
5.8. Evaluación de la penetración alcanzada para cada muestra	77
5.9. Evaluación del ensayo de tracción de las uniones soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente	79
CONCLUSIONES.....	84
RECOMENDACIONES.....	86
BIBLIOGRAFÍA.....	87
ÍNDICE DE TABLAS	92
ÍNDICE DE FIGURAS	93

SÍNTESIS

En la industria automotriz se demanda aumentar la resistencia mecánica de las partes y piezas que conforman un auto. Para lograr este objetivo se utilizan aceros especiales, con mayor resistencia que los aceros estructurales de bajo carbono.

Los aceros de Doble Fase pertenecen al grupo de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia. Estos combinan alta resistencia con alta elongación y alto índice de endurecimiento por deformación. Son de bajo contenido en carbono, altamente aleados y normalmente contienen islas dispersas de martensita en una matriz de ferrita. Sus propiedades finales dependen de la fracción volumétrica de sus fases constitutivas, ferrita y martensita, que a su vez dependen del contenido en carbono, de la temperatura del tratamiento intercrítico y de la facilidad de temple, que está dado en función del contenido de los elementos de aleación y del espesor de la placa

En el presente trabajo se analizó la afectación térmica de la microestructura de los aceros de Doble Fase soldados, con el proceso de soldadura láser. Para esto se dividió la investigación en tres etapas: Etapa 1. Evaluación microestructural de la unión soldada con proceso de soldadura láser de un acero DP600 de 3.00 mm de espesor; Etapa 2. Elaboración de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor y Etapa 3. Evaluación microestructural de la unión soldada de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor.

En la primera etapa se realizó la unión de un acero de Doble Fase DP600 de 3 mm de espesor con el proceso de soldadura láser. Se analizó la afectación térmica del metal base mediante análisis microestructural de la unión por medio de microscopía óptica y con microscopio electrónico de barrido. También se analizó la dureza de la unión, realizando perfiles de dureza desde el metal base hasta la zona de fusión. En esta unión, bajo los parámetros utilizados no se observó ablandamiento en la zona afectada por el calor y la dureza en la zona de fusión aumentó considerablemente con respecto a la del metal base.

En la segunda etapa de esta investigación se conformó, a nivel de laboratorio, a partir de un acero AISI-1520 un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor. Para esto se utilizó un diseño de experimentos de superficie de respuesta, con el objetivo de obtener los parámetros óptimos de tiempo y temperatura para realizar el tratamiento térmico. Con estos parámetros se hizo un escalado de los resultados a placas de mayor dimensión que las utilizadas en el diseño de experimentos. Como resultados, se obtuvo un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor con una resistencia última a la tensión de 1135 MPa y 8% de elongación.

En la tercera etapa de la investigación se analizó la unión del acero de Doble Fase obtenido, mediante el proceso de soldadura láser. Se utilizó una fuente láser de 4 kW por lo cual se varió gradualmente la velocidad de soldadura de 10 a 4 mm/s para obtener la penetración máxima posible. Las uniones se analizaron mediante microscopía óptica y con microscopio electrónico de barrido, se analizó la dureza de las uniones y su resistencia última a la tensión. Con los parámetros de soldadura utilizados se observó un ablandamiento en la zona afectada por el calor y una disminución de la resistencia última a la tensión de las uniones soldadas.

En base a los resultados mostrados se determinó que la afectación térmica del proceso de soldadura láser disminuye la resistencia última a la tensión del acero de Doble Fase obtenido, hasta 873 MPa, la cual supera la resistencia última a la tensión del acero AISI-1520 en un 38.6%. Basado en estos resultados se considera factible la sustitución de un acero de bajo contenido de carbono por un acero de Doble Fase. No obstante, se recomienda utilizar parámetros superiores a los utilizados en esta investigación para el proceso de soldadura láser, en la unión del acero de Doble Fase de 12 mm de espesor. Se recomienda utilizar potencias en el orden de los 10 kW para con esto aumentar la velocidad de soldadura y obtener una menor afectación térmica que la mostrada.

ABSTRACT

In the automotive industry it is required to increase the mechanical resistance of the parts and pieces that make up a car. To achieve this goal, special steels are used, with greater resistance than structural low carbon steels.

The Double Phase steels belong to the group of High Strength Advanced Steels. These combine high strength with high elongation and high index of hardening by deformation. They are low in carbon, highly alloyed and normally contain dispersed islands of martensite in a ferrite matrix. Its final properties depend on the volumetric fraction of its constituent phases, ferrite and martensite, which in turn depend on the carbon content, the temperature of the intercritical treatment and the ease of tempering, which is given as a function of the content of the elements of alloy and the thickness of the plate

In the present work, the thermal affectation of the microstructure of the welded Double Phase steels was analyzed with the laser welding process. For this, the investigation was divided into three stages: Stage 1. Microstructural evaluation of the welded joint with laser welding process of a DP600 steel of 3.00 mm thickness; Stage 2. Elaboration of a double-phase steel of 12 mm thickness and Stage 3. Microstructural evaluation of the welded joint of a double-phase steel of 12 mm thickness.

In the first stage, a DP600 Double Phase 3 mm thick steel was joined to the laser welding process. The thermal affectation of the base metal was analyzed by microstructural analysis of the junction by means of optical microscopy and scanning electron microscopy. The hardness of the joint was also analyzed, making hardness profiles from the base metal to the fusion zone. In this joint, under the parameters used no softening was observed in the area affected by heat and the hardness in the fusion zone increased considerably with respect to that of the base metal.

In the second stage of this research, a 12-mm-thick double-phase steel was made from a steel AISI-1520 at the laboratory level. For this, a design of response surface experiments was used, in order to obtain the optimal time

and temperature parameters to perform the heat treatment. With these parameters, the results were scaled to larger plates than those used in the design of experiments. As a result, a 12 mm thick double phase steel with a ultimate tensile strength of 1135 MPa and 8% elongation was obtained.

In the third stage of the investigation, the union of the Double Phase steel obtained was analyzed through the laser welding process. A laser source of 4 kW was used, so the welding speed was gradually varied from 10 to 4 mm / s to obtain the maximum possible penetration. The junctions were analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy, the hardness of the joints and their ultimate resistance to stress were analyzed. With the welding parameters used, a softening was observed in the area affected by heat and a decrease in the ultimate tensile strength of the welded joints.

Based on the results shown, it was determined that the thermal affectation of the laser welding process decreases the ultimate tensile strength of the obtained Double Phase steel, up to 873 MPa, which exceeds the ultimate tensile strength of the AISI-1520 steel in 38.6%. Based on these results, it is considered feasible to replace a low carbon steel with a Double Phase steel. However, it is recommended to use parameters higher than those used in this investigation for the laser welding process, in the union of the Double Phase steel of 12 mm thickness. It is recommended to use powers in the order of 10 kW to increase the welding speed and obtain a lower thermal impact than shown.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1. Antecedentes

Actualmente en la industria automotriz se demanda aumentar la resistencia mecánica de algunos componentes automotrices, para esto se utilizan aceros especiales, con mayor resistencia que los aceros estructurales de bajo carbono. Los materiales usados en la fabricación de automóviles deben ser de fácil formabilidad, soldables, que se puedan recubrir y reparar.

En la actualidad existen los aceros de Doble Fase (DP, por sus siglas en inglés) que combinan alta resistencia con alta elongación y alto índice de endurecimiento por deformación. Estos aceros son de bajo contenido en carbono, altamente aleados y normalmente contienen islas dispersas de martensita en una matriz de ferrita [1], [2]. Las propiedades finales de estos aceros dependen de la fracción volumétrica de sus fases constitutivas, ferrita y martensita, que a su vez dependen del contenido en carbono, de la temperatura del tratamiento intercrítico y de la facilidad de temple, que está dado en función del contenido de los elementos de aleación y del espesor de la placa [1]–[4].

En los procesos de manufactura de automóviles se utilizan diferentes tipos de uniones de materiales. Los procesos de soldadura por fusión son un tipo de proceso de unión que aplica en un área una fuente de calor capaz de elevar la temperatura de la pieza de trabajo hasta la temperatura de fusión y

luego se enfría hasta la temperatura ambiente. Estos cambios de temperatura conllevan a cambios microestructurales a diferentes distancias de la fuente de calor y por ende a cambios en las propiedades mecánicas [1], [5].

En la industria moderna se han desarrollado nuevas tecnologías de soldadura que reducen el tamaño de la zona afectada por el calor. Una de estas nuevas tecnologías es la incorporación del rayo láser como fuente de calor. Este proceso brinda algunas bondades, tales como:

- Un alto grado de automatización del proceso de soldadura.
- Las piezas son soldadas a gran velocidad.
- Las uniones soldadas presentan buen acabado superficial.
- Generan menor distorsión que los procesos de soldadura convencionales.
- La zona afectada por el calor es estrecha.

Con el desarrollo de nuevos materiales y procesos de soldadura, se han llevado a cabo diversos estudios sobre la unión de aceros de Doble Fase mediante el proceso de soldadura láser con espesores de 1.2 a 2.2 mm.

Según Xia y colaboradores [6], quienes estudiaron acerca del efecto del calor de entrada y la martensita sobre el ablandamiento de la zona afectada por el calor (ZAC), el máximo ablandamiento de la ZAC es proporcional al contenido de martensita y al calor de entrada. Por otra parte, Panda et al [7] evaluaron el grado de ablandamiento de un acero DP980 soldado con láser mediante la simulación con elementos finitos, concluyendo que la magnitud de ablandamiento y el ancho de la ZAC dependen de la energía específica del láser. También observaron que el aumento del ancho de la ZAC es responsable de la disminución en la resistencia y la ductilidad de la unión soldada.

En otro estudio realizado por varios autores, como Biro [8], se determinó que el calor de entrada requerido para el ablandamiento de la ZAC disminuye según aumenta el contenido de carbono (C) de la martensita en la microestructura de los aceros DP. Además, la presencia de elementos aleantes formadores de carburos tales como cromo (Cr) y molibdeno (Mo) son capaces de aumentar la resistencia al ablandamiento.

En el estudio de Farabi y colaboradores [3], [9] se evaluó la unión similar y disímil mediante el proceso de soldadura láser de dos aceros (DP600 y DP980) en cuanto a los cambios microestructurales y su efecto sobre las propiedades mecánicas y las características de endurecimiento por deformación, concluyendo que la extensión del ablandamiento fue mayor en la unión soldada del acero DP980 que en la unión DP600. En el acero DP600, a diferencia del acero DP980, la resistencia a la tensión permaneció casi sin cambios y la resistencia a la fluencia incrementó. También, en la unión disímil de estos aceros se exhibe un perfil de dureza asimétrico y la resistencia a la tracción es la equivalente a la del metal base DP600.

Por otra parte, Li [10] y colaboradores evaluaron la unión similar y disímil de un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) y un acero DP980, obteniendo, al igual que Farabi, un perfil asimétrico de dureza. En la ZAC del acero DP se observó un ablandamiento, el cual no se obtuvo en el acero HSLA. Otros estudios de uniones similares y disímil de aceros DP con aceros avanzados de alta resistencia se han realizado, obteniéndose resultados similares a los mencionados anteriormente [11]–[13].

Los estudios mencionados han aportado conocimiento importante de las uniones similares y disímiles de aceros de alta resistencia para espesores delgados (1.2 a 2.2 mm). Sin embargo, la industria automotriz demanda el conocimiento para la implementación de estos materiales y las uniones correspondientes para espesores mayores a los estudiados.

En el presente trabajo se desarrollará una investigación encaminada a aportar conocimiento y resultados sobre las uniones de Aceros Avanzados de Alta Resistencia de Doble Fase mediante soldadura láser aplicado a espesores del orden de los 12 mm.

1.2. Justificación del proyecto

La industria automotriz para la fabricación de algunos componentes que soportan cargas elevadas utiliza aceros estructurales de bajo carbono de espesores gruesos y son unidos comúnmente con el proceso de soldadura por arco metálico y gas (GMAW, por sus siglas en inglés). Estas uniones bajo

el proceso GMAW generan amplias zonas afectadas por el calor, lo que produce una disminución de las propiedades mecánicas de la unión.

Para disminuir la zona afectada por el calor y mejorar así las propiedades mecánicas de la unión se propone la utilización del proceso de soldadura láser. Sin embargo, la potencia para unir espesores gruesos del orden de los 16 mm sería elevada, por lo que en este proyecto se propone utilizar aceros de alta resistencia de doble fase con el fin de disminuir el espesor (manteniendo la funcionalidad del componente) y la potencia requerida para la soldadura láser.

1.3. Planteamiento del problema

La industria manufacturera de automóviles utiliza principalmente en la unión de aceros al carbono de baja aleación, de espesores gruesos, el proceso de soldadura GMAW. Este proceso de unión de piezas metálicas aporta altas temperaturas, modifica la microestructura de la unión soldada, de las zonas de influencia térmica y genera distorsión en las piezas.

Con el fin de aportar a la industria automotriz mejoras en su proceso de manufactura, se pretende profundizar en el conocimiento acerca de cómo es afectada la microestructura de los aceros de Doble Fase de espesores gruesos (12 mm) unidos mediante el proceso de soldadura láser.

1.4. Hipótesis

Al realizar uniones mediante el proceso de soldadura láser con velocidades de 4 mm/s a 10 mm/s y con potencia de 4 kW, se espera que las propiedades mecánicas de la unión soldada de un acero de Doble Fase de espesores 12 mm sean en el rango de 750 a 900 MPa las cuales corresponden al metal base.

1.5. Aportación científica, tecnológica e industrial

Con el desarrollo de este proyecto se contribuirá al conocimiento sobre el efecto de la soldadura láser en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de aceros de Doble Fase con espesores de 12 mm.

Se analizará la factibilidad de sustituir los aceros estructurales de bajo carbono de resistencia media por otros aceros avanzados de alta resistencia de primera generación de doble fase, utilizados en componentes de la industria automotriz.

Se planteará la posibilidad de sustituir el proceso de soldadura GMAW, por el proceso de soldadura con rayo láser que genera menor distorsión.

1.6. Objetivo General

Evaluar la afectación térmica, los cambios microestructurales y las propiedades mecánicas de los aceros de Doble Fase soldados mediante proceso de soldadura láser, como paso previo para determinar la factibilidad de utilizar este proceso de soldadura en los aceros de Doble Fase con espesores de 12 mm en la industria automotriz.

1.6.1. Objetivos específicos

1. Evaluar la afectación térmica de un acero de Doble Fase DP600 de 3 mm de espesor.
2. Obtener placas de acero de Doble Fase de 12 mm de espesor a nivel de laboratorio.
3. Evaluar la afectación térmica de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor.
4. Evaluar la factibilidad de la sustitución de un acero estructural de bajo carbono de resistencia media por otro de alta resistencia y de menor espesor.

1.7. Alcance

Con el presente proyecto se pretende estudiar el comportamiento de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de aceros de alta resistencia de primera generación (DP600) de 3 mm de espesor para pruebas de laboratorio y de 12 mm (DP750), con el objetivo de evaluar la factibilidad de la sustitución de un acero estructural de bajo carbono de resistencia media de 16 mm de espesor por otro de alta resistencia y menor espesor utilizados en algunos componentes automotrices.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE

2.1. Principio de los tratamientos térmicos

Un acero es comúnmente definido por una aleación de hierro (Fe) y carbono (C), con un contenido de carbono entre el 0.005 y el 2% en peso, aproximadamente [14]. Otros elementos aleantes pueden sumar un total de cerca del 5% en peso en los aceros de baja aleación y mayor a este en los aceros altamente aleados [15], tales como los aceros para herramientas y los aceros inoxidables. Los aceros exhiben una amplia variedad de propiedades dependiendo de su composición química, así como las fases y microconstituyentes presentes, que a su vez dependen del tratamiento térmico aplicado.

Las bases para la comprensión del tratamiento térmico del acero es el diagrama de fases Fe-C (**Figura 2.1** **Error! No se encuentra el origen de la referencia.**). Este diagrama muestra cuales fases son de esperar para diferentes combinaciones de concentración de carbono y temperatura para una condición metaestable. La zona de interés del diagrama de fases Fe-C para los aceros, es el rango que va de aproximadamente 0.0028% hasta el 2% de carbono. Este rango se divide por el eutectoide (punto donde la

temperatura a la cual se transforma la austenita, temperatura eutectoide. La línea A_3 , es el límite inferior de temperatura de la región austenítica de los aceros hipoeutectoides. En el rango enmarcado por las líneas de transformación A_1 y A_3 se encuentra una región de mezcla de dos fases, ferrita y austenita, donde la constitución de ambas fases está dada por la concentración de carbono y la temperatura a la que se encuentre el acero [15].

Usualmente para diferenciar las temperaturas de transformación, a la letra “A” se le agrega una **c** para el calentamiento y una **r** para el enfriamiento. [15], [16]

Es importante mencionar que todos los elementos aleantes disminuyen el contenido de carbono eutectoide. Los elementos estabilizadores de la austenita, elementos gammágenos, tales como el manganeso (Mn) y el níquel (Ni) disminuyen la temperatura de transformación A_1 y los elementos estabilizadores de la ferrita, elementos alfégenos, tales como el cromo (Cr), silicio (Si), molibdeno (Mo) y wolframio (W) aumentan la temperatura de transformación A_1 . [15]

2.1.1. Diagramas de transformación de fases

Los aspectos cinéticos de transformación de fases son tan importantes como los diagramas de equilibrio para el tratamiento térmico de los aceros. La martensita, fase metaestable, y la bainita, microconstituyente morfológicamente metaestable, son de extrema importancia para las propiedades de los aceros. Estos microconstituyentes pueden formarse generalmente con un rápido enfriamiento a temperatura ambiente, es decir, cuando la difusión del carbono y los elementos aleantes es suprimida o limitada a un rango muy corto [15], [17], [18].

La bainita tiene una composición eutectoide, es una mezcla de ferrita y cementita [15]. La martensita, microconstituyente de mayor dureza que la bainita, se forma durante un severo temple desde una austenita sobresaturada por transformación de cizallamiento [15]. Su dureza incrementa monótonamente con el contenido de carbono y si es subsecuentemente calentado a una temperatura moderadamente alta, se descompone en una distribución de ferrita y cementita más estable [15], [19].

En los tratamientos térmicos de los aceros es importante el control de la transformación de una microestructura estable a temperatura ambiente, a una microestructura estable a temperaturas superiores a la eutectoide, por ejemplo: ferrita-perlita a austenita. Estas transformaciones de fases se pueden describir con tipos de diagramas de transformación: [15]

1. **Diagrama de transformación isotérmica**, son los que describen la formación de la austenita. Puede ser distinguido como diagrama ITh por sus siglas en inglés (Isothermal Transformation Diagrams).
2. **Diagrama de tiempo-temperatura-transformación** o TTT por sus siglas en inglés (Time-Temperature-Transformation), el cual describe la descomposición de la austenita.
3. **Diagrama de transformación de calentamiento continuo** o CHT por sus siglas en inglés (Continuous Heating Transformation)
4. **Diagrama de transformación de enfriamiento continuo** o CCT por sus siglas en inglés (Continuous Cooling Transformation)

Los diagramas de transformación de enfriamiento continuo son los más empleados en los tratamientos térmicos. Se debe a que, en la mayoría de los tratamientos térmicos para los aceros, se involucra el enfriamiento continuo de una muestra a temperatura ambiente. En el enfriamiento continuo, el tiempo requerido para el comienzo y fin de una reacción es retrasado. En consecuencia, las curvas isotérmicas son fijadas por tiempos más largos y temperaturas más bajas como se observa en la **Figura 2.2** para un acero al carbono de composición eutectoide. Dichas curvas marcan las posibles opciones de temperatura y tiempo para las cuales se pueden obtener diferentes mezclas de fases o microconstituyentes y evitar los no deseados, haciendo posible una mejor planeación del tratamiento térmico. [15], [18], [19]

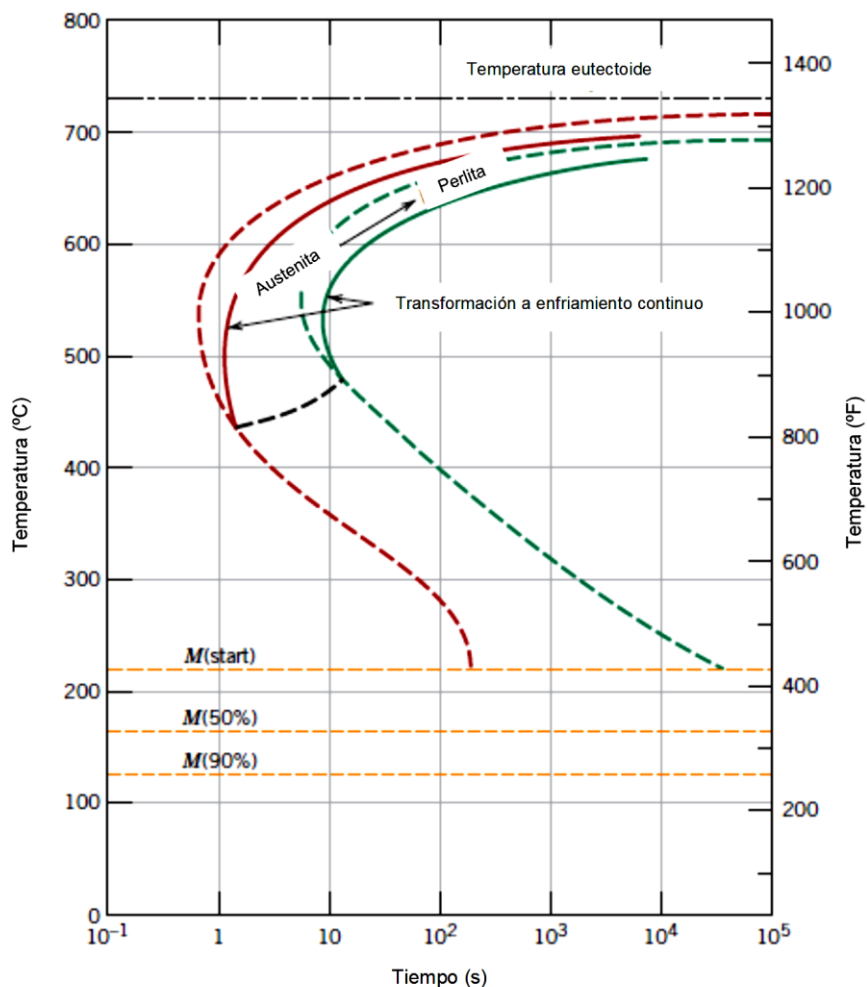


Figura 2.2. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo de un acero eutectoide.

[19]

2.1.2. Mecanismo de transformación de la martensita

La martensita es una estructura metaestable que se forma durante condiciones atérmicas. A diferencia de la descomposición de las fases constituyentes, la martensita no aparece en los diagramas de fases de equilibrio. El mecanismo de transformación martensítico es un proceso adifusional, donde cambios rápidos de temperatura causan desplazamientos cortantes de los átomos y movimientos atómicos individuales de al menos un espacio interatómico. [16], [20]

En general, la transformación martensítica puede ocurrir en muchos tipos de cristales metálicos y no metálicos, minerales y compuestos, si la velocidad de enfriamiento o calentamiento es suficientemente rápida.[20]

El ejemplo más común, es la martensita en el acero, cuando la fase de mayor densidad de empaquetamiento, austenita, se transforma en estructuras cristalinas con menos densidad de empaquetamiento, ya sean ferrita cúbica centrada en el cuerpo (CI, de acuerdo con la nomenclatura de la Unión Internacional de Cristalografía) o martensita tetragonal centrada en el cuerpo (TI, de acuerdo con la nomenclatura de la Unión Internacional de Cristalografía). Cuando el acero es enfriado lentamente desde la fase austenita, la estructura cristalina se transforma a ferrita; que tiene menor densidad de empaquetamiento. La formación de la ferrita es suprimida a velocidades enfriamiento rápida, mientras que la formación de la martensita es potenciada por el desplazamiento de cizallamiento de los átomos de hierro en los intersticiales de una solución sobresaturada de hierro y carbono. [19]

Este estado metaestable tiene una estructura TI, con un empaquetamiento menos denso que la austenita, lo cual resulta en una distorsión de la red, proveyendo resistencia y dureza debido al impedimento de los movimientos de las dislocaciones y una expansión volumétrica a la temperatura de inicio de transformación de la martensita (M_s). Cuando el acero alcanza la temperatura de fin de transformación de la martensita (M_f), la transformación martensítica cesa y cualquier remanente de austenita es referido como austenita retenida. [20]

La temperatura de inicio de transformación martensítica indica la fuerza termodinámica requerida para el comienzo de la transformación. En la mayoría de las aleaciones de hierro-carbono el rango para M_s es de 500 °C a 200 °C. La variación de la temperatura de inicio de transformación martensítica está dada por el contenido de carbono, el cual deforma la red cristalina del hierro aumentando la resistencia al cizallamiento de la austenita; requiriendo de mayor energía para iniciar la transformación de la martensita. El carbono no es el único elemento que afecta la temperatura de transformación de la martensita. La mayoría de los elementos aleantes, tales como, el manganeso, cromo y níquel, bajan la temperatura de inicio de la transformación martensítica. [20]

2.1.3. Morfología de la Martensita

Dos morfologías diferentes se pueden observar en la microestructura de la martensita ferrosa: martensita de placa y martensita de listón.

La martensita de placa (**Figura 2.3**), como su nombre lo indica, tiene forma de cristales lenticulares y algunas veces referida como martensita acicular o martensita altamente aleada [19]–[21]. La subestructura de la martensita de placa consiste en la transformación de maclas, como resultado del mecanismo de cizallamiento que se produjo durante su transformación. Se puede mencionar que durante la transformación de la martensita de placa ocurren choques entre los cristales adyacentes debido a la gran velocidad de crecimiento de las placas de martensita (aproximadamente 10^6 mm/s). Estos choques entre las placas en movimiento crean microgrietas que comprometen las propiedades mecánicas del material. [20]

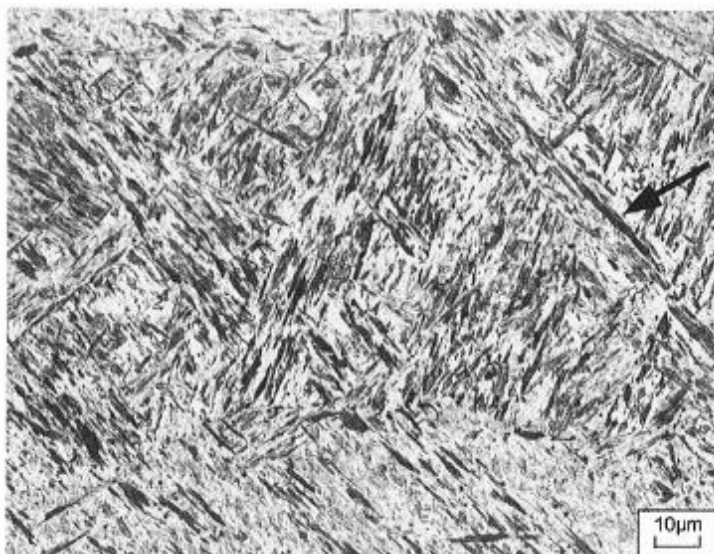


Figura 2.3. Martensita de placa de un acero con 0.27% de carbono, soldado con láser: la flecha indica una martensita lenticular. [22]

La martensita de listón o algunas veces llamada como martensita compacta es la microestructura de la mayoría de los aceros endurecidos (**Figura 2.4**). El término de listón es referido por la estructura fina de los cristales de martensita, los cuales son mucho más finos que en la martensita de placa. La subestructura de martensita de listón consiste en una red de

dislocaciones como resultado del proceso de cizallamiento durante su transformación. [20]

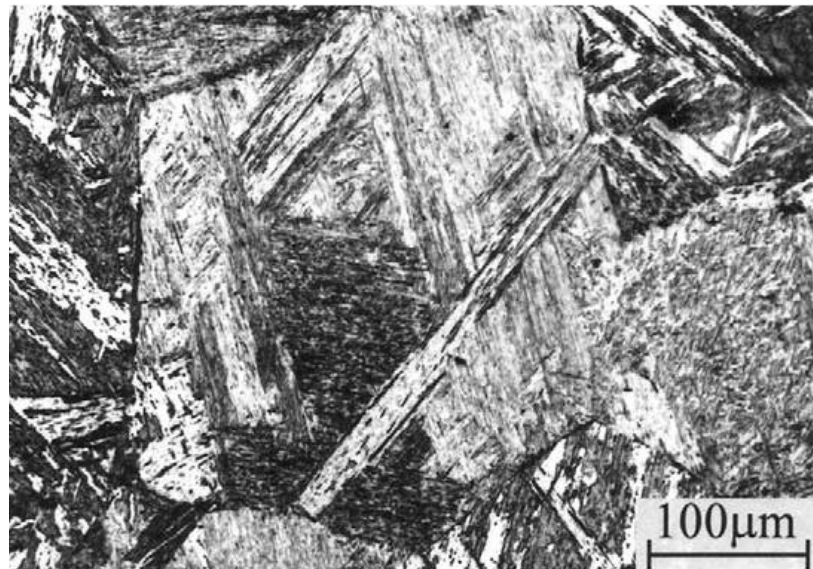


Figura 2.4. Martensita de listón en un acero de 0.18% de carbono. [23]

2.2. Recocido de los aceros

El recocido es un término genérico que denota un tratamiento térmico que consiste en el calentamiento y permanencia a una temperatura establecida seguido por un enfriamiento a una velocidad apropiada, principalmente para ablandar los materiales metálicos. Generalmente, en aceros al carbono, el recocido produce una microestructura de ferrita-perlita. Los aceros pueden ser recocidos para facilitar el trabajo en frío o maquinado, para mejorar las propiedades mecánicas o eléctricas, o para promover la estabilidad dimensional. [15], [16]

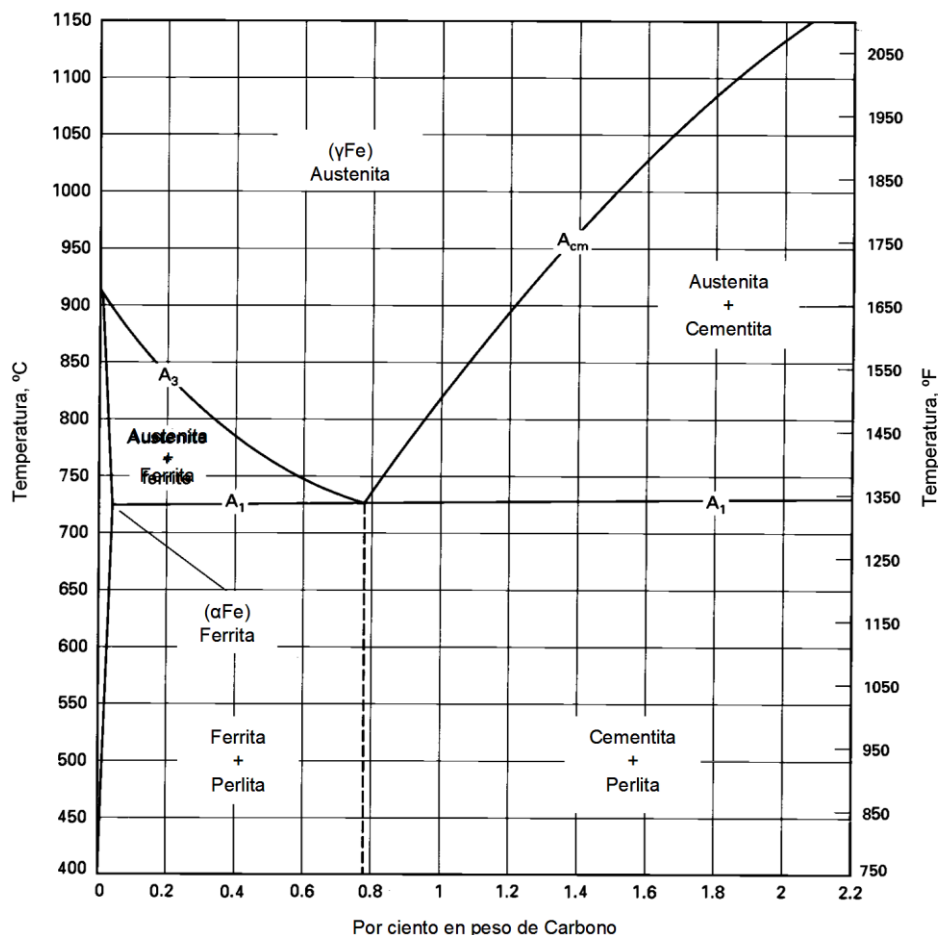


Figura 2.5. Diagrama de Fe-C para los aceros.[15]

Existen tres tipos de recocidos generales [24]:

1. Recocido subcrítico,
2. Recocido intercrítico,
3. Recocido supercrítico.

El recocido intercrítico consiste en calentar el acero hasta la región entre las temperaturas de transformación de fases A₁ y A₃. La austenita comienza a formarse cuando la temperatura excede la línea de temperatura de transformación fase A₁ (**Figura 2.5**) hasta transformarse completamente una vez alcanzada la temperatura transformación de fase A₃. [24]

La austenita formada cuando el acero es calentado regresa nuevamente a su estado inicial de ferrita más cementita, cuando el acero es enfriado lentamente por debajo de la A₁. Sin embargo, si se enfría bruscamente el acero, la fracción de austenita existente a la temperatura intercrítica se transforma en martensita. La microestructura final consiste en islas de martensita en una matriz de ferrita. Dependiendo del contenido de aleación

de la fracción de austenita y las condiciones de enfriamiento la austenita puede no transformarse completamente y la microestructura consistiría en regiones de martensita/austenita retenida en una matriz ferrítica. [24]

2.3. Metalurgia de los Aceros de Doble Fase

Los aceros de Doble Fase son un grupo de aceros que pertenecen a los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) que consisten en una matriz de ferrita que contiene una segunda fase dura de martensita o combinación de martensita y bainita en forma de islas. Este tipo de microestructura permite alcanzar tensiones a la tracción del orden de 500 a 1200 MPa [2]. Las altas resistencias provienen de la fase de martensita, que puede variar desde un 10% hasta un 40% [2], y la ductilidad se alcanza de la fase ferrita.

Los elementos aleantes juegan un papel importante sobre los aceros de Doble Fase. Estos modifican los lóbulos de las curvas de enfriamiento continuo, permitiendo alcanzar con mayor facilidad la microestructura deseada. En la **Tabla 2.1** se muestra el efecto del carbono y los elementos aleantes sobre los aceros DP.

Tabla 2.1. Efecto de los elementos aleantes en los aceros de Doble Fase. [2]

Elementos aleantes	Efecto y motivo para agregar
C, 0.06-15%	<ul style="list-style-type: none"> • Estabilizar la austenita • Fortalecer la martensita • Determina la distribución de fases
Mn, 1.5-2.5%	<ul style="list-style-type: none"> • Estabilizar la austenita • Fortalecer por solución sólida la ferrita • Retardar la formación de la ferrita
Si	<ul style="list-style-type: none"> • Promover la transformación ferrítica
Cr, Mo, hasta 0.4%	<ul style="list-style-type: none"> • Estabilizar la austenita • Retardar la formación de la perlita y la bainita

Elementos aleantes	Efecto y motivo para agregar
V, hasta 0.06%	<ul style="list-style-type: none"> • Estabilizar la austenita • Fortalecer las precipitaciones • Refinar la microestructura
Nb, hasta 0.04%	<ul style="list-style-type: none"> • Estabilizar la austenita • Reducir la temperatura M_s • Refina la microestructura y promueve la transformación de la ferrita desde la austenita no recristalizada

Otro factor importante de los aceros de Doble fase es el tamaño del grano de ferrita y la dispersión de las islas de martensita en la matriz blanda de ferrita.

En los últimos años los investigadores han dirigido sus esfuerzos en aumentar la resistencia de los aceros DP sin sufrir pérdida en la ductilidad, lo que ha llevado al refinamiento del grano, aplicando nuevos métodos de procesamiento para producir granos de ferrita ultrafina de $1.2 \mu\text{m}$ [2], [25].

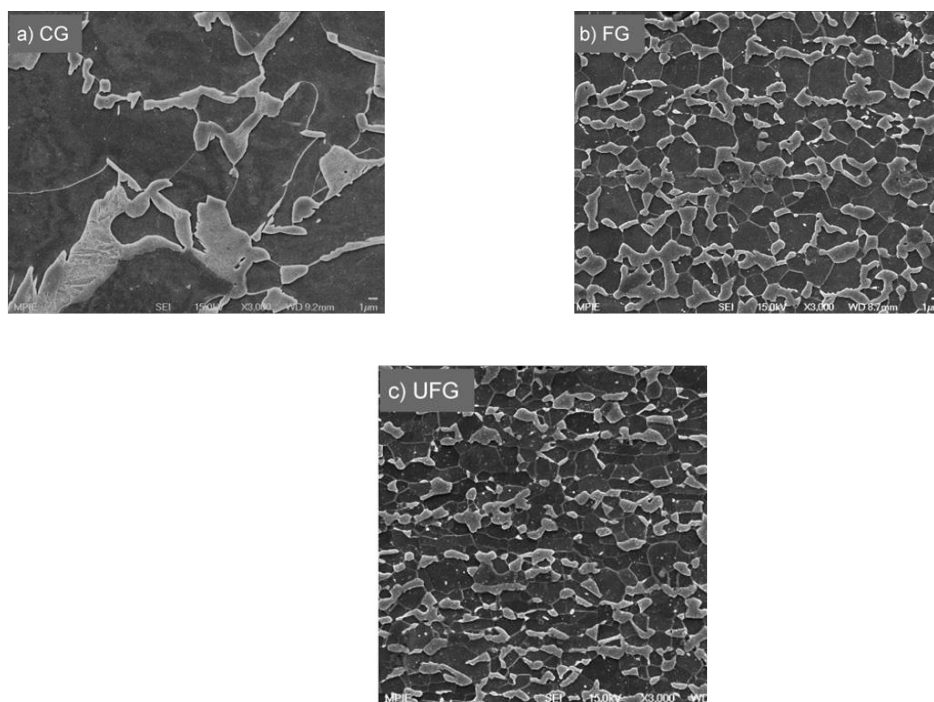


Figura 2.6. Micrografías de tres tipos diferentes de tamaño de grano de un acero DP. (a) **CG**-Grano grueso, $12.4 \mu\text{m}$; (b) **FG**-Grano fino, $2.4 \mu\text{m}$; (c) **UFG**-Grano ultrafino, $1.2 \mu\text{m}$.

[25]

Calcagnotto [25], realizó un estudio de tres aceros DP de bajo carbono con una fracción de volumen de martensita de 30% y diferentes tamaños de granos de ferrita de 1.2 μm , 2.4 μm y 12.4 μm fueron producidos por tratamientos termomecánicos (**Figura 2.6**). Sus microestructuras fueron observadas y evaluadas sus propiedades mecánicas. Los resultados de la investigación mostraron que la resistencia a la fluencia y a la tensión aumentaron (**Tabla 2.2**), mientras que la elongación uniforme y la elongación total fue ligeramente reducida por el refinamiento del grano.

Tabla 2.2. Datos de tensión de un acero DP de tres tamaños de grano diferentes, 30% de fracción de volumen de martensita. [25]

Microestructura	Tamaño de grano μm	Resistencia a la fluencia MPa	Resistencia Última a la Tensión MPa	Elongación Total %
Grano grueso	12.4	445	870	7.7
Grano Fino	2.4	483	964	8.9
Grano Ultrafino	1.2	525	1037	7.3

2.3.1. Obtención de los aceros de Doble Fase

Los aceros de Doble Fase son producidos por varias rutas de procesamiento. La vía más simple de obtener un acero DP es por un recocido intercrítico de una microestructura ferrita-perlita en la región bifásica (ferrita más austenita, $\alpha+\gamma$), seguido por un enfriamiento rápido para transformar la austenita en martensita (**Figura 2.7**) [2]. También pueden ser obtenidos después del laminado en caliente, enfriando suavemente el producto laminado permitiendo que la austenita se transforme a ferrita. Seguido de esto, se enfría rápidamente hasta la temperatura de bobinado, la cual debe estar por debajo de la temperatura de transformación de la martensita (**Figura 2.8**). [2]

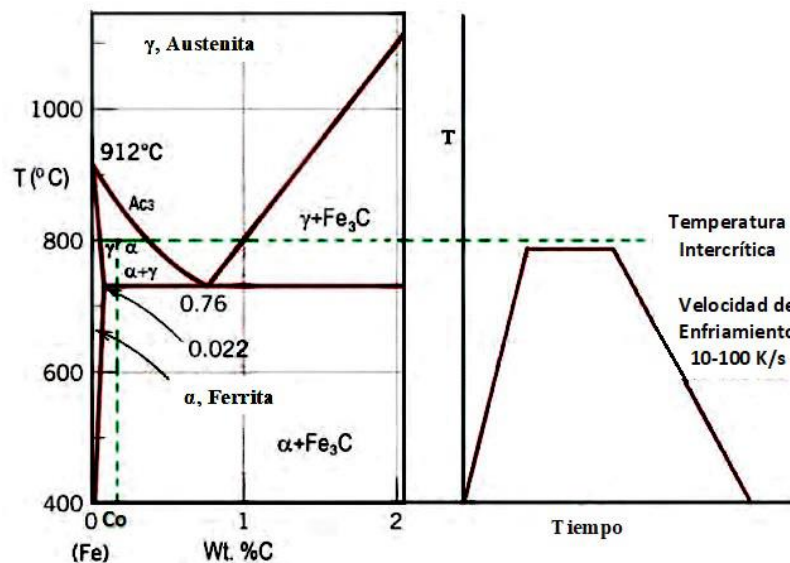


Figura 2.7. Recocido intercrítico de aceros de Doble Fase [2].

Para cualquier contenido de carbono, C_0 , la cantidad de austenita aumenta con el incremento de la temperatura intercrítica del recocido, llegando a ser igual al 100% a la temperatura Ac_3 . Sin embargo, el contenido de carbono de la austenita disminuye con un aumento en la temperatura intercrítica del recocido, alcanzando su valor mínimo de C_0 en la línea de temperatura Ac_3 . Para una temperatura intercrítica dada, la cantidad de austenita aumenta con el aumento del contenido de carbono del acero. [2]

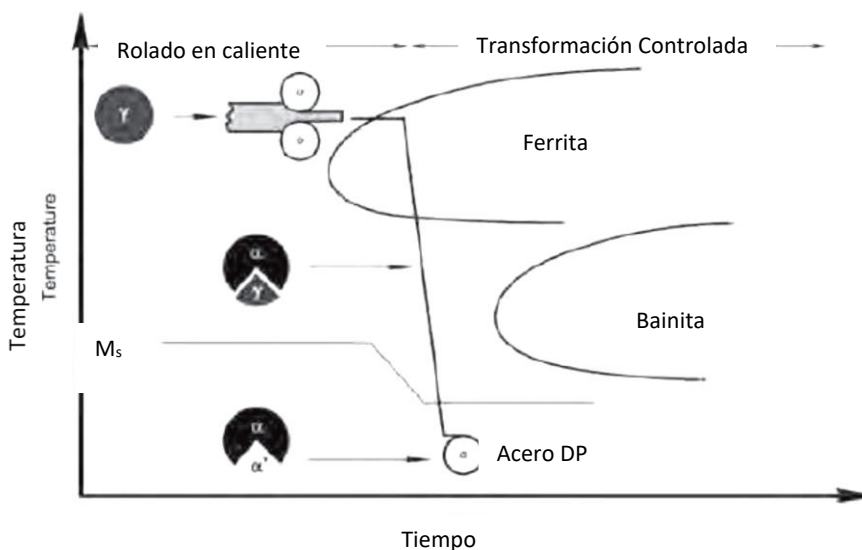


Figura 2.8. Esquema de proceso de obtención de los aceros DP rodados en caliente [2]

Una alta temperatura intercrítica del recocido resulta en una alta fracción de austenita de contenido de carbono bajo, mientras que una baja temperatura intercrítica de recocido resulta en una baja fracción de austenita con alto contenido de carbono. La temperatura intercrítica del recocido determina la máxima cantidad de austenita que puede estar disponible para transformarse en martensita y determina el contenido de carbono de la austenita y la templabilidad del acero. El paso crítico final en la transformación de la austenita depende decisivamente de la velocidad de enfriamiento después del recocido intercrítico. [4], [26]

La microestructura de doble fase también puede producirse dentro del rolado en frío de láminas de aceros de bajo carbono, por la aplicación de un recocido continuo seguido de un galvanizado en caliente (**Figura 2.9**). Durante el proceso de recocido, las láminas de metal son calentadas hasta la temperatura intercrítica, donde coexisten la ferrita y la austenita, aproximadamente el 15% de las fases es ferrita y perlita se transforman en austenita [2]. El acero es templado para producir la transformación de la austenita en martensita. La microestructura final, por consiguiente, contiene principalmente ferrita blanda con islas de martensita dura.

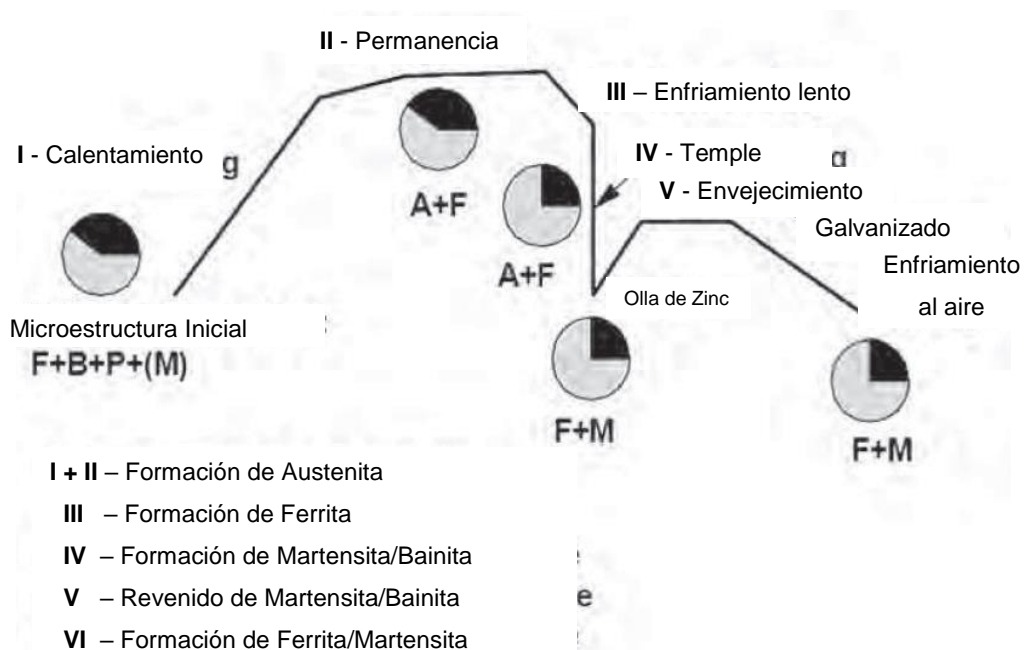


Figura 2.9. Cambios de temperaturas durante el recocido continuo de los aceros DP [2].

En base al principio de obtención de estos aceros, las investigaciones en los últimos años se han dirigido a buscar las combinaciones óptimas de fracción de volumen de martensita en la matriz de ferrita. En 1995 se reportó que un 20% de la fracción volumétrica de martensita dispersa en la matriz ferrítica aumenta las tensiones de fluencia y la resistencia a la tracción, con una pequeña disminución en la ductilidad [27].

En nuevas investigaciones demostraron que los aceros de Doble Fase que contienen aproximadamente cantidades iguales de ferrita finamente dispersa y fases de martensita (50 a 60%), exhiben la combinación óptima de alta resistencia y ductilidad con resistencia al impacto [27]. También se reportó que la mejor combinación de propiedades de fatiga y tensiones fueron obtenidas a 760 y 780 °C [28].

2.3.2. Composición química y propiedades mecánicas de los aceros de Doble Fase

Los aceros de DP tienen un amplio rango de composición química y generalmente presentan un mayor grado de componentes aleantes que los aceros de Alta Resistencia y Baja Aleación (HSLA, por sus siglas en inglés). La composición química varía según el grado de resistencia, pero los elementos aleantes predominantes son el Carbono (C), Manganeso (Mn) y el Silicio (Si). También se pueden observar pequeñas cantidades de otros elementos aleantes, tales como, Aluminio (Al), Nitrógeno (N₂), Fósforo (P) y Azufre (S). En la **Tabla 2.3** se muestran ejemplos de composiciones químicas de aceros de DP de diferentes grados.

Tabla 2.3. Composición química de aceros de Doble Fase [2].

Grado del Acero.	Composición, %máx		
	C	Mn	Si
FF 280 DP ^(a)	0.14	1.6	0.40
DP 450 ^(a)	0.08	1.6	0.40
DP 500 ^{(a)*}	0.14	1.6	0.40
DP 600 ^(a)	0.14	2.1	0.40

Grado del Acero.	Composición, %máx		
	C	Mn	Si
DP 780 Y450 ^(a)	0.17	2.2	0.60
DP 780 LCE Y450 ^(a)	0.10	2.0	0.40
DP 780 Y500 ^(a)	0.17	2.2	0.60
DP 780 LCE Y500 ^(a)	0.10	2.0	0.40
DP 980 LCE Y 600 ^(a)	0.11	2.9	0.70
DP 980 LCE Y660 ^(a)	0.11	2.9	0.70
DP 980 Y700 ^(a)	0.18	2.4	0.6
DP 980 LCE Y700 ^(a)	0.11	2.9	0.70
DP 1180 ^(a)	0.18	2.4	0.60
DP 600 ^(b)	0.09	1.0	0.30
DP 780 ^(b)	0.09	1.0	0.3

Nota: (a) Rolado en frío, (b) Rolado en caliente.

2.2.3. Soldabilidad de los aceros de Doble Fase

Durante el proceso de soldadura se crea un campo de temperatura no uniforme alrededor de toda la soldadura. Cada pieza soldada tiene un historial de temperatura, que depende del calor de entrada y de las propiedades térmicas del material. En el área de fusión existen altos picos locales de temperatura y estos disminuyen según aumenta la distancia desde la frontera de la zona de fusión [29].

El aumento de la temperatura exterior de la zona de fusión puede resultar en una transformación metalúrgica, dependiendo del pico de temperatura. El área donde las temperaturas son suficientemente altas para resultar en una transformación de estado sólido es conocida como la zona afectada por el calor (ZAC) [1], [5], [30]. Cuando las temperaturas sobrepasan la temperatura crítica Ac_1 y Ac_3 , la microestructura local es parcial o completamente austenita respectivamente.

Los aceros de Doble Fase como se mencionó anteriormente presentan una microestructura dual de martensita embebida en una matriz ferrítica. Al ser sometidos a un proceso de soldadura, las temperaturas alcanzadas en la

ZAC son suficientes para transformar la martensita. Por lo tanto, la dureza en el área de la ZAC disminuirá por debajo del material base [3], [6], [27], [30]–[32].

La disminución de la dureza en la ZAC se le conoce como ablandamiento de la zona afectada por el calor y corresponde al área donde la martensita ha sido revenida [3], [6], [31], [32]. Este fenómeno trae consigo una disminución de las propiedades mecánicas en esta zona. Cuando se realiza un ensayo de tracción a una muestra soldada se observa un encuellamiento en esta área y por ende produce la falla.

2.4. Proceso de soldadura láser

El término láser, es la abreviatura de “Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation”, que traducido al español significa “Amplificación de Luz por Emisión Estimulada de Radiación”. Los principios básicos de la tecnología láser fueron fundamentados por Albert Einstein en 1917 con la teoría cuántica [33]. En 1960 Maiman reportó la primera emisión de un láser a longitudes de ondas ópticas y a partir de 1962 se comenzó a publicar acerca de la aplicación del láser en la metalurgia, incluyendo la soldadura [34].

La fuente láser consiste en un medio colocado entre los espejos terminales de una cavidad de resonancia óptica, cuando este medio se excita hasta el punto en que ocurre una inversión de la población de partículas, es decir, que la mayor parte de los átomos o partículas alcanzan un mayor nivel de energía, se tendrá una fuente de luz coherente que entonces podrá reflejarse una y otra vez entre los espejos terminales de la cavidad. El resultado es la inducción de un efecto de cascada que hará que el nivel de esta luz coherente llegue a un valor de umbral en el cual el dispositivo podrá comenzar a emitir un rayo de luz láser [1], [33].

2.4.1. Características de la soldadura láser

La soldadura láser (LBW, por sus siglas en inglés) es un proceso de fusión que resulta en uniones de materiales por la interacción de un rayo láser sobre

la superficie de un material. La interacción sobre la superficie del material genera una temperatura capaz de fundirlo y lograr la coalescencia del material fundido de las dos piezas que están siendo soldadas. El láser está dirigido y enfocado por elementos ópticos para producir un punto pequeño con suficiente densidad (10^5 a 10^7 W/cm²) de potencia que no solo funde el material, sino incluso puede vaporizarlo. Por lo general se utiliza gas inerte tales como, Helio (He), Argón (Ar) y en algunas ocasiones Nitrógeno (N₂), para evitar la oxidación del charco y mejorar algunas condiciones de la soldadura [1], [33], [35], [36].

Este tipo de proceso de soldadura se realiza a altas velocidades de desplazamiento. Puede producir una variedad de uniones de metales o plásticos, desde hojas muy finas de cerca de 0.025 mm de espesor hasta placas gruesas de cerca de 50 mm [1], [35]–[37]. La soldadura láser ha ganado popularidad debido a su alta calidad, precisión, rendimiento, velocidad, buena flexibilidad y baja distorsión. También puede ser robotizado, reduce la mano de obra, automatización completa y sistematización completa en la línea de producción.

2.4.2. Tipos de fuentes láser

Prácticamente en la industria actual todo el procesamiento de soldadura láser es con láseres Nd:YAG, Fibra, Disco o CO₂ [35]. Los láseres de Dióxido de Carbono (CO₂) tienen una longitud de onda de 10.6 μm [1], [37]. Estos emplean una mezcla de gases constituida principalmente por Nitrógeno (N₂) y Helio (He) que contiene un pequeño porcentaje de CO₂ y usan una descarga eléctrica para excitar las moléculas de CO₂ [1]. Las fuentes láser de CO₂ desarrollan un haz con alta calidad y logra fácilmente altas potencias de hasta 50 kW [1], [33], [35]–[37]. Los niveles de potencia en el rango de 1 kW a 15 kW son principalmente utilizados en la soldadura de componentes de automóviles, aviones, barcos, entre otros [37].

Este tipo de fuente láser cuenta con algunos inconvenientes que deben ser considerados, tales como [34], [36]:

- Sus altas potencias son entregadas mediante espejos y no por fibra óptica.

- A potencias iguales, se obtiene menor penetración que con fuentes láseres del tipo Nd:YAG, excepto para los espesores gruesos.

Los láseres de estado sólido Nd:YAG emiten a una longitud de onda de 1.06 μm y pueden ser transportados a través de una fibra óptica. Este tipo de láser se puede operar en tres tipos de modo [1], [34], [37]:

- Onda continua (CW, por sus siglas en inglés). Los láseres de onda continua de rangos de potencias de 2 a 7 kW son empleados para la soldadura en blanco, carros de aluminio, placas de acero recubiertas con zinc, tuberías de acero inoxidable, tanques, etc.
- Onda pulsada (PW, por sus siglas en inglés). Los del tipo de onda pulsada son usados generalmente en la soldadura de partes pequeñas como cajas de baterías, componentes eléctricos, marcos de vidrio y otros.
- Q-switched.

Los láseres de estado sólido Nd:YAG emplean una impureza en un material anfitrión activo. El ion Neodimio (Nd) se usa como impureza añadida deliberadamente en una varilla de cristal de granate de Itrio-Aluminio. Esta varilla es bombardeada por lámparas para excitar el medio activo. Este tipo de proceso tiene baja eficiencia eléctrica de menos del 4% [34], [36]–[38]. En su lugar se han desarrollado láseres de estado sólido bombardeados por un arreglo de diodos que desarrollan de 6 a 10 kW de potencia. Sin embargo, estos láseres a pesar de su alta eficiencia eléctrica de 30% a 60%, cuentan con una pobre calidad del rayo [36].

Se han desarrollado otros tipos de fuentes de rayo láser como son los rayos de estado sólido de disco (Yd:disk) y de fibra (Yd:fiber). Estos tipos de láser ofrecen una alta eficiencia eléctrica del rango de 25% y potencias máximas de 16 kW (disco) y 100 kW (fibra) [36]. Ambos tipos son utilizados en la soldadura remota a través de robots

2.4.3. Técnicas básicas de soldadura láser

Existen dos modos diferentes de soldadura láser. El primero es conocido como modo de conducción limitada, en el cual el láser no produce suficiente presión de vapor para desplazar el charco de soldadura y formar una cavidad. En su lugar la energía del haz incidente sobre la superficie del charco de soldadura es transferida a la raíz de la soldadura por conducción y convección del flujo de calor en el metal fundido (**Figura 2.10**).

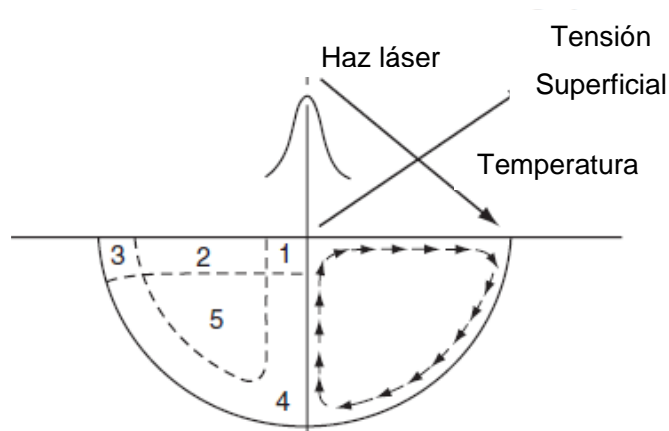


Figura 2.10. Esquema del efecto de la convección sobre la configuración del charco de soldadura en la soldadura láser en modo de conducción. [39]

Para un diámetro dado del láser, la soldadura por conducción limitada tiene un máximo valor de penetración en el que no hay más penetración que la que se puede obtener con la creación de una cavidad. La relación de aspecto máxima (profundidad del charco dividida por el ancho del charco) para el modo de soldadura por conducción esta entre 0.5 y 1. Este modo de soldadura puede ser producido por cualquier láser de onda pulsada o continua y con cualquier potencia baja o alta. [39], [40]

El segundo es conocido como modo de penetración profunda o tipo barreno (conocido por keyhole en inglés). Este ocurre cuando la densidad de potencia del haz está cerca de 10^6 W/cm² o mayores. En este nivel de densidad de potencia, el aporte de energía del rayo incidente es tan intenso que se funde y vaporiza el área donde incide. La presión de retroceso del

vapor, la tensión superficial y otros fenómenos crean una cavidad profunda o barreno como muestra la **Figura 2.11**.

Esta cavidad es una región de alta presión rodeada por paredes de metal fundido. Como la pieza de trabajo se mueve relativo al haz, la cavidad es sostenida por la presión del vapor y el metal fundido fluye del frente del eje de la cavidad alrededor de los lados de la cavidad en dirección opuesta a la dirección de la soldadura, donde solidifica rápidamente formando una zona de fusión o soldadura estrecha.[34], [35], [38]–[40]

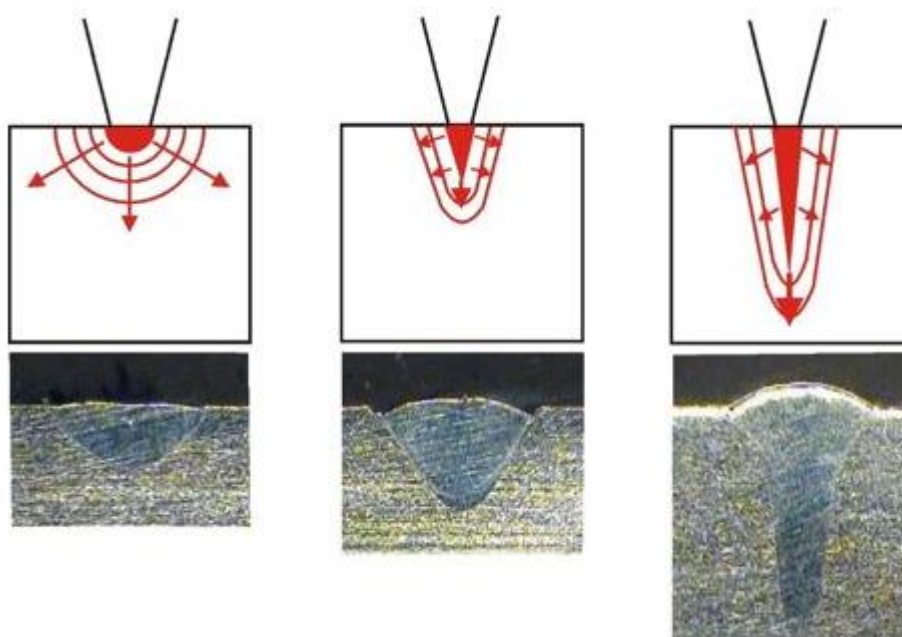


Figura 2.11. Transición de modo de soldadura láser por conducción a modo de soldadura por keyhole. [41]

Con el modo de barreno se pueden hacer soldaduras de penetración parcial y completa. La soldadura de penetración parcial se hace comúnmente en el modo barreno, ya que las relaciones de aspecto obtenidas bajo estas condiciones aseguran la mínima cantidad de metal fundido para una profundidad de penetración dada. Sin embargo, estas tienen una alta probabilidad de contener porosidad en la raíz de la soldadura.

En las soldaduras de barreno de penetración profunda, el láser penetra completamente a través de la soldadura y sale por el lado trasero de la unión, usualmente se aplica en uniones soldadas a tope. La relación ancho-profundidad varía de 1 a 10 cuando la soldadura láser se hace en el modo de barreno. [35]

Los láseres de onda continua se consideran los mejores para la soldadura en modo de barreno, porque debe mantenerse un delicado balance de fuerzas dentro de la cavidad para prevenir el colapso del barreno u otros defectos.

En la soldadura en modo de barreno con láseres pulsados, es difícil mantener el balance de fuerzas que mantengan una cavidad continúa debido a las presiones de retroceso capaces de eyectar el material fundido; producidas por la entrega pulsada de la energía. El modo de barreno con láseres pulsados son usualmente realizados con altas potencias, altas frecuencias y bajas velocidades de soldadura.[35]

2.4.4. Ventajas del proceso de soldadura láser

El proceso de soldadura láser cuenta con las siguientes ventajas respecto a los procesos de soldadura convencionales utilizados en la industria, tal como lo mencionan algunos autores [35], [38], [42]:

1. Generan menor distorsión de la pieza de trabajo y las afectaciones metalúrgicas en la zona afectada por el calor son mínimas.
2. Procedimientos de soldadura láser de un simple pase han sido calificados para metales de 3.2 mm hasta 19 mm de espesor. Esto reduce el tiempo necesario para soldar secciones gruesas y reduce o elimina la necesidad de alambre de soldadura y elaborar la preparación de la unión.
3. No se utilizan electrodos para conducir la corriente a la pieza de trabajo, eliminado así la contaminación por electrodo, la indentación o daños por las altas corrientes usadas en otros procesos de soldadura.
4. El desgaste de las herramientas es esencialmente eliminado porque el LBW es un proceso sin contacto.
5. El láser es enfocado fácilmente, alineado y dirigido por elementos ópticos, permitiendo soldaduras en áreas que no son fácilmente accesible por otros procesos y permitiendo que el láser este convencionalmente localizado con respecto a la pieza de trabajo o redireccionado alrededor de herramientas y obstáculos en la pieza de trabajo.

6. El proceso permite que las piezas de trabajo con volúmenes internos sean soldadas herméticamente para dejar un vacío o una atmósfera controlada en el producto final.
7. El láser puede ser enfocado sobre un área pequeña, permitiendo la unión de componentes pequeños y estrechamente espaciados con soldaduras extremadamente pequeñas.
8. Una amplia variedad de materiales y muchas combinaciones de diferentes tipos de materiales pueden ser soldados, incluyendo aquellos con propiedades físicas disimiles, tales como resistencia eléctrica y varios que son eléctricamente aislantes.
9. El láser puede ser fácilmente mecanizado para soldadura automatizada de alta velocidad, incluyendo el uso de controles numéricos por computadoras (CNC) o control de soldadura por computadora.
10. La soldadura en metales finos y alambres de diámetros pequeños son menos susceptibles a la fusión incompleta que la soldadura por arco.
11. Las soldaduras láser no están influenciadas por la presencia de campos magnéticos, como las soldaduras por arco y las de haz de electrón.
12. No se emplea vacío y no genera rayos X.
13. La relación de aspecto (relación de profundidad/ancho) del orden de 10:1 son alcanzables cuando se suelda en el modo de keyhole.
14. El láser puede transmitirse a más de una estación de trabajo usando óptica de conmutación de rayo.

2.4.5. Desventajas del proceso de soldadura láser

Comparado con otros métodos de soldadura, la soldadura láser tiene ciertas limitaciones, incluyendo las siguientes:[35], [38], [42]

1. Las juntas deben posicionarse lateralmente con precisión bajo el láser y controlar la posición con respecto al punto focal del láser.
2. Cuando las superficies de soldadura deben ser forzadas mecánicamente entre sí, el mecanismo de fijación debe asegurar

la posición final de la junta este alineado con precisión con el punto de impacto del láser.

3. El espesor máximo de unión está un poco limitado, como las soldaduras de penetraciones mayores a 19 mm (0.75") generalmente se consideran pocas prácticas para la aplicación de soldadura láser.
4. La alta reflectividad y la alta conductividad térmica de algunos metales, tales como el Aluminio y aleaciones de Cobre, pueden afectar negativamente la soldabilidad con el láser.
5. Cuando se realiza una soldadura láser con una potencia de moderada a alta, se deben emplear dispositivos adecuados con control de pluma y plasma para asegurar que las soldaduras sean reproducibles.
6. Los láseres tienden a tener baja eficiencia de conversión de energía.
7. Como una consecuencia de la rápida solidificación característica de las soldaduras láser, puede esperarse ciertas porosidades y fragilización de la soldadura en muchas aleaciones ingenieriles comunes.
8. Los equipos láser y los costos de fijación pueden ser altos.

2.4.6. Parámetros de la soldadura láser

En el proceso de soldadura láser existe un grupo de variables que definen la calidad y forma de la unión soldada. Las variables independientes del proceso incluyen [35], [39]:

- Potencia del haz láser incidente (P) o tasa de energía liberada, universalmente descrita por el Sistema Internacional de Unidades en unidades de potencia, Watt, el cual es un Joule por segundo (J/s).
- Velocidad de soldadura (S), es la velocidad de desplazamiento lineal relativo a la cual la unión soldada se mueve relativo al haz, expresado en unidades de mm/s.

- Tamaño del punto (D), el diámetro del haz láser enfocado en la superficie de la pieza de trabajo, comúnmente conocido como tamaño del punto. El tamaño del punto depende del nivel de potencia al cual el láser se está operando y puede cambiar a medida que la óptica se calienta.

Otras variables de interés y no menos importante en el proceso de soldadura láser son: la absorptividad del material, gas de protección, profundidad de enfoque o posición focal, diseño de la soldadura, separación de la raíz de la unión. [39]

En el proceso de soldadura láser además de las variables independientes existe un grupo de variables dependientes. Dentro de ellas las más importantes se mencionan a continuación : [35], [39]:

- Profundidad de penetración
- Microestructura
- Propiedades mecánicas de la unión soldada
- Geometría del charco de soldadura.

Como en todos los procesos de soldadura la profundidad de penetración está condicionada por la densidad de potencia del láser o irradiancia (I) y no por la potencia total de la fuente. La densidad de potencia está definida por la relación de la potencia emitida por el haz láser y el área con que incide en la

p
i
e
z
a

$$I = \frac{P}{A} \quad \text{Ecuación 2.1}$$

Donde:

(
R
E
F

I- Densidad de potencia (W/cm²)

P- Potencia emitida por el haz láser (W).

A- Es el área del haz láser enfocado sobre la pieza de trabajo (cm)

$$A = \frac{\pi D^2}{4} \quad \text{Ecuación 2.2}$$

Donde:

–
R
e
f
5

D- Diámetro del punto láser (cm).

Otras variables que afectan la profundidad de penetración son la absorptividad del material, la interacción del plasma generado por la evaporación del metal fundido con el haz láser, la posición del foco con respecto al material y la profundidad de enfoque. Estas dos últimas son las variables más importantes en el proceso de soldadura láser debido a que la conductividad térmica y la absorptividad del material son invariables.

Seleccionando un enfoque óptico se domina el diámetro del láser, la densidad de potencia y por consiguiente la profundidad de penetración. La profundidad de enfoque (**Figura 2.12**) según estudios realizados varía en función del espesor del material y se recomienda una profundidad de enfoque negativa, es decir, por debajo de la superficie del material [1].

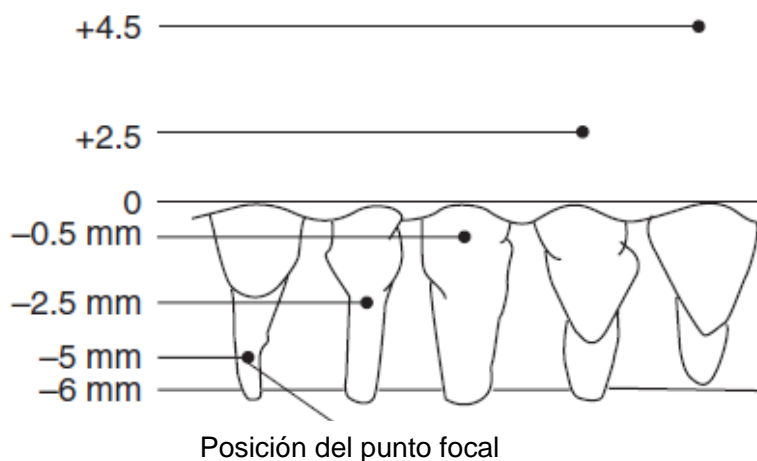


Figura 2.12. Perfiles transversales de soldadura láser de un acero inoxidable 310 en función de la posición focal del láser. [39]

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA

El desarrollo metodológico de este proyecto se divide en tres etapas principales, las cuales están organizadas de forma tal que garantice resultados confiables que aporten conocimiento tecnológico a la industria.

La primera etapa comprende la caracterización metalográfica mediante microscopía óptica y de barrido de electrones de un acero DP600 de 3.00 mm de espesor, soldado con un equipo láser.

La segunda etapa tiene como objetivo obtener un acero de doble fase de 12.00 mm de espesor con resistencia mecánica superior a la de un acero al carbono de baja aleación del mismo espesor, caracterizarlo microestructuralmente mediante microscopía óptica y de barrido, y obtener sus propiedades mecánicas mediante el ensayo de tracción.

La tercera etapa comprende la evaluación microestructural con microscopio óptico y de barrido de electrones del acero de Doble Fase obtenido en la **Etapa 2** después de ser soldado con proceso de soldadura láser y obtener las propiedades mecánicas de la unión soldada mediante el ensayo mecánico de tracción.

3.1. Etapa 1. Evaluación microestructural de la unión soldada con proceso de soldadura láser de un acero DP600 de 3.00 mm de espesor

En la primera etapa de la investigación se tiene como objetivo seleccionar un acero DP600 de 3 mm de espesor. Posterior a esto, realizar una caracterización microestructural mediante microscopía óptica y de barrido de electrones del material seleccionado, para obtener una referencia microestructural del metal base para realizar una comparación después de ser soldado el mismo.

El segundo paso de la primera etapa es seleccionar los parámetros de soldadura láser a utilizar para realizar la unión soldada del acero DP600 de 3 mm de espesor seleccionado. La unión soldada se caracterizará en cuanto a dureza y cambios microestructurales. En la [referencia.3.1](#) se muestra el esquema de la metodología que se ha planteado en esta etapa.

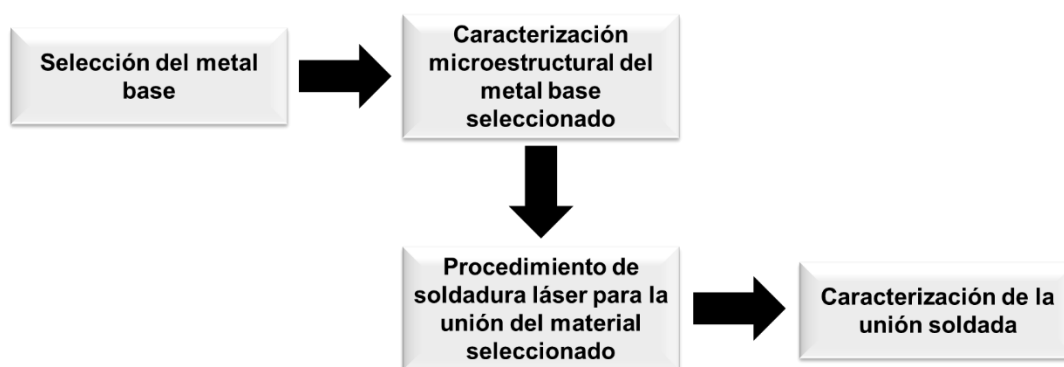


Figura 3.1. Esquema de la metodología de la etapa 1.

3.2. Etapa 2. Elaboración de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor

La segunda etapa está encaminada a la obtención de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor a partir de un acero al carbono de baja aleación. Esta etapa inicia con la selección del acero a utilizar para el tratamiento térmico, considerando su composición química.

Otro objetivo es conformar un diseño de experimento con el fin de optimizar la respuesta obtenida del mismo, en base a la fracción de volumen de martensita y obtener los valores de tiempo y temperatura bajo los cuales se debe realizar el tratamiento térmico para elaborar un acero de doble fase con la fracción de volumen de martensita deseada. Definida la fracción de volumen de martensita, se realizará el tratamiento térmico a unas placas de mayor dimensión que las utilizadas en el diseño de experimento.

El material escalado se caracterizará microestructuralmente y se evaluarán sus propiedades mecánicas. En la **Figura 3.2** se muestra un esquema de la metodología que se plantea en esta etapa del proyecto.



Figura 3.2. Esquema de la metodología de la etapa 2.

3.3. Etapa 3. Evaluación microestructural de la unión soldada de un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor

En la tercera etapa se unirán mediante el proceso de soldadura láser cuatro pares de placas del acero de Doble Fase de 12 mm de espesor obtenido. Una vez soldadas las placas, se evaluarán los cambios microestructurales y las propiedades mecánicas de la unión soldada. En la **Figura** se muestra un esquema de la metodología de esta etapa.



Figura 3.3. Esquema de la metodología de la etapa 3.

CAPÍTULO 4

Desarrollo experimental

4.1. Soldadura de acero de doble fase DP600 de 3.00 mm de espesor

En esta etapa de la investigación seleccionará un acero DP600 de 3 mm de espesor y se caracterizará su microestructura para obtener una referencia microestructural del metal base para realizar una comparación después de ser soldado el mismo.

4.1.1 Selección del metal base

El metal base utilizado es un acero de doble fase DP600 rolado en frío de 3.00 mm de espesor, con una dureza de 219.00 HV y con la composición química que se muestra en la **Tabla 4.1**.

Tabla 4.1. Composición química del metal base.

Material	Composición química (% peso)					
	C	Mn	P	Si	Cr	Ni
DP600	0.08	1.51	0.012	0.1	0.02	<0.04
	Mo	Cu	V	Nb	Ti	
	0.01	0.025	<0.04	0.007	0.007	

De este material base se cortaron dos láminas de 100.00 mm de largo por 40.00 mm de ancho (**Figura**) con una cortadora de disco de diamante Struers Discotom-10 a una velocidad de 0.05 mm/s. La calidad del corte de las láminas seleccionadas garantizó caras paralelas para hacer una unión a tope sin preparación de borde y obtener un mínimo de separación entre las dos láminas a unir.



Figura 4.1. Lámina de acero DP600 de 3.00 mm de espesor

4.1.2 Caracterización microestructural del metal base

El metal base fue cortado transversal a las líneas de laminación, montado en baquelita, desbastado mecánicamente y pulido con pasta de diamante de 1 μm . Posteriormente se llevó a un microscopio óptico Nikon Eclipse MA200 para observar su microestructura. Además, se cuantificaron sus fases constituyentes según la ASTM E1245-03 [43], utilizando imágenes del microscopio electrónico de barrido TESCAN MIRA3 para obtener imágenes con un buen contraste en la escala de grises.

Las muestras fueron atacadas con Nital al 2% por 5 segundos.

4.1.3. Procedimiento de soldadura láser para la unión del metal base seleccionado

Las muestras fueron soldadas con una fuente de soldadura láser de disco, marca TRUMPF, de 10 kW de potencia máxima. Acoplado a un brazo robótico marca KUKA con 6 grados de libertad.

La unión soldada se realizó con una potencia de 3 kW. La longitud focal utilizada fue de 100 mm, con un tamaño de punto láser de 0.6 mm. El punto focal fue ubicado sobre la superficie de la pieza. Se utilizó una velocidad de soldadura de 40 mm/s y un gas de protección con una mezcla de 98% de argón (Ar) y 2% de dióxido de carbono (CO₂) con un flujo de 25 l/min.

4.1.4. Caracterización de la unión soldada

Las muestras soldadas fueron cortadas transversal a la unión soldada y montadas en baquelita, desbastadas mecánicamente y pulidas con pasta de diamante de 1 µm. Posteriormente, fueron atacadas con Nital al 2% por 5 segundos para revelar la microestructura de la unión y analizarlas con microscopía óptica y con microscopio electrónico de barrido (SEM, por sus siglas en inglés).

Se cuantificó la fracción de volumen de martensita en las tres etapas de la zona afectada por el calor de la unión soldada, según el procedimiento establecido en la ASTM E1245-03 [43]. Con el fin de analizar si existe variación en la fracción de volumen de martensita en estas con respecto al metal base. Además, se realizó un perfil de dureza para corroborar si existe variación en la microestructura de la unión soldada con respecto al metal base.

La evaluación de la dureza fue hecha según la norma ASTM E 384-16 [44], usando una carga de 300 g por 10 segundos, con una distancia entre indentaciones de 0,1 mm.

4.2. Elaboración de acero de doble fase

En esta etapa se obtendrá un acero de doble fase de 12.00 mm de espesor con resistencia mecánica superior a la de un acero al carbono de baja aleación del mismo espesor. El cual será caracterizado microestructuralmente mediante microscopía óptica y de barrido, y se obtendrán propiedades mecánicas mediante el ensayo de tracción.

4.2.1. Selección del acero a utilizar para elaborar un acero de Doble Fase de 12.00 mm de espesor

El acero AISI-1520 es un acero hipoeutectoide, con una composición química (**Tabla**) acorde a las utilizadas en la fabricación de aceros de Doble Fase. La resistencia mecánica obtenida del ensayo de tracción a 25° C de temperatura ambiente es de 499 MPa de resistencia a la fluencia ($\sigma_{ys} = 499 \text{ MPa}$) y 630 MPa de resistencia última a la tensión ($\sigma_{uts} = 630 \text{ MPa}$), con un alargamiento de 36% [45].

Tabla 4.2. Composición química del acero AISI 1520.

Composición química (% en peso)									
C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	W	S	P
0.18	1.33	0.21	0.14	0.01	0.04	0.004	0.002	0.005	0.002
Ti	Nb	Cu							
0.03	0.004	0.014							

Los aceros varían sus propiedades termofísicas con la temperatura, en la **Tabla** se muestra la variación de la densidad, conductividad térmica y el calor específico del acero AISI-1520.

Tabla 4.3. Propiedades termofísicas del acero AISI-1520. [45]

Temperatura	Densidad (kg/m³)	Conductividad Térmica (W/mK)	Calor Específico (J/kgK)
25	7830.00	47.40	452.16
100	7810.00	46.80	482.55
200	7780.00	45.30	521.58
300	7740.00	43.00	565.63
400	7710.00	40.20	619.40
500	7670.00	37.30	688.57
600	7640.00	34.40	808.14
700	7590.00	32.10	972.87
800	7550.00	30.50	841.66
900	7510.00	29.70	788.08
1000	7460.00	29.80	808.94
1100	7410.00	30.30	---
1200	7360.00	31.20	---
1300	7320.00	32.30	---

4.2.2. Diseño y optimización del experimento

Para conformar el acero de Doble Fase se utilizó un diseño de experimento de superficie de respuesta, basado en las mediciones del tiempo

de calentamiento y enfriamiento de una placa de 12 mm de espesor de acero ASI-1520 (**Figura 4.**) con termopares del tipo K de calibre 30, cubiertos de teflón y protegido con vainas cerámicas.

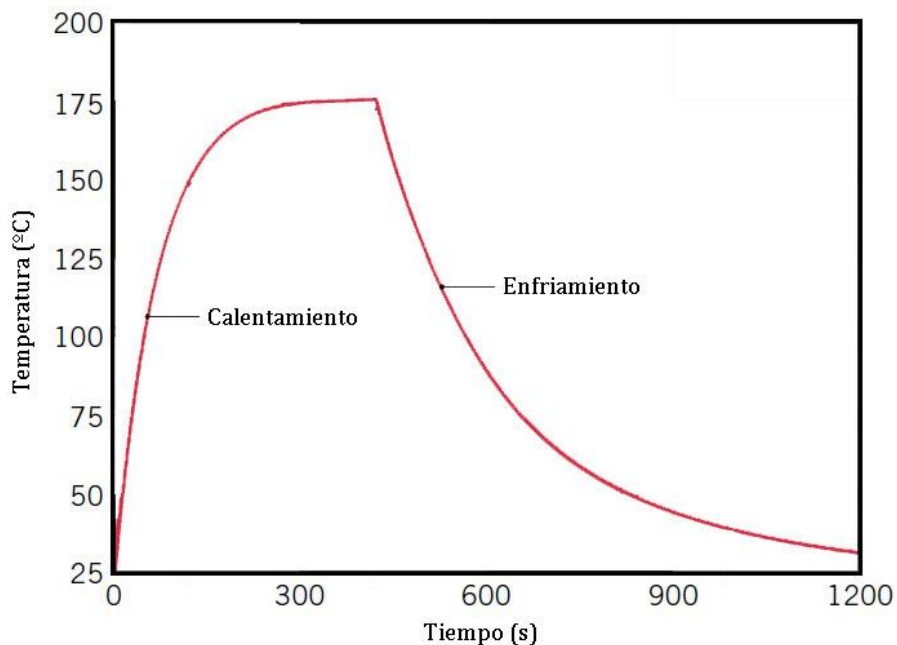


Figura 4.2. Ejemplo de un perfil de temperatura.

Los termopares fueron conectados a una tarjeta de adquisición de datos National Instrument, modelo: Ni9213, con una capacidad máxima de adquisición de datos de 75 datos por segundo. Las mediciones fueron realizadas con una velocidad de adquisición de datos de 50 datos por segundo.

En la **Figura Figura** se muestra un esquema de las dimensiones de la placa utilizada y la posición de los termopares.

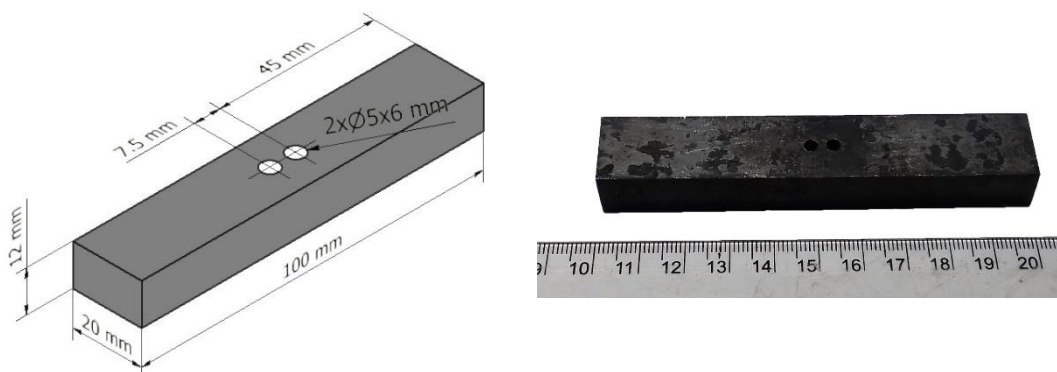


Figura 4.3. Esquema de dimensiones de la placa y posición de los termopares.

Para medir el perfil de temperatura de las piezas, se calentó una mufla TERLAB TE-M20DR hasta la temperatura 800 °C para la primera pieza. Una vez que la pieza introducida alcanzó la temperatura de la mufla, se extrajo y fue enfriada al aire hasta la temperatura ambiente. Las siguientes dos piezas se le realizó el mismo procedimiento de medición para las temperaturas de 825 °C y 850 °C respectivamente.

4.2.2.1 Diseño de experimento

Se creó un diseño de experimento de superficie de respuesta bajo los parámetros de temperatura pico de calentamiento y tiempo de enfriamiento al aire antes del temple (**Tabla**). El objetivo de este diseño de experimento es determinar la combinación de temperatura pico de calentamiento de una pieza de acero AISI-1520, con las dimensiones planteadas (**Figura**) en el epígrafe anterior, y el tiempo de enfriamiento al aire, que ofrecerá la menor fracción de volumen de martensita.

Tabla 4.4. Factores del diseño de experimento.

Factores	Bajo	Alto
Temperatura (°C)	800	850
Tiempo (s)	22	48

Con este fin, se introdujeron las placas (**Figura**) en la mufla a las temperaturas según el orden jerárquico del diseño de experimento y enfriadas por el tiempo condicionado por el mismo (**Tabla**). Una vez transcurrido el tiempo de enfriamiento al aire, fueron templadas en agua a temperatura ambiente (25° C).

Tabla 4.5. Diseño de experimento.

Orden Estándar	Orden Corrida	PT Type	Bloque	Temperatura	Tiempo
2	1	1	1	850.00	22.00
3	2	1	1	800.00	48.00
1	3	1	1	800.00	22.00
6	4	0	1	825.00	35.00
4	5	1	1	850.00	48.00
5	6	0	1	825.00	35.00

Orden Estándar	Orden Corrida	PT Type	Bloque	Temperatura	Tiempo
7	7	0	1	825.00	35.00
8	8	-1	2	789.64	35.00
14	9	0	2	825.00	35.00
9	10	-1	2	860.36	35.00
10	11	-1	2	825.00	16.62
11	12	-1	2	825.00	53.38
12	13	0	2	825.00	35.00
13	14	0	2	825.00	35.00

4.2.2.2 Optimización de la respuesta del diseño de experimento

La respuesta del diseño de experimento es la fracción de volumen de martensita alcanzada en cada muestra a la temperatura y tiempo correspondiente de cada una. Para determinar la fracción de volumen de martensita de cada muestra se cortó transversalmente cada una en sentido del ancho de estas, posteriormente se montaron en baquelita y se le realizó una preparación metalográfica.

Se cuantifico la fracción de volumen de martensita según la norma ASTM E1245 [43] con imágenes del microscopio electrónico de barrido, para obtener imágenes con un contraste en la escala de grises que permitiera buena definición de las fases constituyentes. Se tomaron 10 campos por muestras para obtener una exactitud relativa de menos del 10%.

La respuesta obtenida se optimizó en cuanto a la mínima fracción de volumen de martensita que se puede obtener a la temperatura de 800 °C y un tiempo de enfriamiento al aire determinado por la optimización de la respuesta del diseño de experimento.

4.2.3. Escalado de resultados del diseño de experimento

Los resultados de la optimización de la respuesta del diseño de experimento fue escalada a placas de mayor dimensión, de 100.00 mm de largo por 100.00 mm de ancho por 12.00 mm de espesor (**Figura**). Para esto fue simulado con el software ANSYS, con licencia de estudiante, el

calentamiento y enfriamiento de las placas a las que se les fue medido el ciclo térmico (**Figura**), como patrón de referencia.

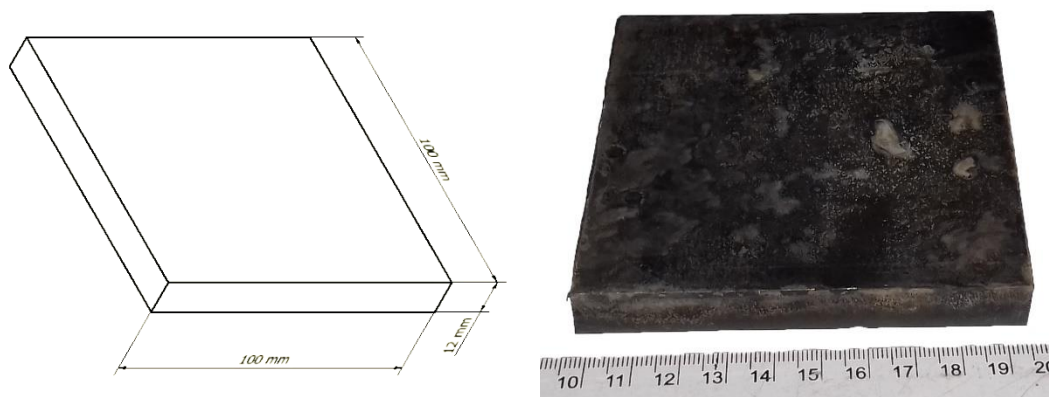


Figura 4.4. Dimensiones de la placa escalada.

Se consideró que la transferencia de calor es en estado transitorio, con convección libre y afectada por la radiación térmica, donde las propiedades termofísicas del acero varían con la temperatura (**Tabla**) y las del aire son constantes a la temperatura ambiente (**Tabla**).

Tabla 4.6. Propiedades termofísicas del aire. [46]

Temperatura (°C)	ρ (kg/m ³)	c_p (kJ/kgK)	ν (m ² /s)	k (W/mK)	Pr
20	1.204	1.007	1.516×10^{-5}	2.514×10^{-2}	0.7309
800	0.3290	1.153	4.362×10^{-5}	7.037×10^{-2}	0.7149

Donde:

- ρ --- Densidad
- c_p --- Calor Específico
- ν --- Viscosidad cinemática
- k --- Conductividad térmica
- Pr --- Numero de Prandtl

El coeficiente de convección fue determinado mediante el número de Nusselt, siguiendo la siguiente metodología:

Se calculó el número de Grashof (G_r), el cual muestra una relación de las fuerzas de flotación y la viscosidad de un fluido. En la convección libre el número de Grashof se considera igual a la raíz cuadrada del número de Reynolds. [46]

$$G_r = \frac{g \cdot \beta |T_s - T_\infty| L^3}{\nu^2} \quad \text{Ecuación 4.1}$$

Donde:

g ---	Fuerza de gravedad	9.81	m/s^2
β ---	Coeficiente de expansión [46]	$\frac{1}{T_\infty}$	$^{\circ}C^{-1}$
T_s ---	Temperatura superficial de la pieza	---	$^{\circ}C$
T_∞ ---	Temperatura ambiente	---	$^{\circ}C$
L ---	Espesor de la placa	---	m
ν ---	Viscosidad cinemática	---	m^2/s

Una vez obtenido el número de Grashof, se calculó el número de Rayleigh (Ra), el cual define la relación entre la película de transferencia de calor por convección y las fuerzas de flotación y viscosidad de un fluido. Por lo que se expresa como: [46]

$$Ra = G_r \cdot Pr \quad \text{Ecuación 4.2}$$

Donde:

Pr --- Número de Prandtl

Con el número de Rayleigh se puede calcular el número de Nusselt. Aplicando la correlación propuesta por Churchill y Chu, la cual abarca todo el rango de Ra: [46]

$$Nu = \left\{ 0.825 + \frac{0.387 \cdot Ra^{1/6}}{[1 + (0.492/Pr)^{9/16}]^{8/27}} \right\}^2 \quad \text{Ecuación 4.3}$$

El número de Nusselt expresa la relación entre la transferencia de calor por convección y conducción. Por lo que se puede obtener el coeficiente de convección. [46]

$$Nu = \frac{h \cdot L}{k} \quad \text{Ecuación 4.4}$$

Donde:

h	Coeficiente	W/m^2K
k	Conductividad	W/mK

Despejando el coeficiente de convección de la $Nu = \frac{h \cdot L}{k}$

Ecuación 4.4, queda:

$$h = \frac{Nu \cdot k}{L} \quad \text{Ecuación 4.5}$$

Los parámetros introducidos al software de simulación fueron los mostrados en la **Tabla** :

Tabla 4.7. Parámetros para la simulación del ciclo de calentamiento-enfriamiento.

Ciclo	h (W/m ² K)	Emisividad	k (W/mk)	ρ (kg/m ³)	C _p (J/kgK)
Calentamiento	18.69	0.85 [47]	Tabla	Tabla	Tabla
Enfriamiento	42.03				

4.2.4. Caracterización del material escalado

El material escalado fue seccionado en tres partes, bordes extremos y medio de la muestra, de las cuales se sacaron muestras de 12.00 mm de espesor por 20.00 mm de ancho.

Las muestras fueron montadas en baquelita, desbastadas mecánicamente y pulidas con pasta de diamante de 1.00 μm. Posteriormente fueron atacadas químicamente con Nital al 2% por 5 segundos para revelar su microestructura y analizarlas en el microscopio de barrido de electrones.

La fracción de volumen de martensita se cuantificó según la norma ASTM E1245-03 [43] y las imágenes fueron tomadas del microscopio de barrido de electrones, para garantizar un buen contraste en la escala de grises y poder definir con un software de análisis de imagen las fases constituyentes.

Las propiedades mecánicas fueron obtenidas de cuatro probetas subsized, según la norma ASTM E8/E8M [48], donde se obtuvo la resistencia última a la tensión para cada una. Además, se analizó la dureza del material según la norma ASTM E384-16 [44], con una carga de 300 g por 10 segundos, realizando un perfil de dureza a lo largo del espesor con una distancia entre indentaciones de 1.00 mm.

4.3. Soldadura de acero de Doble Fase de 12 mm de espesor

En esta etapa se evaluará microestructuralmente el acero de Doble Fase de 12 mm de espesor obtenido, después de ser soldado con proceso de soldadura láser y se obtendrá sus propiedades mecánicas.

4.3.1. Proceso de soldadura láser

Las muestras de acero AISI-1520 tratadas térmicamente para obtener un acero de Doble Fase, fueron soldadas con un láser de disco de 4 kW de potencia máxima, acoplado a un brazo robótico marca ABB. Las uniones soldadas se realizaron bajo los parámetros mostrados en la **Tabla** y el gas de protección utilizado fue Argón al 99%, con un flujo de 20 l/min.

Tabla 4.8. Parámetros de soldadura láser para muestras de 12 mm de espesor.

Nº de muestra	Potencia (kW)	Velocidad de Soldadura (mm/s)	Posición Focal (mm)	Densidad de Potencia (kW/mm ²)	Calor de Entrada (J/mm)
1	4	10	-3	14.15	400
2	4	8	-3	14.15	500
3	4	6	-3	14.15	666.67
4	4	4	-3	14.15	1000

La velocidad de soldadura se varió desde 10 hasta 4 mm/s con el fin de variar la cantidad de calor de entrada y observar cómo afecta la microestructura y las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

Las uniones fueron realizadas en un elemento de sujeción que garantizó que la unión a tope tuviera un mínimo de separación entre las placas a unir (**Figura**), de 0.2 mm. La separación entre las placas se midió con galgas de hojas calibradas.

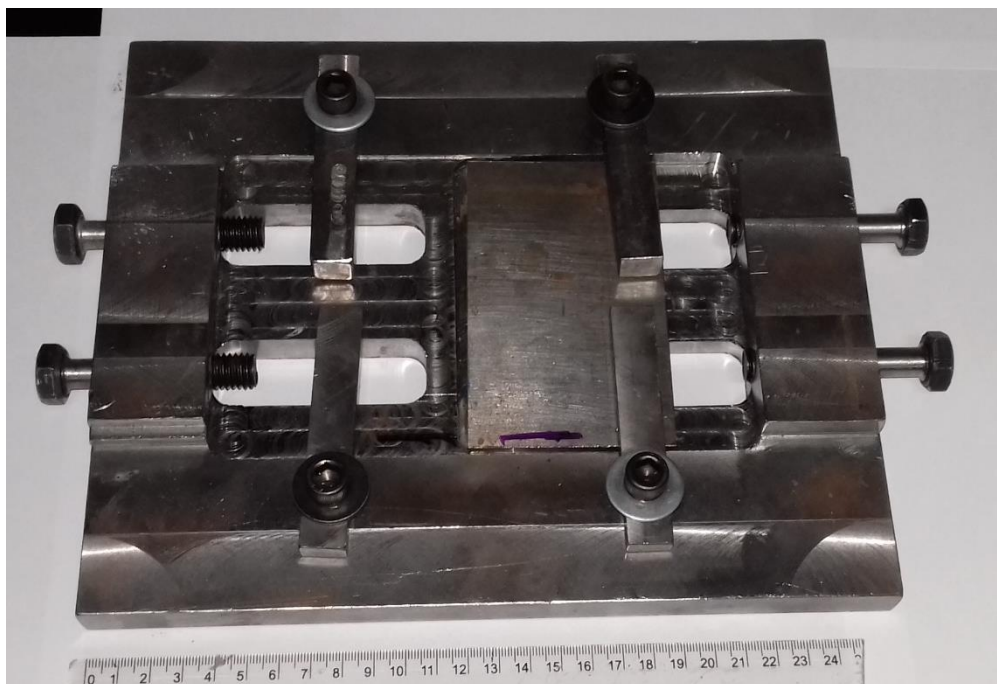


Figura 4.5. Elemento de sujeción.

4.3.2. Caracterización microestructural de las uniones soldadas de acero de Doble Fase de 12.00 mm de espesor

Las muestras fueron cortadas transversal a la unión soldada, montadas en baquelita, desbastadas mecánicamente y pulidas con pasta de diamante de 1.00 μm . Se atacaron con Nital al 2% por 5 segundos para revelar su microestructura. Se analizó la microestructura de la zona afectada por el calor y la zona de fusión en el microscopio óptico y en el de barrido de electrones. Además, se cuantificó la fracción de volumen de martensita en la zona afectada por el calor con imágenes tomadas del microscopio de barrido de electrones según la norma ASTM E1245-03 [43].

4.3.3. Evaluación de las propiedades mecánicas de la unión soldada

La dureza de la unión se realizó según la norma ASTM E384-16 [44], con una carga de 300 g por 10 segundos y una distancia entre indentaciones de 0.10 mm desde el metal base hasta el metal base atravesando toda la unión soldada.

Se extrajeron 2 probetas subsize de cada muestra soldada y se analizó la resistencia última a la tensión de cada unión soldada y la zona en que ocurrió la fractura.

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

5.1. Evaluación microestructural de la unión del acero DP600 de 3 mm de espesor mediante el proceso de soldadura láser

Para evaluar la microestructura de la unión soldada se dividió en tres partes la zona afectada por el calor (**Figura**). La ZAC3 es la región adyacente a la zona de fusión (ZF), seguido de esta se encuentra la ZAC2 que es la región intermedia entre la ZAC1 y la ZAC3.

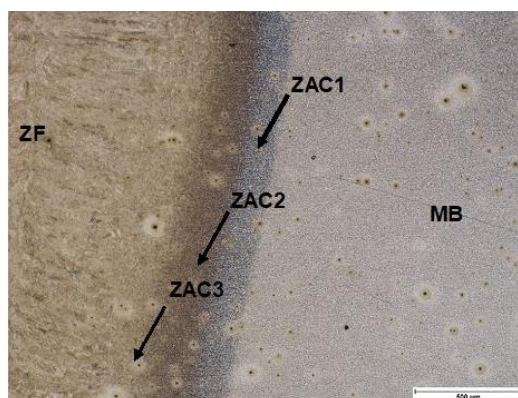
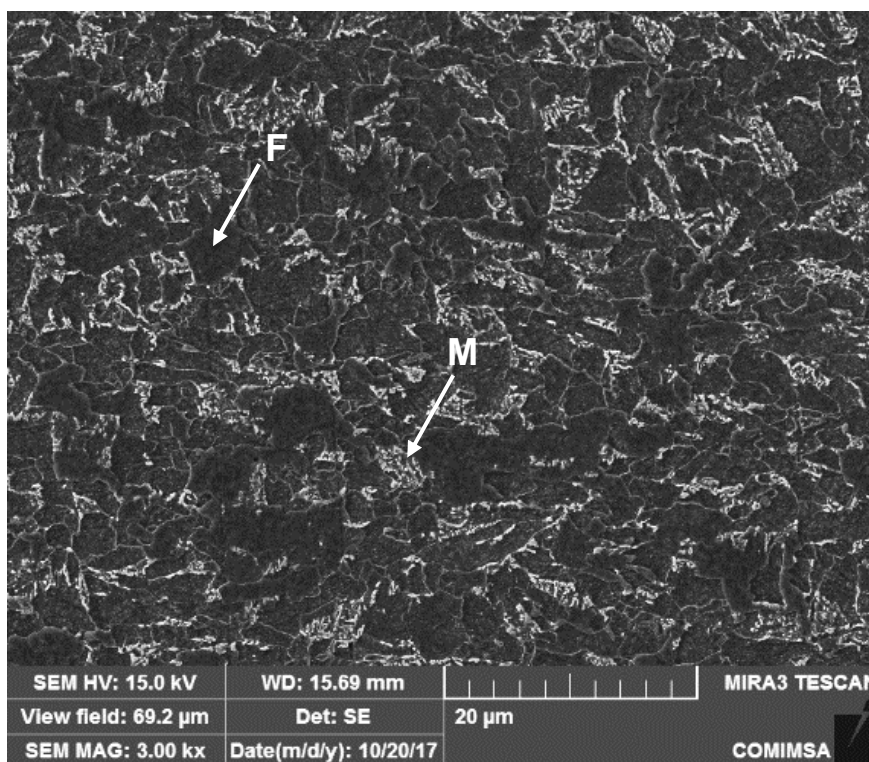


Figura 5.1. Macrografía de unión soldada de acero DP600 con LBW. **ZF** - Zona de Fusión, **ZAC** - Zona Afectada por el Calor, **MB** - Metal Base.

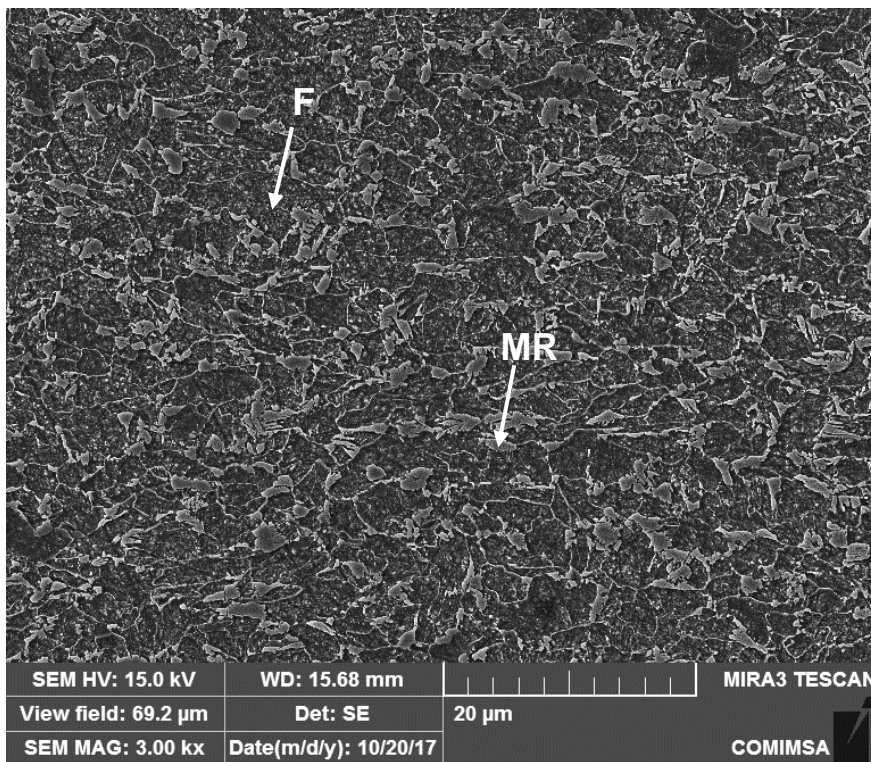
En el metal base se observó una microestructura de un acero de Doble Fase (**Figura 5.22 a**), islas de martensita embebidas en una matriz de ferrita. La fracción de volumen de martensita en el metal base es de 7.74% con una exactitud relativa (%RA, por sus siglas en inglés) de 5.37%.

En las zonas afectadas por el calor se observan cambios microestructurales en el sentido del metal base a la zona de fusión. La ZAC1 (**Figura 5.2 b**) presenta una morfología diferente de la martensita observada en el metal base, martensita revenida poligonal. Además, en esta zona afectada por el calor incrementa la fracción de volumen de martensita, alcanzando un 18.85% con una %RA de 8.56%.

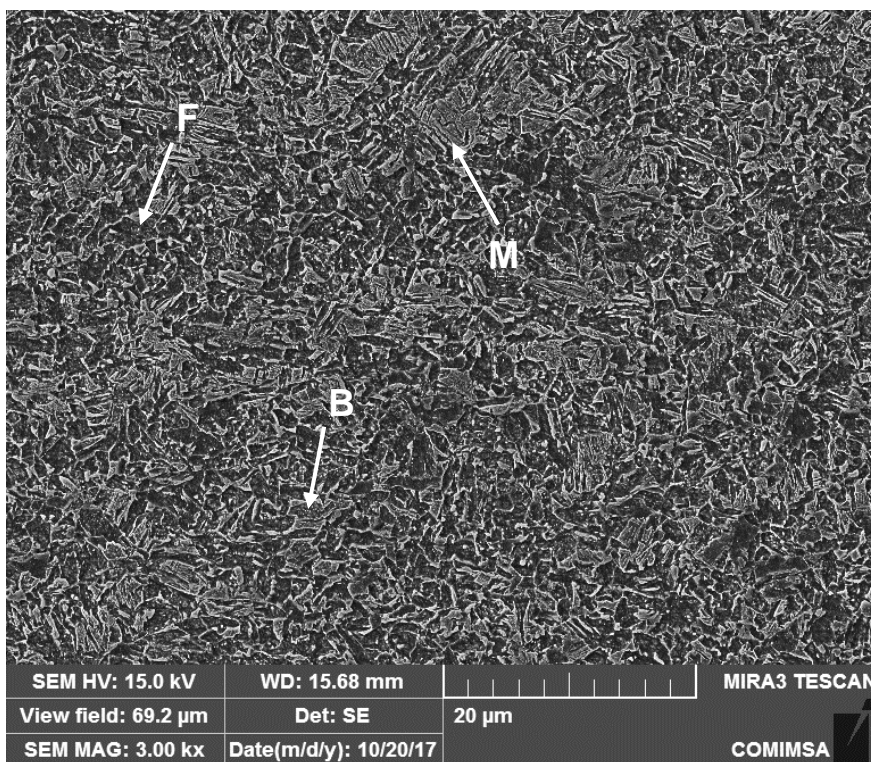
La ZAC2 (**Figura 5.2 c**) presenta una martensita más definida en forma de agujas y algunas posibles partículas de bainita. La fracción de volumen de martensita-bainita continúa aumentando, llegando en esta zona a 31.93% con una %RA de 3.07%.



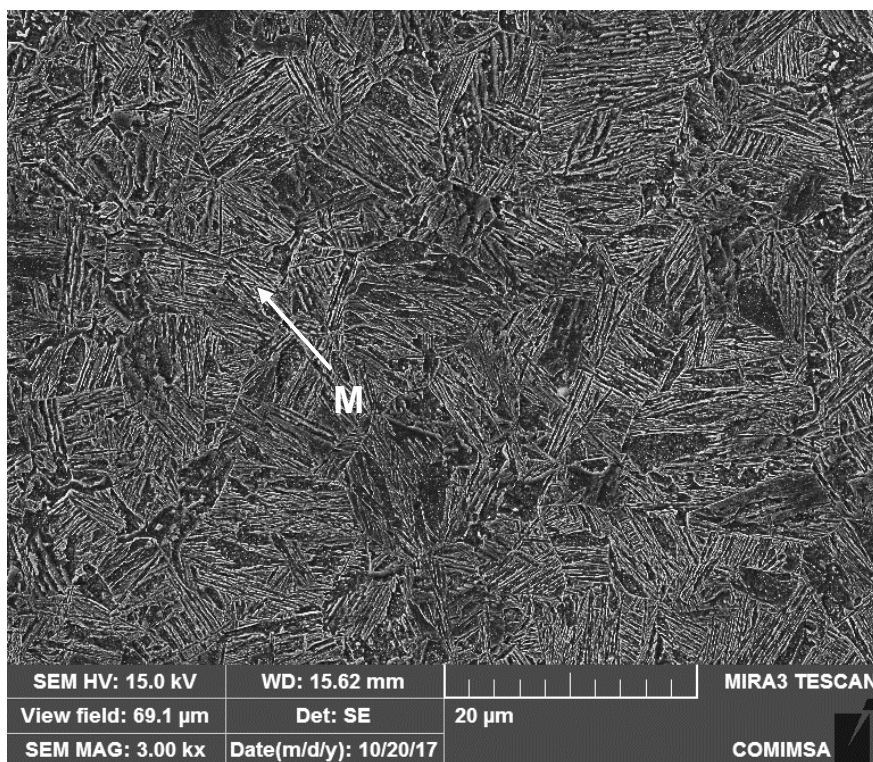
a)



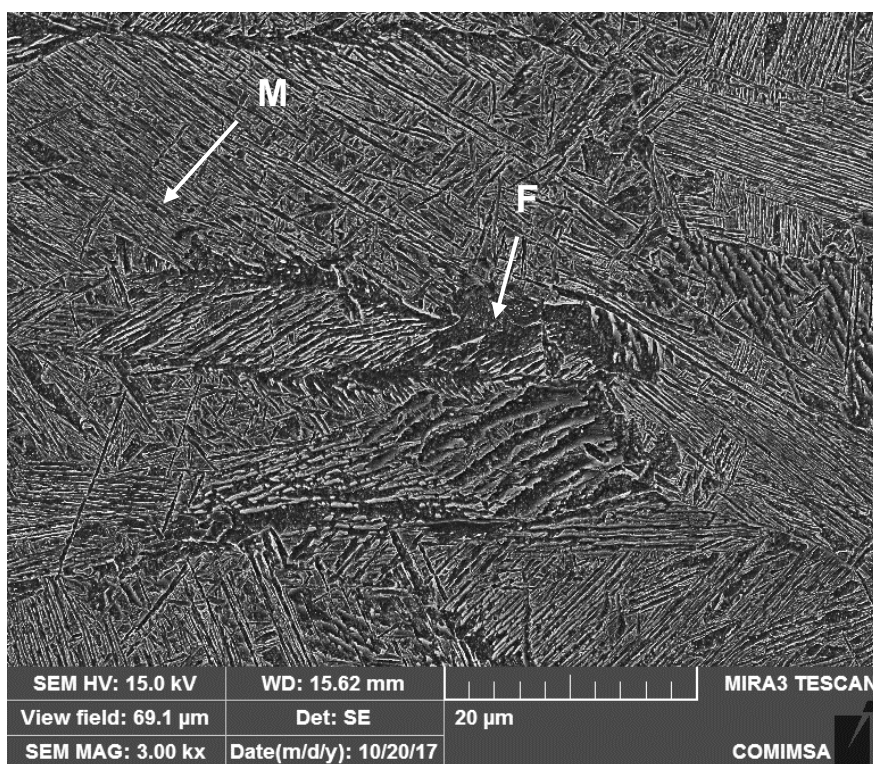
b)



c)



d)



e)

Figura 5.2. Microestructura de un acero DP600 soldado con láser. a) Metal Base, b) ZAC1, c) ZAC2, d) ZAC3 y e) Zona de Fusión. En la figura **F** - Ferrita, **M** - Martensita, **MR** - Martensita revenida, **B** - Bainita.

En la ZAC3 (**Figura 5.2 d**) la martensita tiene una morfología de agujas y la fracción de ferrita es muy pequeña con respecto a las otras zonas. En esta zona la temperatura alcanzada es mayor a las anteriores y por ende la velocidad de enfriamiento es mayor; proveyendo una formación de martensita más definida y acicular.

En la zona de fusión (**Figura 5.2 e**) al igual que en la zona afectada por el calor adyacente, se observa una martensita en forma de agujas y placas de ferrita. La diferencia de morfología y de contenido de fases observadas está definida por la distancia del punto observado de la fuente de calor. Mientras más cerca de la fuente de calor esta la zona observada, mayor es la temperatura pico alcanzada y mayor es la velocidad de enfriamiento; factores necesarios en la formación de fases aciculares. En este caso se observó la formación de martensita en diferentes morfologías y fracción de volumen de esta.

5.2. Evaluación de la microdureza de la unión soldada del acero DP600 de 3.00 mm de espesor

En la **Figura 5.3** se observa el perfil de dureza de la unión soldada, donde no se aprecia un ablandamiento en la zona afectada por el calor, con los parámetros utilizados. La dureza, en sentido del metal base hasta la zona de fusión, se mantiene constante hasta la región de la ZAC2 donde aumenta el contenido de martensita, haciéndose máxima en la zona de fusión.

En la zona de fusión se alcanzó una dureza pico de 364 HV promedio, debido a que la composición química del metal base (**Tabla 4.1**) está diseñada para obtener martensita, teniendo en cuenta que la alta velocidad de enfriamiento que se obtiene durante la soldadura láser, favorece la formación de esta. Además, el metal base contiene en su composición química cromo (Cr) y molibdeno (Mo), los cuales disminuyen la posibilidad de ablandamiento en la zona afectada por el calor [8].

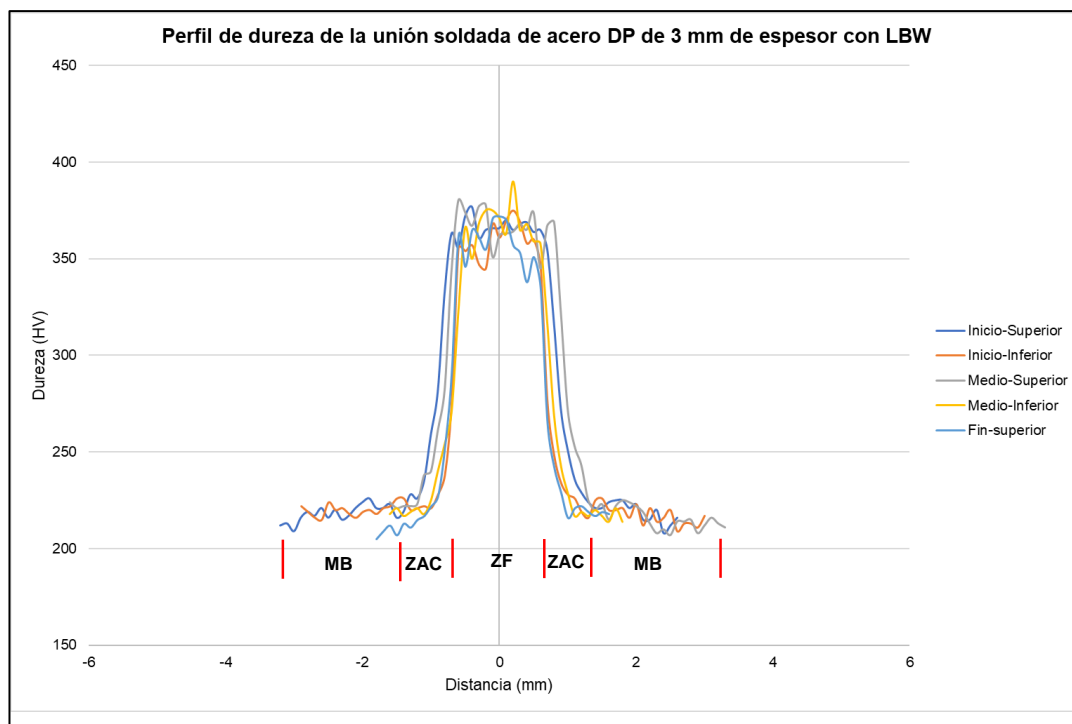


Figura 5.3. Perfil de dureza de unión soldada de acero DP600 con LBW. **MB** --- Metal Base; **ZAC** --- Zona Afectada por el Calor; **ZF** --- Zona de Fusión.

5.3. Análisis de los resultados de la medición de temperatura en placas de acero AISI-1520

En la **Figura 5.4** se muestran los perfiles de temperaturas medidos en placas de acero AISI-1520 con 100 mm de largo por 20 mm de ancho y 12 mm de espesor. Estos perfiles mostraron cambios en la pendiente tanto en el calentamiento como en el enfriamiento. Los cambios se deben a transformaciones de fases, que una vez comenzadas necesitan de mayor energía para cambiar su estado. Lo cual se refleja en las mediciones como una meseta en la pendiente, es decir, el material no aumenta o disminuye su temperatura por un periodo de tiempo.

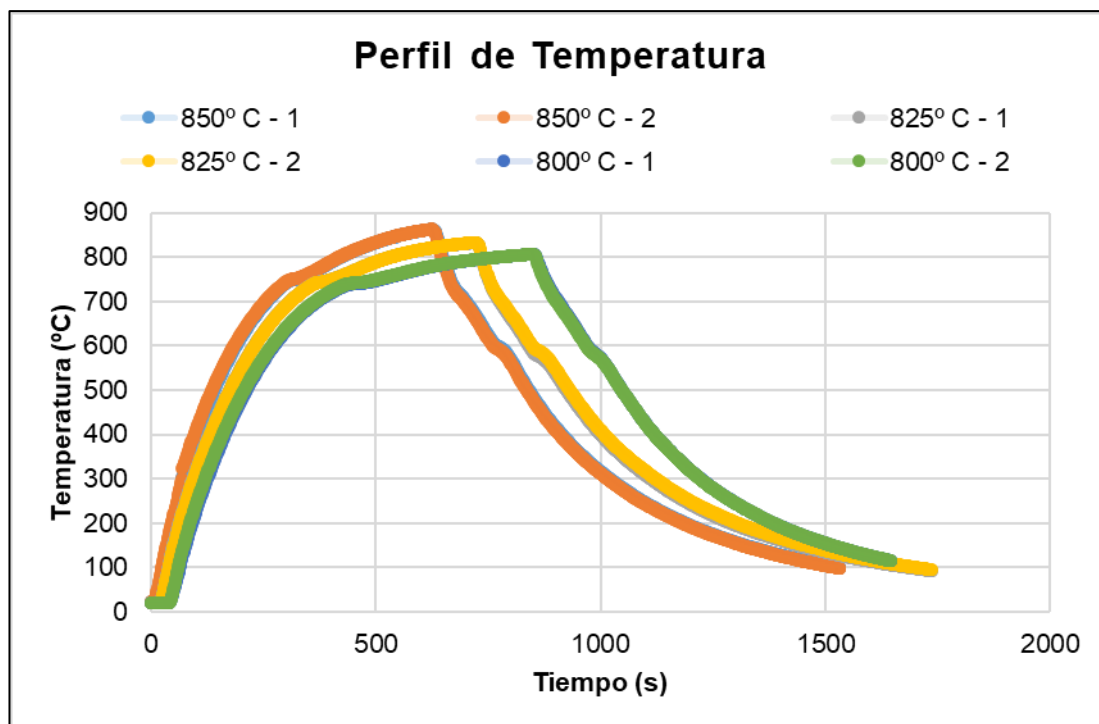


Figura 5.4. Perfil de temperatura medido en placas de acero AISI-1520.

Al obtener la primera derivada de la curva se obtiene el punto donde la función cambia su pendiente. Este punto marca el inicio o fin de un cambio de fase, que puede ser en el calentamiento o en el enfriamiento.

En la **Figura 5.5** se muestra la relación de la primera derivada con respecto al tiempo y la temperatura en el calentamiento. En este gráfico se puede apreciar como la velocidad de calentamiento es máxima hasta los primeros 100 °C y después va tendiendo a cero la función. Esta tendencia se debe, a que la diferencia de temperatura de la pieza con el medio ambiente que lo rodea se va haciendo menor, hasta llegar al equilibrio.

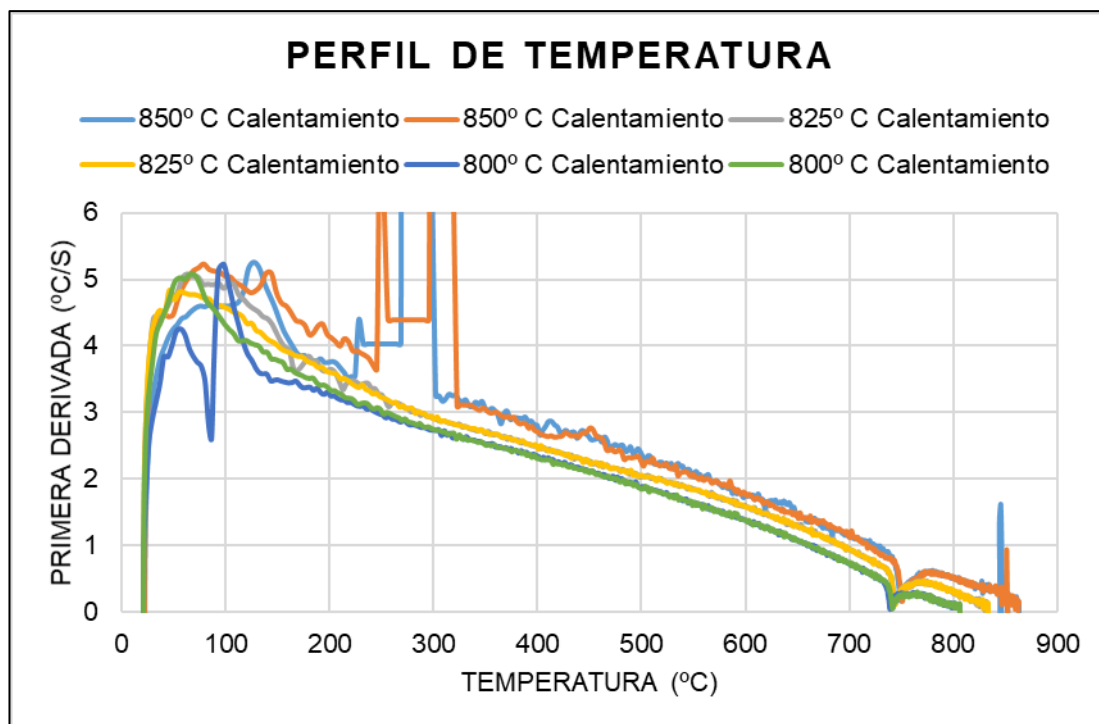


Figura 5.5. Primera derivada vs Temperatura para el calentamiento.

Durante el calentamiento en el rango de temperatura de 740 °C y 750 °C se observa un punto de inflexión en la curva (**Figura 5.6**), lo cual indica que la función tuvo un cambio de pendiente. Termodinámicamente muestra que en este rango la temperatura se mantiene casi constante, por lo que la diferencia de temperatura es casi cero. Desde el punto de vista metalúrgico indica el comienzo de la transformación de fase. En este caso, el material utilizado es un acero AISI-1520, acero hipoeutectoide, donde la inflexión en la curva indica el comienzo de la transformación de la austenita, es decir, marca la temperatura A_1 o temperatura eutectoide.

Los aceros de Doble Fase se elaboran a partir de un tratamiento intercrítico de un acero hipoeutectoide con contenido de más de 1% en peso de manganeso. Las temperaturas de calentamiento seleccionadas para el tratamiento térmico del acero AISI-1520 caen en la zona intercrítica de los aceros hipoeutectoide, donde coexisten la ferrita y la austenita. Esto se evidencia con la presencia de un solo punto de inflexión en el calentamiento, debido a que la transformación completa de la austenita es por encima de los 900 °C.

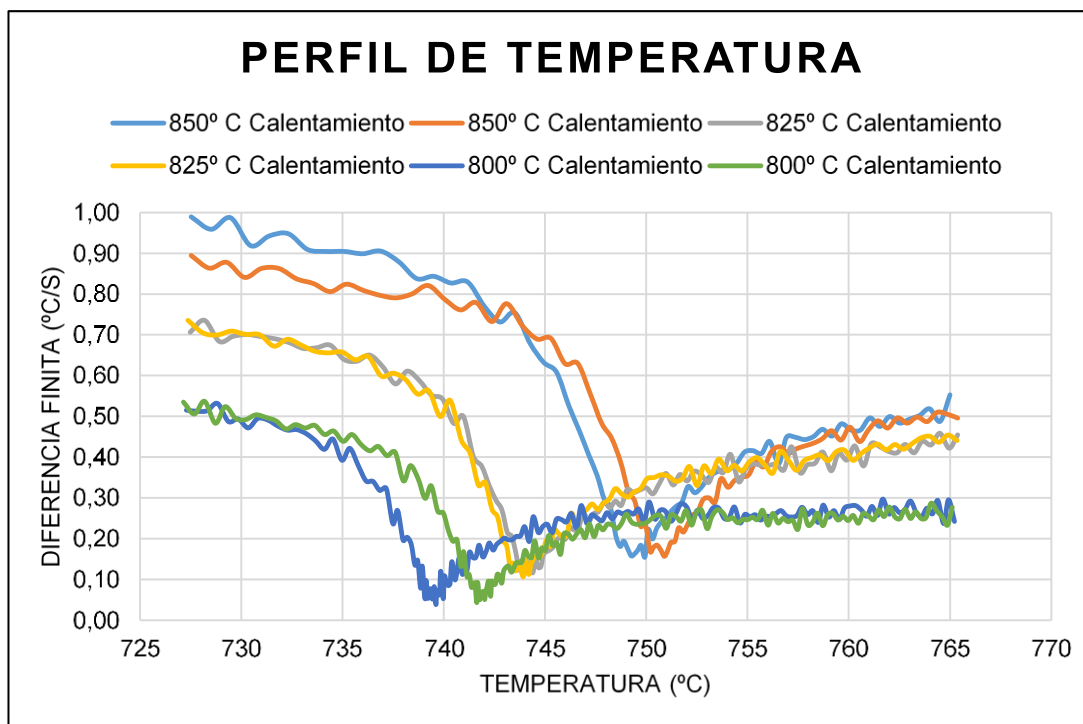


Figura 5.6. Temperatura de cambio de fase en el calentamiento.

Durante el enfriamiento de este acero, la curva se comporta semejante al calentamiento. A diferencia de este, en el enfriamiento la pendiente es negativa debido a que el gradiente de temperatura es negativo, es decir, la temperatura de la pieza es mayor a la del medio que la rodea.

En la **Figura 5.7** se observan puntos de inflexión que al igual que en el calentamiento marcan cambios de fases.

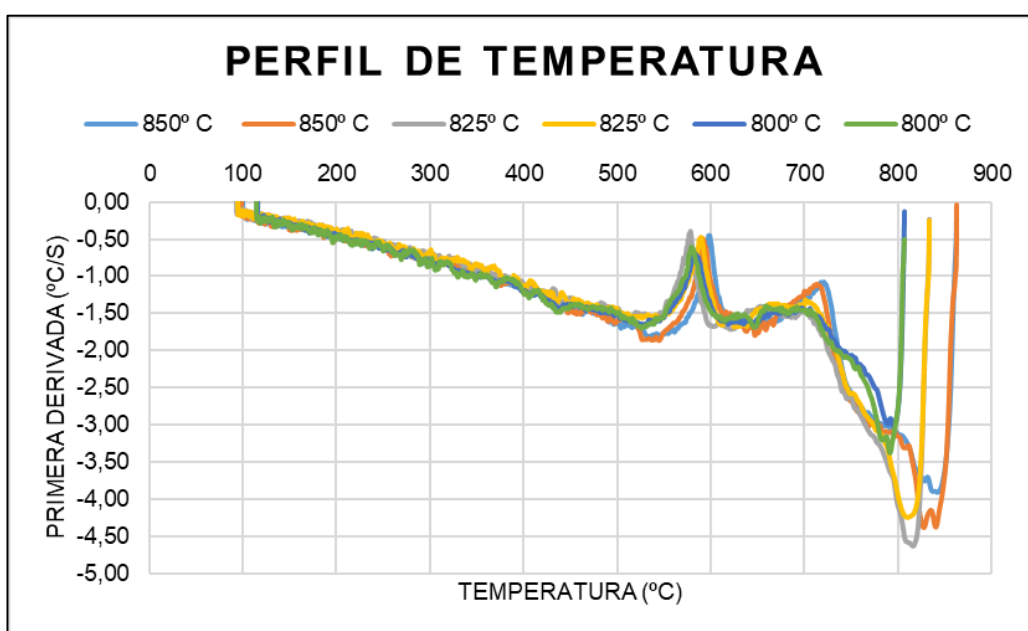


Figura 5.7. Primera deriva vs temperatura para el enfriamiento.

En la **Figura 5.8** se muestra el diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) de un acero AISI-1320 con 1.88% en peso de manganeso y 0.20% en peso de carbono, que muestra la cinética de transformación de fases durante el enfriamiento de dicho material. Se puede observar en el rango de temperatura de 600 °C a 800 °C el inicio de la transformación de la ferrita y en el rango de 550 °C a 650 °C el fin de la transformación de la fase ferrita y el inicio de la transformación de la perlita.

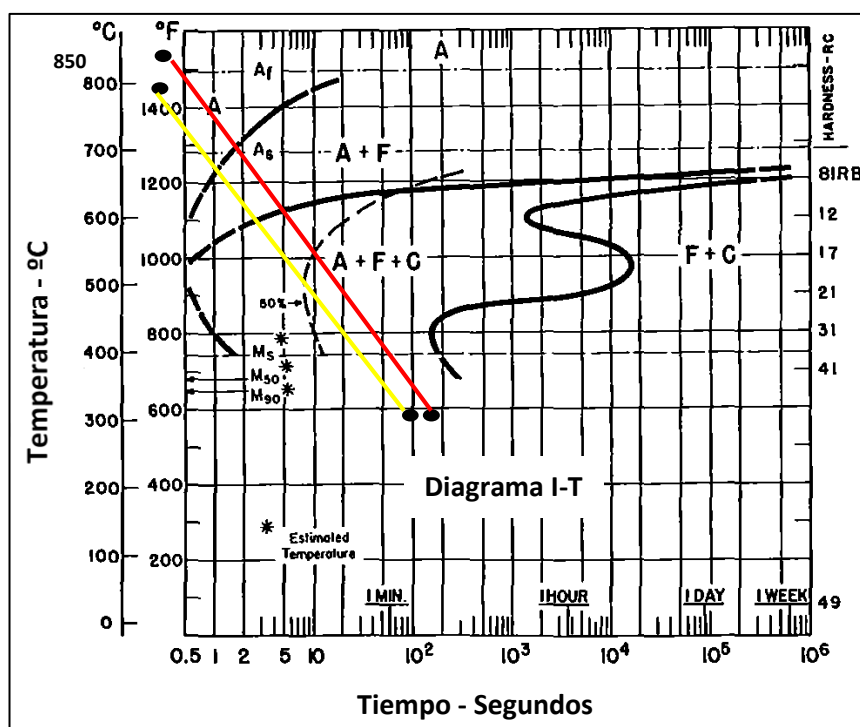


Figura 5.8. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo del acero AISI-1320. [18]

Las líneas de colores representadas en el diagrama de la **Figura 5.8** representan el enfriamiento continuo del acero AISI-1520, normalmente estas no son rectas. Tomando como referencia este diagrama y los puntos de inflexión durante el enfriamiento del acero AISI-1520 (**Figura 5.9**), se puede decir que en el rango de temperatura de 725 °C a 575 °C coexisten las fases austenita y ferrita en el acero AISI-1520. Estas temperaturas son de interés para conformar el acero de Doble Fase.

Para los aceros AISI-1520 el inicio de transformación de la fase ferrita comienza aproximadamente entre los 725 °C y 700 °C para una velocidad de enfriamiento promedio de 1.34 °C/s desde las temperaturas picos de 850 °C

y 800 °C respectivamente. La transformación completa de la ferrita está en el rango de 575 °C y 600 °C, para estos aceros (**Figura 5.9**) y parte de la austenita remanente se transforma en bainita.

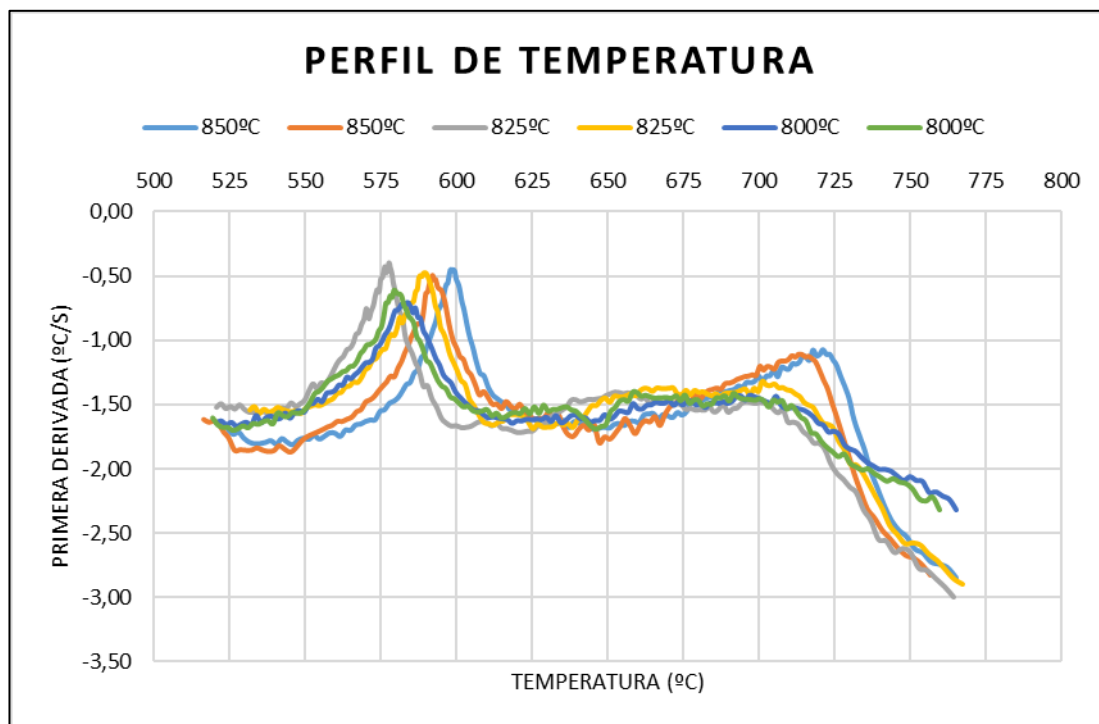


Figura 5.9. Temperaturas de transformación de fase en el enfriamiento para el acero AISI-1520.

5.4. Análisis del diseño de experimento

Basado en el diseño de experimento de superficie de respuesta planteado en el **epígrafe 4.2.2.1**, se cuantificó la fracción de volumen de martensita. Con los resultados que se muestran en la **Tabla 5.1**.

Tabla 5.1. Resultado del diseño de experimento de superficie de respuesta.

Orden estándar	Orden corrida	Tipo de parte	Bloques	Temperatura	Tiempo	Martensita
				°C	s	%
2	1	1	1	850	22	84.99
3	2	1	1	800	48	53.32
1	3	1	1	800	22	65.69
6	4	0	1	825	35	73.82
4	5	1	1	850	48	79.56
5	6	0	1	825	35	67.90
7	7	0	1	825	35	69.18
8	8	-1	2	789.64	35	60.85
14	9	0	2	825	35	79.96
9	10	-1	2	860.36	35	95.64
10	11	-1	2	825	16.62	90.47
11	12	-1	2	825	53.38	79.41
12	13	0	2	825	35	77.62
13	14	0	2	825	35	72.32

Al analizar la varianza del diseño de experimento se obtuvo que las interacciones tiempo-temperatura y temperatura-temperatura no son significativa porque su valor P es mayor a 0.05 (**Figura**). Teniendo el modelo una R^2 de ajuste de 92.45%, R^2 de predicción de 87.98% y un PRESS de 202.67.

Analysis of Variance								
Source	DF	Seq SS	Contribution	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	
Model	6	1617,98	95,93%	1617,98	269,66	27,52	0,000	
Blocks	1	272,94	16,18%	272,94	272,94	27,85	0,001	
Linear	2	1261,80	74,81%	1261,80	630,90	64,38	0,000	
Temperatura	1	1122,01	66,53%	1122,01	1122,01	114,49	0,000	
Tiempo	1	139,79	8,29%	139,79	139,79	14,26	0,007	
Square	2	71,18	4,22%	71,18	35,59	3,63	0,083	
Temperatura*Temperatura	1	2,02	0,12%	0,61	0,61	0,06	0,811	
Tiempo*Tiempo	1	69,15	4,10%	69,15	69,15	7,06	0,033	
2-Way Interaction	1	12,06	0,72%	12,06	12,06	1,23	0,304	
Temperatura*Tiempo	1	12,06	0,72%	12,06	12,06	1,23	0,304	
Error	7	68,60	4,07%	68,60	9,80			
Lack-of-Fit	3	18,59	1,10%	18,59	6,20	0,50	0,705	
Pure Error	4	50,01	2,97%	50,01	12,50			
Total	13	1686,58	100,00%					
Model Summary								
S	R-sq	R-sq(adj)	PRESS	R-sq(pred)				
3,13052	95,93%	92,45%	202,666	87,98%				

Figura 5.10. Análisis de varianza del diseño de experimento de superficie de respuesta.

Realizando una simplificación del modelo y eliminando las interacciones que no son significativas, se obtuvo un modelo con mejor ajuste y predicción

(Figura 5.11). Como resultado se tuvo una R^2 de ajuste de 93.04%, R^2 de predicción de 89.92% y un PRESS de 170.08.

Analysis of Variance							
Source	DF	Seq SS	Contribution	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	4	1605,31	95,18%	1605,31	401,33	44,44	0,000
Blocks	1	272,94	16,18%	272,94	272,94	30,23	0,000
Linear	2	1261,80	74,81%	1261,80	630,90	69,87	0,000
Temperatura	1	1122,01	66,53%	1122,01	1122,01	124,25	0,000
Tiempo	1	139,79	8,29%	139,79	139,79	15,48	0,003
Square	1	70,57	4,18%	70,57	70,57	7,81	0,021
Tiempo*Tiempo	1	70,57	4,18%	70,57	70,57	7,81	0,021
Error	9	81,27	4,82%	81,27	9,03		
Lack-of-Fit	5	31,26	1,85%	31,26	6,25	0,50	0,767
Pure Error	4	50,01	2,97%	50,01	12,50		
Total	13	1686,58	100,00%				
Model Summary							
	S	R-sq	R-sq(adj)	PRESS	R-sq(pred)		
	3,00500	95,18%	93,04%	170,080	89,92%		

Figura 5.11. Simplificación del modelo del diseño de experimento de superficie de respuesta.

Se optimizó la respuesta del modelo simplificado, con el fin de obtener la combinación tiempo-temperatura que ofrezca la menor fracción de volumen de martensita, donde la mínima fracción de volumen de martensita es de 60.03% con un intervalo de confianza de (56.60%; 63.46%) (**Figura 5.113**). Los parámetros tiempo temperatura óptimos para obtener este resultado fueron de 800 °C y 44 segundos, para el cual corresponde una temperatura intercrítica de 717 °C aproximadamente.

Parameters						
Response	Goal	Lower	Target	Upper	Weight	Importance
%Martensita	Minimum		53,3183	95,6394	1	1
Variable Ranges						
Variable	Values					
Temperatura	(800; 850)					
Tiempo	(16,6152; 53,3848)					
Solutions						
Solution	Temperatura	Tiempo	%Martensita Fit	Composite Desirability		
1	800	43,7281	60,0300	0,841411		
2	800	51,6467	61,1483	0,814986		
Multiple Response Prediction						
Variable	Setting					
Temperatura	800					
Tiempo	43,7281					
Response	Fit	SE Fit	95% CI		95% PI	
%Martensita	60,03	1,52	(56,60; 63,46)		(52,42; 67,64)	

Figura 5.113. Optimización de la respuesta del diseño de experimento de superficie de respuesta simplificado.

5.5. Análisis del escalado de los resultados del diseño de experimento de superficie de respuesta

Un escalado es un procedimiento para diseñar y construir un sistema de mayor dimensión, con base de los resultados de experimentos con equipamiento de menor dimensión. Bajo este criterio se realizó la simulación del perfil térmico de las placas a las cuales se les realizaron mediciones de temperatura (**Figura**), con el objetivo de tener un patrón de referencia para posteriormente realizar un escalado a placas de mayor dimensión (100 mm de largo por 100 mm de ancho y 12 mm de espesor) y obtener el tiempo de enfriamiento al aire en el cual se obtiene la temperatura intercrítica de 717 °C.

El perfil de temperatura de referencia fue el de 800 °C, porque es la temperatura de interés según los resultados del diseño de experimento. En la **Figura 5.13** se muestra una comparación del perfil de temperatura de 800 °C medido con el simulado. Se observa que las curvas prácticamente se solapan

unas con otras, siendo la de mejor ajuste la curva de temperatura máxima simulada.

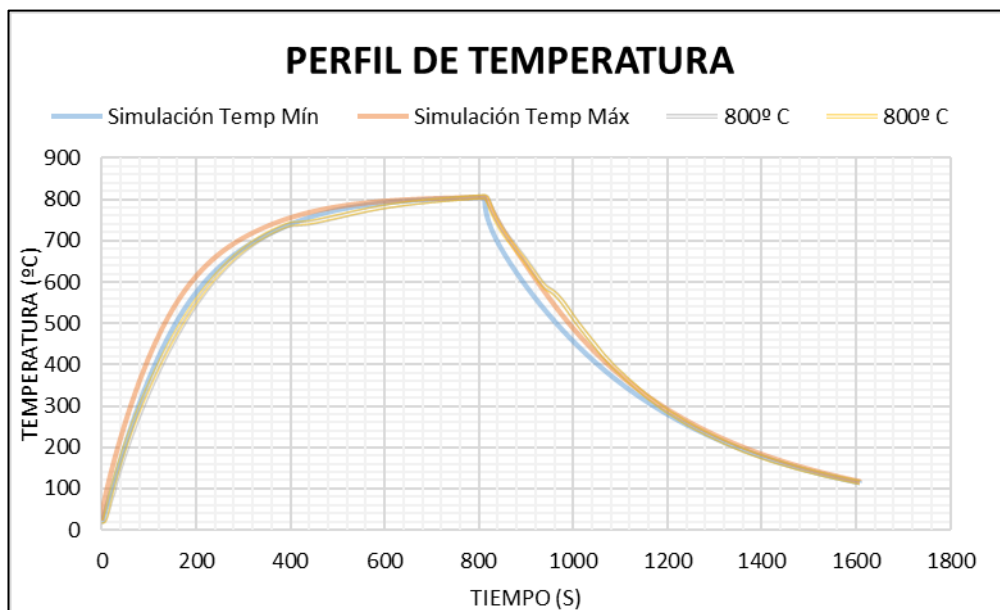


Figura 5.13. Comparación del perfil de temperatura medido de 800° C con el simulado.

De la curva de temperatura máxima simulada (**Figura 5.13**), se obtuvo el tiempo de enfriamiento al aire a temperatura ambiente necesario para que la pieza escalada alcanzara los 717 °C. El tiempo aproximado es de 60 segundos. Con estos parámetros se realizó el tratamiento térmico de las placas de acero AISI-1520 de 12 mm de espesor, que fueron unidas mediante soldadura láser.

5.5.1. Caracterización metalográfica del material escalado

En la **Figura 5.14** se muestra una micrografía realizada con un microscopio electrónico de barrido del acero AISI-1520 tratado térmicamente a 800 °C, enfriado al aire a temperatura ambiente por 60 segundos y templado en agua a temperatura ambiente (25 °C). En esta figura se observa una matriz de ferrita con islas de martensita-bainita, que es una microestructura característica de los aceros de Doble Fases.

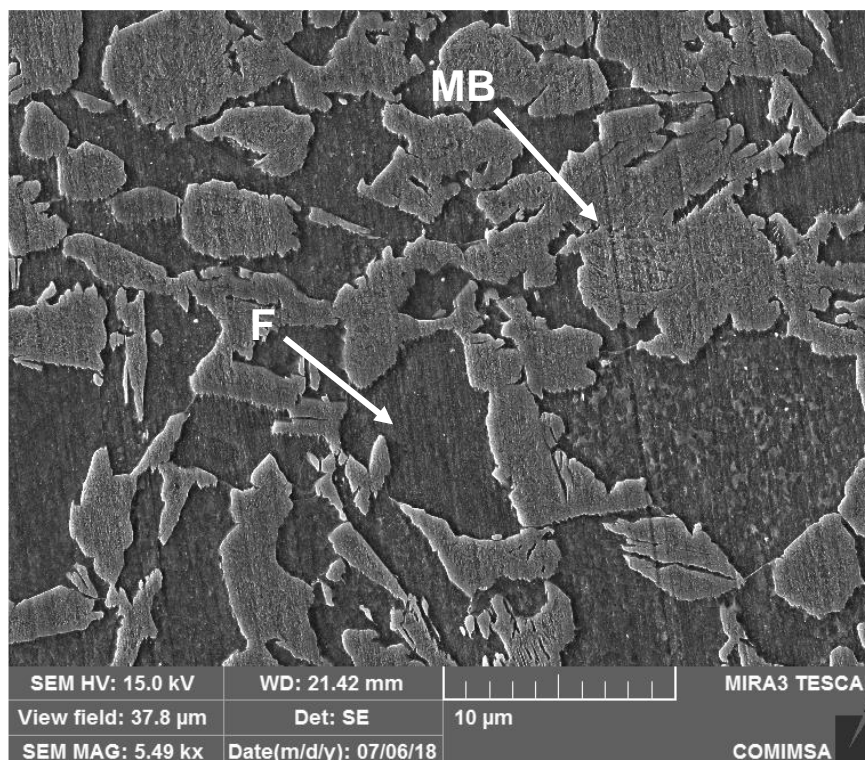


Figura 5.14. Micrografía de acero AISI 1520 tratado térmicamente. MB- Martensita-Bainita, F- Ferrita.

La fracción de volumen de martensita fue determinada mediante cuantificación de fases con el software de análisis de imagen, Image Pro Plus, según el procedimiento planteado en la ASTM E1245-03 [43]. Como resultado se obtuvo una fracción de volumen de martensita-bainita de 54.20%, con un intervalo de confianza de 50.79%; 57.61% y una exactitud relativa de 6.29%. Donde la exactitud relativa se determinó mediante la siguiente ecuación:

$$\%RA = \frac{95\% CI}{\bar{X}} \times 100 \quad \text{Ecuación 3}$$

Donde:

$\%RA$ --- Por ciento de exactitud

$95\% CI$ --- Intervalo de confianza

\bar{X} --- Media de los valores

El intervalo de confianza se determina a partir de la siguiente ecuación:

$$95\% CI = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n}} \quad \text{Ecuación 4}$$

Donde:

t --- El valor t para un tamaño de muestra (n) de 10 es 2.262. [43]

s --- Desviación estándar

n --- Tamaño de la muestra

La dureza del material se comportó uniforme en todo el espesor con un a dureza promedio de 329 HV, con una exactitud relativa de 1.30% y un intervalo de confianza del 95% de 325 HV a 334 HV.

5.5.2. Ensayo de tracción del acero AISI 1520 tratado térmicamente

A las placas de acero AISI-1520 tratado térmicamente bajo los parámetros obtenidos del escalado del diseño de experimento, se les evaluaron sus propiedades mecánicas. En la **Tabla** se muestran los resultados del ensayo de tracción, donde se aprecia la resistencia última a la tensión y la ductilidad del material o por ciento de elongación de este.

La resistencia mecánica aumenta considerablemente, en un 80%, de una resistencia última a la tensión del acero AISI-1520 sin tratar térmicamente de 630 MPa a 1135 MPa, para este mismo acero tratado térmicamente. Sin embargo, la ductilidad del material disminuye hasta un 8% de elongación promedio.

La baja ductilidad del material está dada por la presencia de las islas de martensita embebidas en una matriz continua de ferrita. La martensita, fase dura, provoca la fractura frágil del material. En estas se generan microgrietas debido a la carga aplicada sobre la pieza, las cuales comienzan a propagarse en el volumen ocupado por la martensita y con esto la falla del material. Por lo tanto, mientras mayor es la fracción de volumen de martensita, mayor es el volumen ocupado por estas y por ende existen más zonas de formación de microgrietas dando como resultado un material con baja ductilidad. [49]

Tabla 5.2. Resultado de los ensayos de tracción del acero AISI 1520 tratado térmicamente.

Probeta #	Espesor mm	Ancho mm	Carga Máxima kgf	Esfuerzo Máximo MPa	Elongación %
1	12.09	5.75	8 189	1 155	7
2	12.28	5.63	7965	1 132	8
3	12.63	5.65	8 029	1 103	4
4	12.65	5.61	8 327	1 151	14

5.6. Evaluación microestructural de la unión del acero de Doble Fase de 12 mm de espesor con proceso de soldadura láser

Las uniones soldadas se dividieron en tres partes para su análisis, zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y metal base (MB) (**Figura 5.15**). Donde en la zona afectada por el calor se observa cuatro zonas delimitadas por la fracción de volumen de martensita-bainita y su morfología.

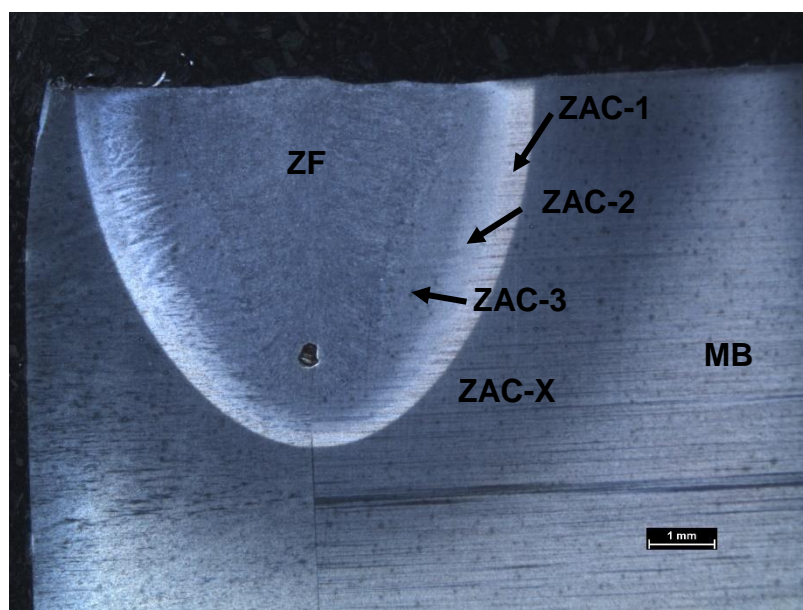


Figura 5.15. Macrografía de unión de acero AISI-1520 tratado térmicamente, soldado con láser.

En el proceso de unión de cada muestra (**Tabla**) se varió la velocidad de soldadura y se mantuvo constante la potencia del láser con el objetivo de variar el calor de entrada. Bajo estos criterios se observó cambios similares en la microestructura de las uniones soldadas de cada muestra.

Realizando una observación en dirección del metal base a la zona de fusión se observó una zona donde la martensita se descompone parcialmente, quedando un grano definido donde coexisten islas de martensita embebidas en una matriz de ferrita (**Figura 5.16**). Esta zona se encuentra ubicada adyacente al metal base.

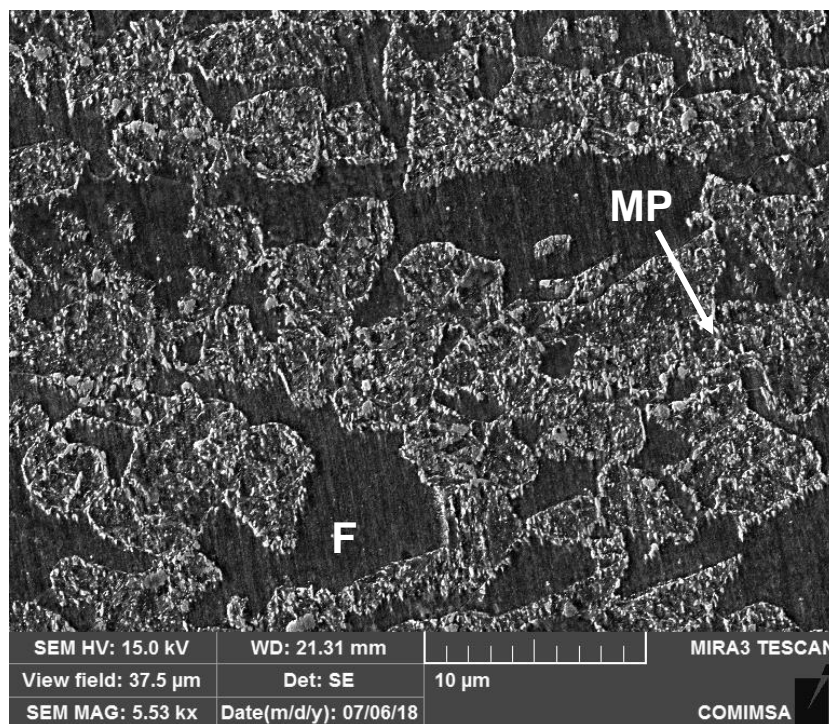


Figura 5.16. Martensita parcialmente transformada. **MP**- Martensita parcialmente transformada, **F**- ferrita.

Seguido de esta zona se observa una martensita revenida donde su morfología tiende a ser esférica con granos de martensita bien definidos, embebidos en una matriz continua de ferrita (**Figura 5.17**). Esta zona se denominó como ZAC1.

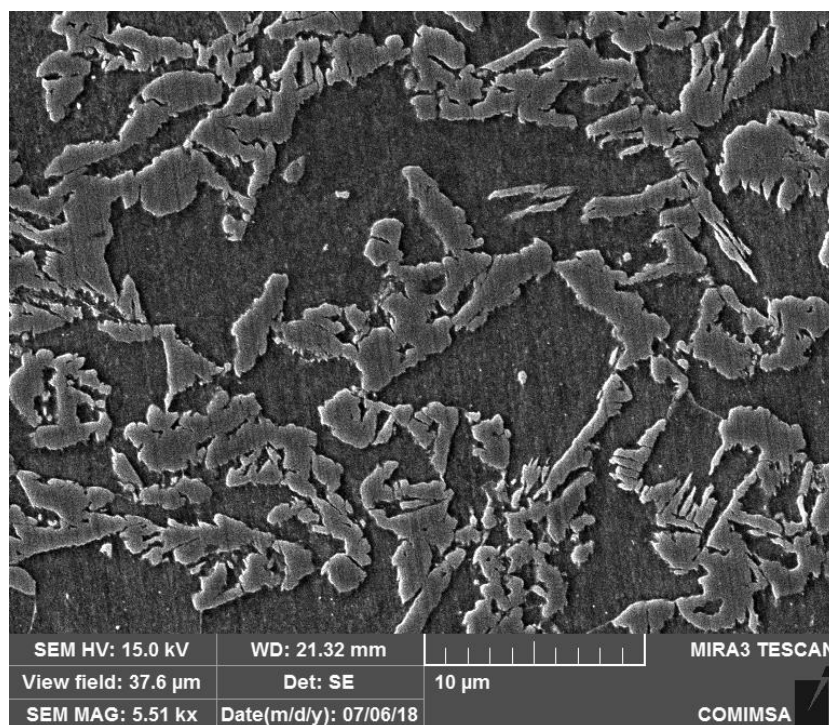


Figura 5.17. Martensita revenida. Zona afectada por el calor, ZAC1.

Continuando hacia la zona de fusión, adyacente a la ZAC1, se observa una zona donde la fracción de martensita aumenta su fracción de volumen y la morfología de la martensita comienza a ser acicular (**Figura 5.18**). Esta zona se denominó como ZAC2.

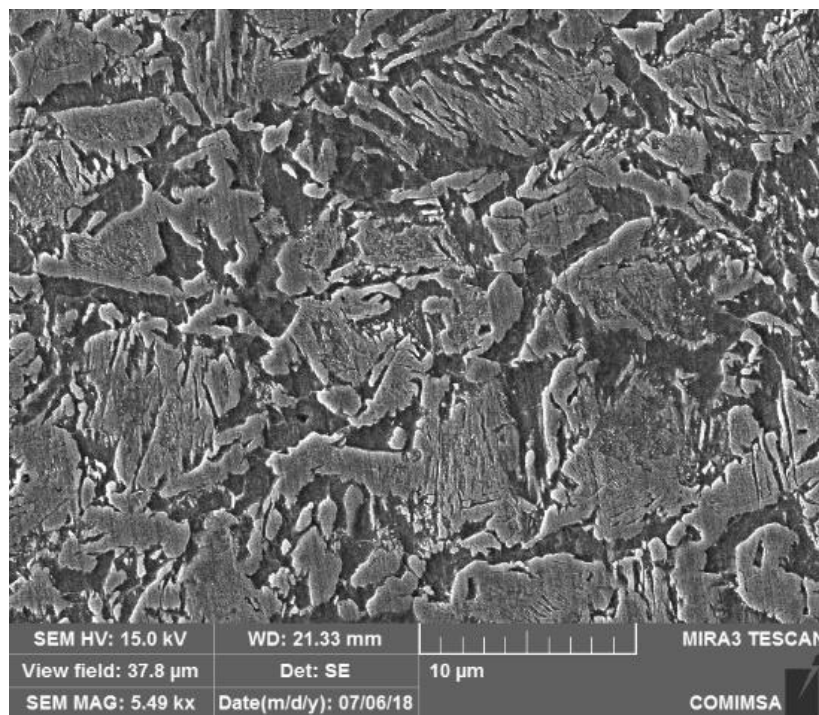


Figura 5.18. Zona afectada por el calor, ZAC2.

En la ZAC3 (**Figura 5.19**) para todas las muestras se observa una matriz continua de martensita-bainita con islas de ferrita. Esto se debe a que las zonas más cercanas a la zona de fusión alcanzan temperaturas más elevadas que las alejadas de esta y por consiguiente las velocidades de enfriamiento son superiores propiciando la formación de microestructuras aciculares como la martensita y la bainita. Sumado a esto, la composición química del acero AISI-1520 facilita la formación de este tipo de microestructuras.

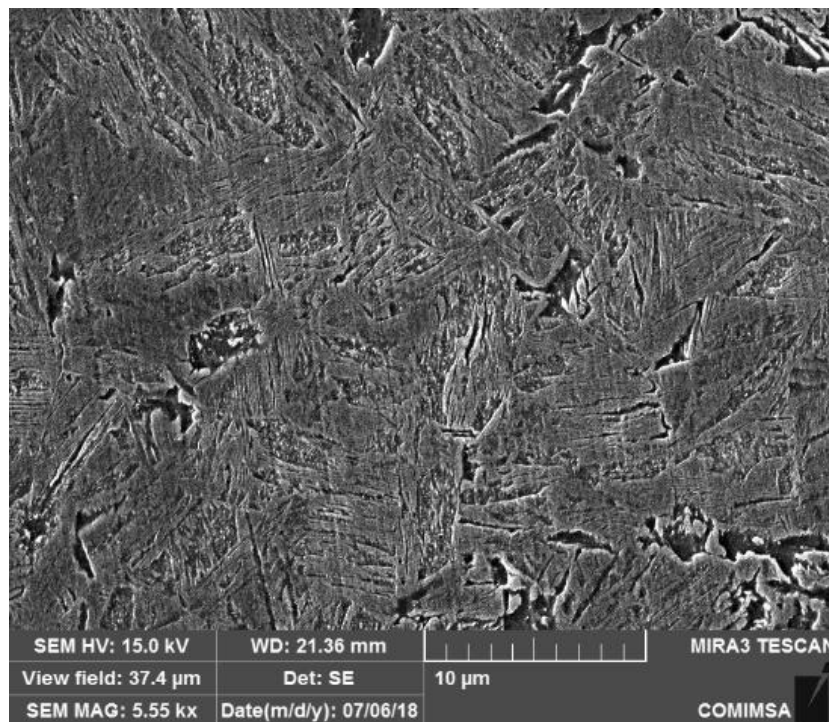


Figura 5.19. Zona afectada por el calor, ZAC3.

En la zona de fusión se observa una matriz de martensita y partículas de bainita con placas asiladas de ferrita (**Figura 5.20**).

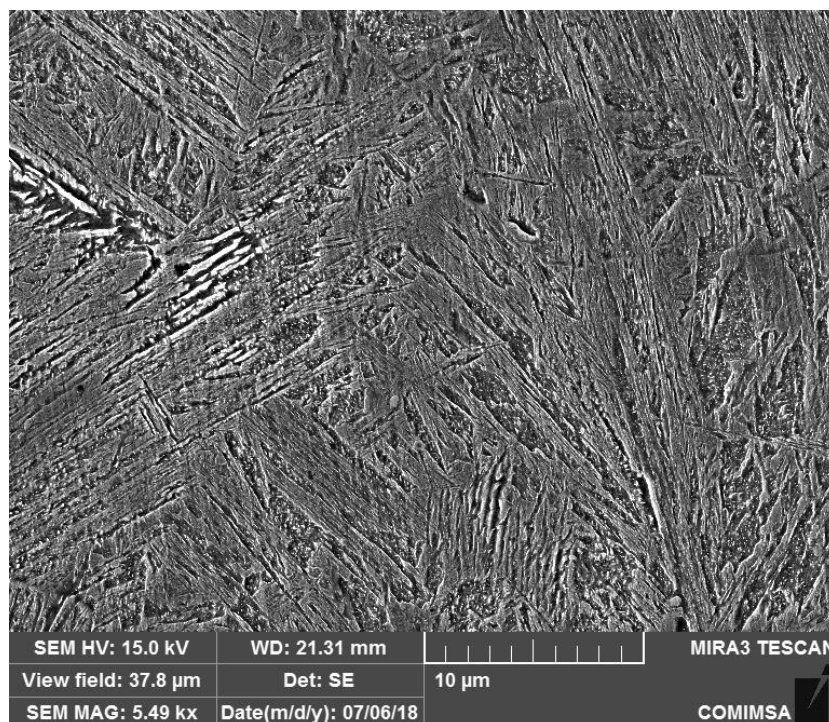


Figura 5.20. Micrografía de la zona de fusión, ZF.

5.7. Evaluación de la microdureza de las uniones soldadas del acero AISI-1520 tratado térmicamente

La dureza de un material está condicionada por su composición química, tamaño de grano y fases constitutivas. Las muestras soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente presentan variación en la fracción de volumen de martensita a lo largo de la zona afectada por el calor con respecto al metal base.

En la **Tabla** se muestra una comparación de la fracción de volumen de martensita para cada zona afectada por el calor y su correspondencia con el calor de entrada lineal aplicado a la pieza durante el proceso de unión de estas. Observando que la fracción de volumen de martensita para cada zona afectada por el calor es linealmente dependiente del calor de entrada lineal aplicado a cada muestra.

Tabla 5.3. Comparación de la fracción de volumen de martensita para cada muestra soldada.

Muestra	ZACX %	ZAC1 %	ZAC2 %	ZAC3 %	Calor de entrada lineal J/mm
1	19.41	52.05	78.30	92.70	400.00
2	17.23	51.00	63.49	83.67	500.00
3	13.71	48.06	58.71	76.78	666.67
4	11.25	35.20	43.90	70.94	1000.00

A cada muestra se le realizó un perfil de dureza según la norma ASTM E384. El perfil de dureza se hizo desde el metal base cruzando la zona de fusión hasta llegar al metal base de la otra pieza (**Figura 5.21**).

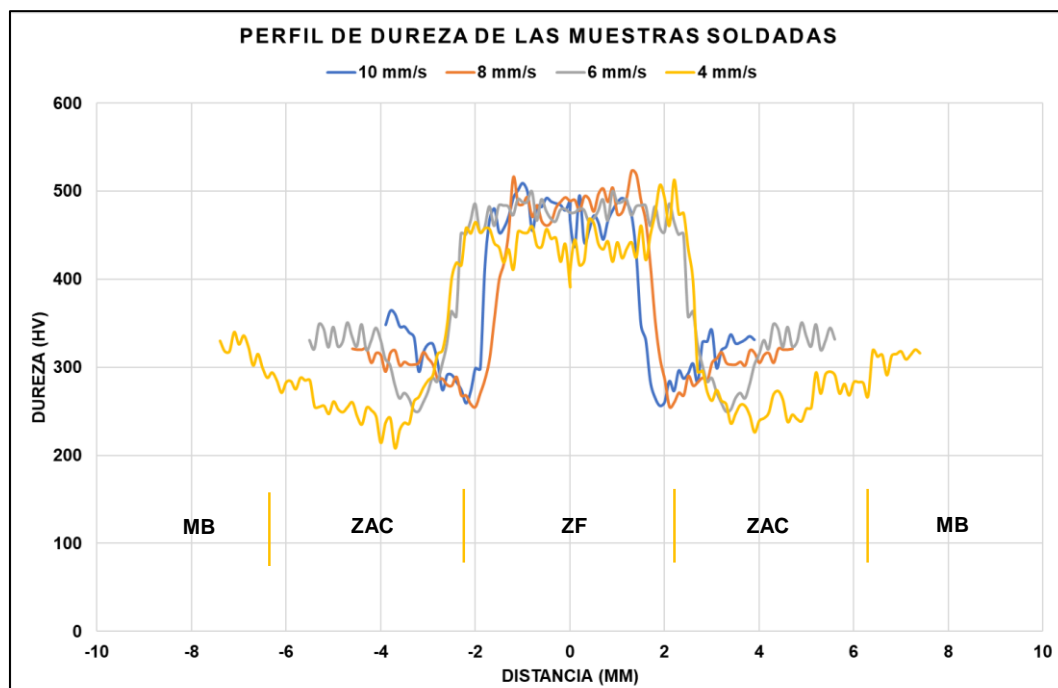


Figura 5.21. Perfil de dureza de las muestras soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente. **MB** - Metal Base; **ZAC** - Zona Afectada por el Calor; **ZF** - Zona de Fusión.

En todas las muestras se observó un ablandamiento en la zona afectada por el calor ubicada donde la martensita se transforma parcialmente y un aumento drástico de la dureza en la zona de fusión del orden de los 471 HV. El máximo ablandamiento es de 208 HV y corresponde a la muestra número 4, la cual fue soldada con una velocidad de soldadura de 4 mm/s y un calor de entrada de 1000 J/mm.

En la **Figura 5.21** se aprecia como a medida que disminuye la velocidad de soldadura, aumenta el ancho de la zona de fusión y el ancho de la zona de ablandamiento. Esto se debe a que aumenta el calor de entrada y con ello las temperaturas picos alcanzadas a diferentes distancias desde el centro de la zona de fusión.

5.8. Evaluación de la penetración alcanzada para cada muestra

Las muestras de acero AISI-1520 tratado térmicamente fueron soldadas variando la velocidad de soldadura para variar el calor de entrada aplicado a las muestras y lograr la máxima penetración (**Tabla**). En la **Figura 5.2** se muestran secciones transversales de cada muestra soldada mediante estereoscopia, donde se aprecia que a medida que disminuye la velocidad de

soldadura aumenta la penetración. La penetración máxima alcanzada fue de 5.8 mm, con una velocidad de soldadura de 4 mm/s.

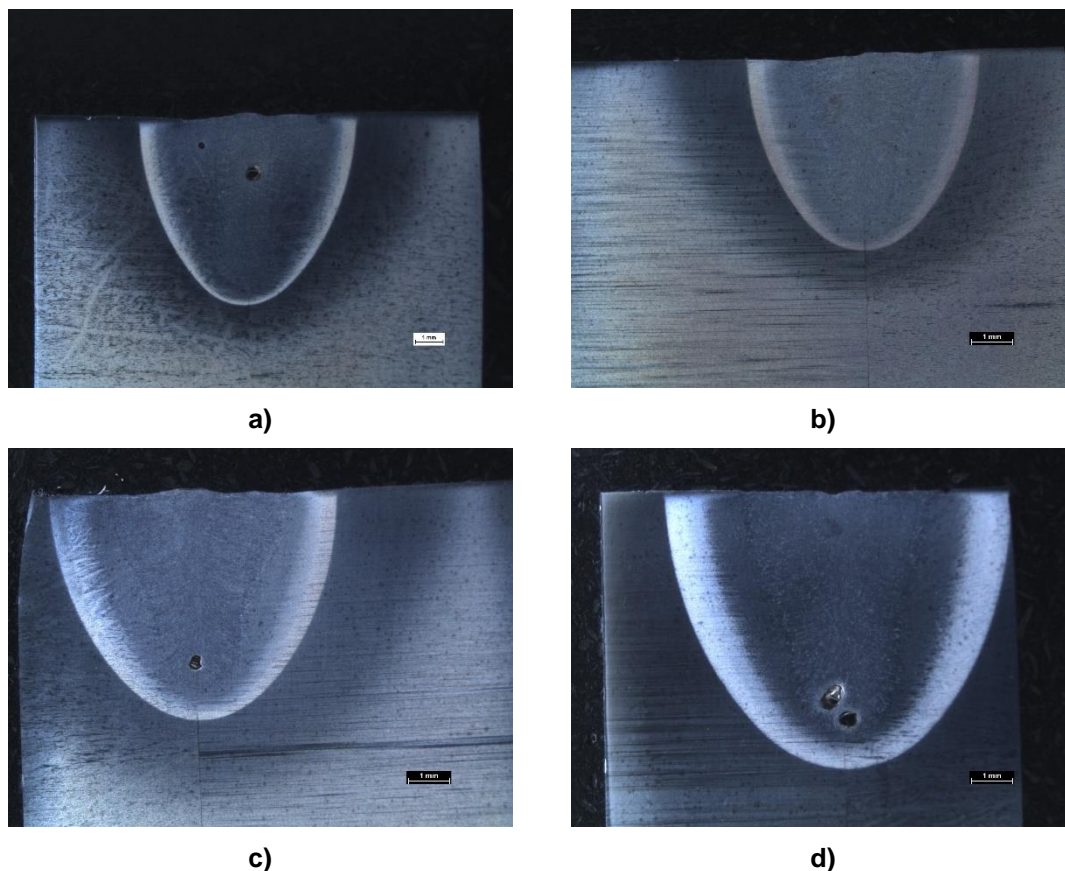


Figura 5.22. Macrografías de las uniones de acero AISI-1520 tratado térmicamente. a) Velocidad de soldadura de 10 mm/s; b) Velocidad de soldadura de 8 mm/s; c) Velocidad de soldadura de 6 mm/s; d) Velocidad de soldadura de 4 mm/s.

Teniendo en cuenta que la mayor afectación microestructural y el mayor ablandamiento alcanzado fueron bajo los parámetros de soldadura de la muestra número 4 (**Tabla**), se realizó un análisis de la penetración alcanzada en cada muestra con respecto al ablandamiento máximo alcanzado respectivamente y la velocidad de soldadura (**Figura 5.23**). De este análisis gráfico se obtuvo que la penetración máxima (5.5 mm) con el menor ablandamiento en la zona afectada por el calor (225 HV) se alcanza con una velocidad de soldadura de 5 mm/s.

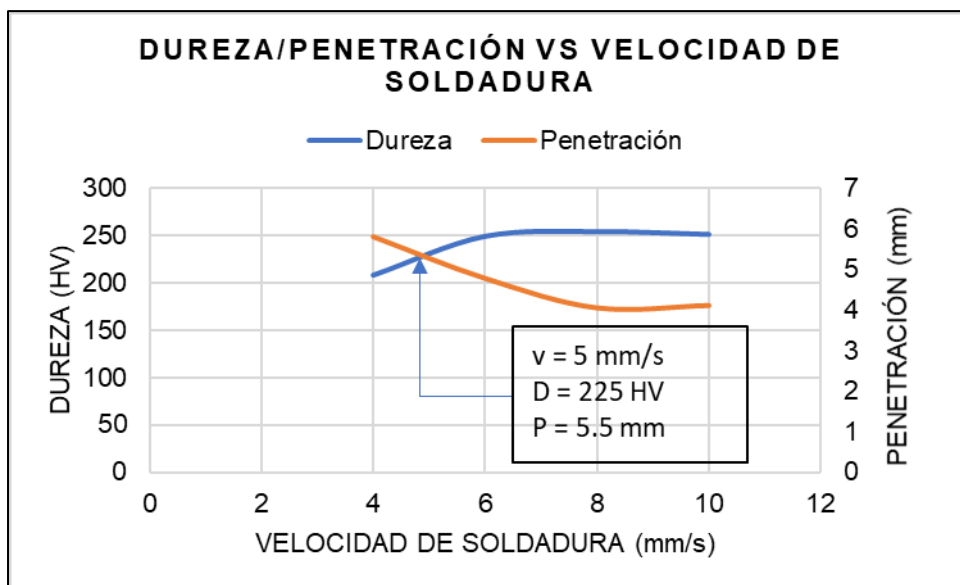


Figura 5.23. Relación de dureza/penetración vs velocidad de soldadura de las muestras soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente. **V** - Velocidad de soldadura; **D** - Dureza; **P** - Penetración de la soldadura.

5.9. Evaluación del ensayo de tracción de las uniones soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente

A las placas de acero AISI-1520 tratadas térmicamente unidas mediante proceso de soldadura láser se les evaluó su resistencia mecánica mediante el ensayo de tracción y se analizó la zona donde ocurrió la falla de la unión soldada. Los resultados se muestran en la **Tabla .4**.

Tabla 5.4. Resultados del ensayo de tracción de las uniones soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente.

Muestra	Probeta	Esfuerzo Máximo Promedio	Reducción de la resistencia		Lugar de la falla
		MPa	MPa	%	
1	2	1007	128	11	Metal Base
2	2	929	206	18	Soldadura
3	2	926	209	18.4	Metal Base
4	2	873	262	23	Metal Base

Durante el ensayo de tracción se observó una disminución de la resistencia última a la tensión en las uniones soldadas (**Tabla**). La menor resistencia a la tensión fue de 873 MPa (23% de reducción de la resistencia) con una elongación del 23%, la cual corresponde a la muestra soldada con mayor ablandamiento y menor velocidad de soldadura. La zona de falla predominante para todas las muestras fue en la zona afectada por el calor donde la dureza es menor que la del metal base (zona de ablandamiento), ver **Figura 5.24 a)**.

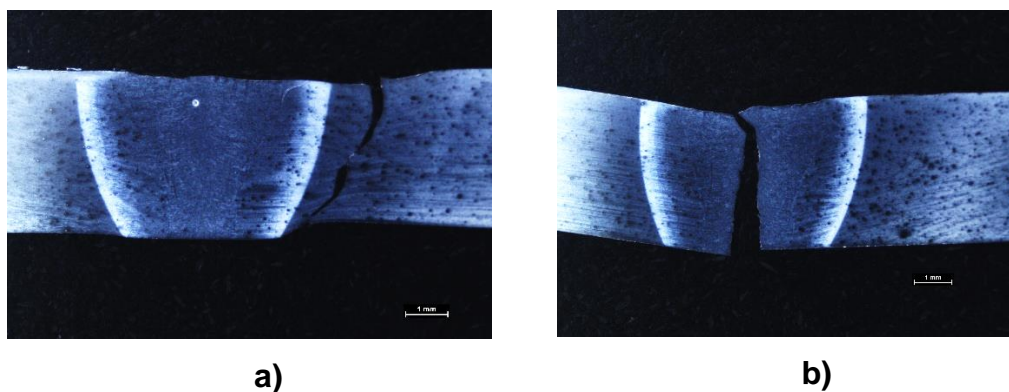


Figura 5.24. Macrografía de falla de unión soldada de acero AISI-1520 tratado térmicamente. **a)** falla en el metal base; **b)** falla en la zona de fusión.

Con los resultados obtenidos del ensayo de tracción se realizó un análisis gráfico de la resistencia última a la tensión de cada muestra con respecto a la dureza en la zona de ablandamiento, la penetración y la velocidad de soldadura. En la **Figura 5.25** se muestra la relación entre la dureza en la zona de ablandamiento de la unión soldada, la resistencia última a la tensión versus

la velocidad de soldadura. De este gráfico se obtiene la velocidad de soldadura para la cual el ablandamiento en la zona afectada por el calor es mínimo y la disminución de la resistencia última a la tensión es mínima (**Figura 5.25**).

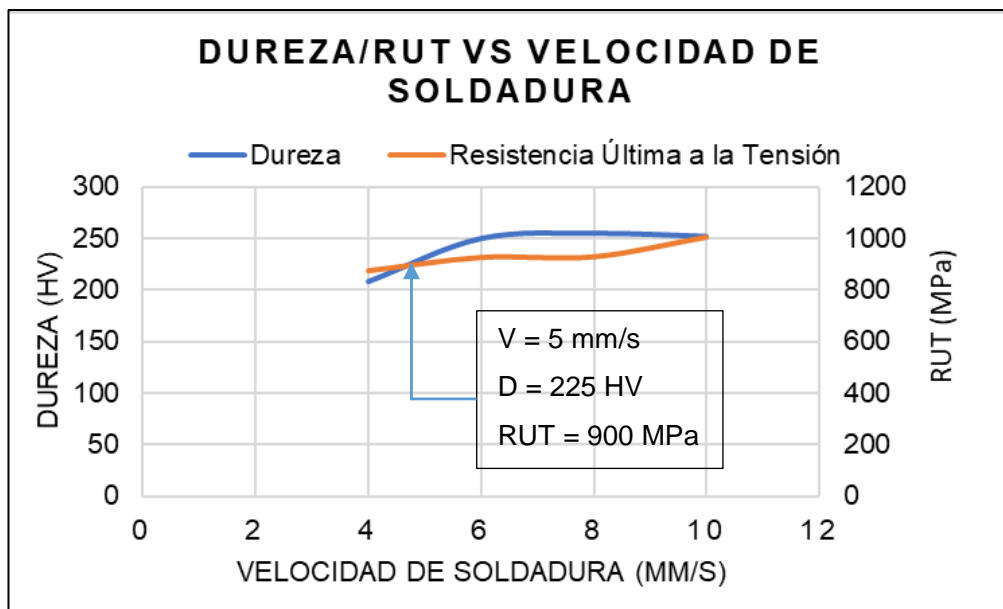


Figura 5.25. Gráfica de dureza/resistencia última a la tensión versus velocidad de soldadura. **V** – Velocidad de soldadura; **D** – Dureza; **RUT** – Resistencia última a la tensión.

En la **Figura 5.2** se muestra la relación entre la penetración de la soldadura, la resistencia última a la tensión de las uniones soldadas versus la velocidad de soldadura. Con este análisis gráfico se determinó la velocidad de soldadura a la cual se alcanza la máxima penetración con la menor reducción de la resistencia última a la tensión de la unión soldada.

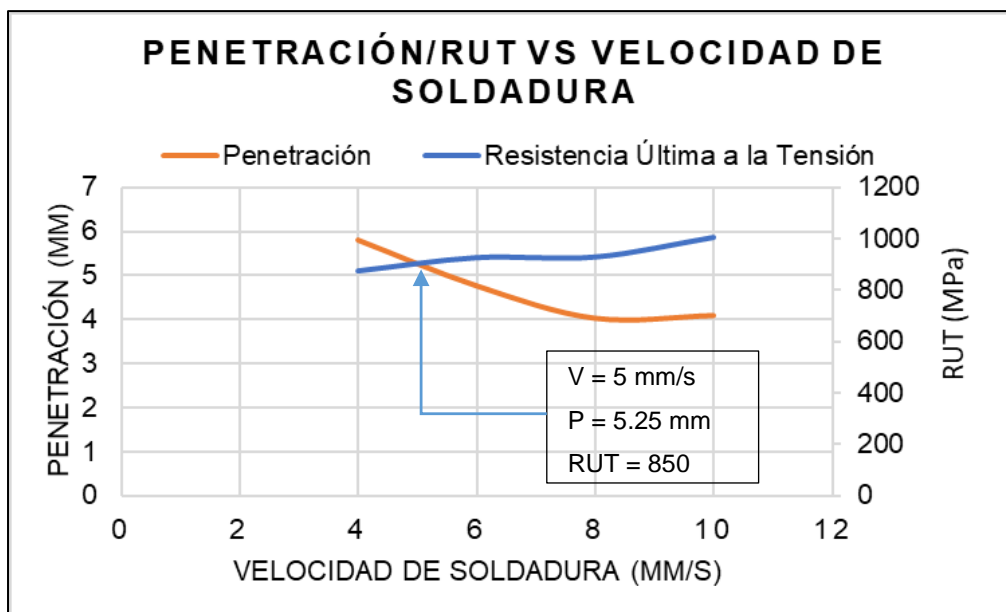


Figura 5.26. Gráfica de penetración/resistencia última a la tensión versus velocidad de soldadura. **V** – Velocidad de Soldadura; **P** – Penetración de la soldadura; **RUT** – Resistencia Última a la Tensión.

En la **Figura 5.27** se muestra el análisis gráfico de la relación entre la dureza en la zona de ablandamiento de las uniones soldadas, la resistencia última a la tensión versus la penetración de la soldadura. Con este gráfico se reafirman los resultados obtenidos en los gráficos anteriores.

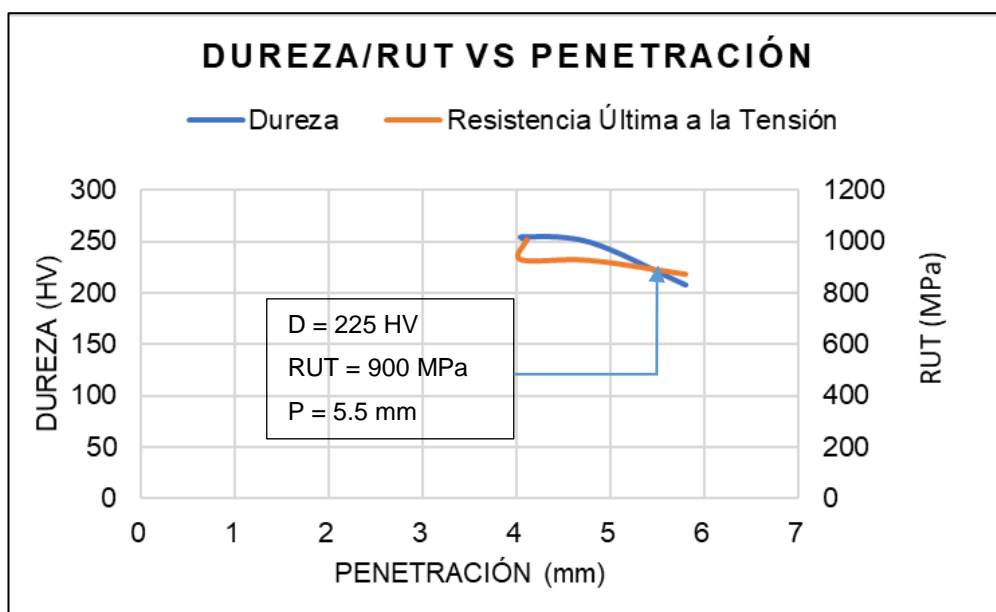


Figura 5.27. Gráfico de dureza, resistencia última a la tensión versus penetración de las uniones soldadas. **D** – Dureza; **RUT** – Resistencia Última a la Tensión; **P** – Penetración.

Con los resultados obtenidos en las gráficas anteriores y los obtenidos con la **Figura 5.23** queda establecido que la combinación óptima de ablandamiento en la zona afectada por el calor, resistencia última a la tensión y penetración de la unión soldada se obtiene con una velocidad de soldadura de 5 mm/s, para los parámetros de soldadura utilizados en este proyecto (**Tabla**). En la **Tabla** se muestran los resultados del análisis gráfico realizado.

Tabla 5.5. Resultados del análisis gráfico.

Material	Velocidad de soldadura (mm/s)	Dureza (HV)	Resistencia última a la tensión (MPa)	Penetración (mm)
AISI-1520	5	225	900	5.5

CONCLUSIONES

En el marco de las condiciones experimentales y los objetivos de este proyecto de investigación, las conclusiones son las siguientes:

- Los parámetros utilizados para unir el acero DP600 de 3.00 mm de espesor, no mostraron un ablandamiento en la zona afectada por el calor.
- La temperatura de inicio de transformación de la ferrita durante el enfriamiento para el acero AISI-1520 se encuentra en el rango de 725 °C a 700 °C y culmina en el rango de temperatura de 600 °C a 575 °C para una velocidad de enfriamiento de 1.34 °C/s desde las temperaturas picos de 850 °C y 800 °C respectivamente.
- La combinación de calentamiento hasta 800 °C, enfriamiento al aire a temperatura ambiente (25 °C) por 60 segundos, seguido de un temple en agua a temperatura ambiente proporciona un acero de Doble Fase con una fracción de volumen de martensita-bainita de 54.20% para un acero AISI-1520 y una dureza media de 329 HV a lo largo de su espesor.
- La resistencia mecánica del acero AISI-1520 aumentó considerablemente bajo el tratamiento térmico aplicado. Su resistencia última a la tensión alcanzó los 1135 MPa, pero su ductilidad disminuyó hasta 8%.
- El máximo ablandamiento en las muestras de acero AISI-1520 tratado térmicamente unido con proceso de soldadura láser fue de 208 HV.

- La penetración máxima alcanzada en la unión del acero AISI-1520 tratado térmicamente de 12 mm de espesor fue de 5.8 mm (48.33% del espesor).
- La menor resistencia mecánica de las uniones soldadas obtenidas con los parámetros de soldadura utilizados fue de 873 MPa, la cual supera la resistencia última a la tensión del acero AISI-1520 en un 38.6%.
- Con los parámetros utilizados para unir el acero AISI-1520 tratado térmicamente, la combinación óptima de máxima penetración (5.5 mm), menor ablandamiento en la zona afectada por el calor (225 HV) y mayor resistencia mecánica (900 MPa) se obtiene con una velocidad de soldadura de 5 mm/s.
- Se obtuvo un acero de Doble Fase con una resistencia última a la tensión de 1135 MPa y las uniones soldadas bajo el proceso de soldadura LBW estuvieron en el rango de 873 a 1007 MPa; por lo cual es factible sustituir un acero al carbono de baja aleación de espesor de 16 mm por un acero de Doble Fase de 12 mm de espesor.

RECOMENDACIONES

Según los resultados obtenidos en esta investigación se recomienda:

- Realizar un diseño de experimento basado en los resultados obtenidos en esta investigación, con el objetivo de obtener un acero de doble fase con un grano martensítico más fino y una mejor dispersión de las islas de martensita en la matriz de ferrita.
- Utilizar una fuente láser de mayor potencia, en el orden de los 10 kW, para aumentar la densidad de potencia y con esto lograr la penetración completa y disminuir la afectación térmica de la unión soldada.
- Aplicarle otros ensayos mecánicos tanto al acero de Doble Fase obtenido como a las uniones de éste con el proceso de soldadura LBW, para obtener una caracterización completa de las propiedades mecánicas de estos (ensayo de fatiga y tenacidad).

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Menezes Nunes, R., Alia, B. L., Alley, R. L., Apblett, William R., J., Baeslak III, W. A., Ballis, W., Bampton, C. C., Banerjee, P., and Banker, J. G., *Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6. ASM International, 1993.
- [2] Demeri, M. Y., “Dual Phase Steels,” in *Advanced High Strength Steels*, First., United States of America: ASM International, 2013, pp. 95–106.
- [3] Farabi, N., Chen, D. L., and Zhou, Y., “Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600 / DP980 dual-phase steel joints,” *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 3, pp. 982–989, 2011.
- [4] Liang, X., Li, J., and Peng, Y., “Effect of water quench process on mechanical properties of cold rolled dual phase steel microalloyed with niobium,” *Mater. Lett.*, vol. 62, no. 2, pp. 327–329, 2008.
- [5] Kou, S., *Welding Metallurgy*, Second. United States of America: John Wiley and Sons, 2003.
- [6] Xia, M., Biro, E., Tian, Z., and Zhou, Y. N., “Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels,” *ISIJ Int.*, vol. 48, no. 6, pp. 809–814, Mar. 2008.
- [7] Panda, S. K., Sreenivasan, N., Kuntz, M. L., and Zhou, Y., “Numerical Simulations and Experimental Results of Tensile Test Behavior of Laser Butt Welded DP980 Steels,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 130, no. 4, p. 041003, 2008.
- [8] Biro, E., McDermid, J. R., Embury, J. D., and Zhou, Y., “Softening kinetics in the subcritical heat-affected zone of dual-phase steel welds,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 9, pp.

- 2348–2356, 2010.
- [9] Farabi, N., Chen, D. L., and Zhou, Y., “Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, no. 2, pp. 222–230, 2012.
- [10] Parkes, D., Xu, W., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Zhou, Y., Goodwin, F., Bhole, S., and Chen, D. L., “Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels,” *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 665–675, 2013.
- [11] Correard, G. C. C., Miranda, G. P., and Lima, M. S. F., “Development of laser beam welding of advanced high-strength steels (online version),” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, pp. 1967–1977, 2015.
- [12] Svec, P. S. U. of T., Schrek, A. S. U. of T., and Csicsó, T. S. U. of T., “Fiber Laser Welding of Dual-Phase and Bake-Hardened Steels,” *Strength Mater.*, vol. 48, no. 4, pp. 481–486, 2016.
- [13] Xie, C., Yang, S., Liu, H., Zhang, Q., Cao, Y., and Wang, Y., “Microstructure and Fatigue Properties of Laser Welded DP590 Dual-Phase Steel Joints,” *J. Mater. Eng. Perform.*, pp. 3–10, 2017.
- [14] Krauss, George (Advanced Steel Processing and Products Research Center, C. S. of mines), “Microstructures, Processing and Properties of Steels,” in *ASM Handbook, Volume 01: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*, Eighth., vol. 1, United States of America: ASM International, 2007, pp. 126–139.
- [15] Ericsson, Torsten (Linköping Institute of Technology, S.), “Principles of Heat Treating of Steels,” in *ASM Handbook, Volume 04: Heat Treating*, Seven., vol. 4, no. 5, United States of America: ASM International, 2006, pp. 3–19.
- [16] Guliáev, A. P., *Metalografía. Tomo 1*, Segunda. Moscú: MIR, 1983.
- [17] Adams, B. L., Aliya, D., Alman, D., Aubin, R., Axdal, S., Baldwin, W., and Bardes, B., *Metallography and Microstructures Handbook*, vol. 9. 2004.
- [18] Vander Voort, G. F., “US Steels. I-T Diagrams,” in *Atlas of Time-Temperatures Diagrams for Irons and Steels*, United States of America: ASM International, 1991, pp. 3–51.
- [19] Callister, W. and Rethwisch, D., *Materials science and engineering: An*

- introduction*, Seven., vol. 94. United States of America: John Wiley and Sons, 2007.
- [20] Speich, G. and Breedis, J., "Martensitic structures," in *ASM Handbook: Metallography and Microstructures*, First., vol. 9, no. Metallography and Microstructures, G. F. Vander Voort, Ed. United States of America: ASM International, 1985, pp. 165–178.
- [21] Mesplont, C., "Phase Transformations and Microstructure - Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels," *Processing*, pp. 1–185, 2002.
- [22] Thewlis, G., "Classification and quantification of microstructures in steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 20, no. 2, pp. 143–160, 2004.
- [23] Furuhashi, T., Morito, S., and Maki, T., "Morphology, substructure and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys," *J. Phys. IV*, vol. 112, pp. 255–258, 2003.
- [24] Bramfitt, B. L. (Bethlehem S. C. and Hingwe, A. K. (Molloy M. C., "Annealing of Steel," in *ASM Handbook, Volume 04: Heat Treating*, Seven., vol. 4, no. 5, United States of America: ASM International, 2006, pp. 42–55.
- [25] Calcagnotto, M., Ponge, D., and Raabe, D., "Effect of grain refinement to 1 μm on strength and toughness of dual-phase steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 29–30, pp. 7832–7840, 2010.
- [26] Rocha, R. O., Melo, T. M. F., Pereloma, E. V., and Santos, D. B., "Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 391, no. 1–2, pp. 296–304, 2005.
- [27] Ikpensi, S. C., Onyekpe, O. B., and Momoh, M. I., "Effect of tempering on the microstructure and mechanical properties of austenitic dual phase steel," *Int. J. Phys. Sci.*, vol. 10, no. 16, pp. 490–497, 2015.
- [28] Alaneme, K. K., Ranganathan, S., and Mojisola, T., "Mechanical Behaviour of Duplex Phase Structures in a Medium Carbon Low Alloy Steel," *J. Miner. Charact. Eng.*, vol. 9, no. 7, pp. 621–633, 2010.
- [29] Easterling, K., *Introduction to the physical metallurgy of welding*. London: Butterworths and Co., 1983.

- [30] Biro, E., "Heat-Affected Zone Softening Kinetics in Dual-Phase and Martensitic Steels," McMaster University, 2013.
- [31] Hernandez Baltazar, V. H., Nayak, S. S., and Zhou, Y., "Tempering of Martensite in Dual-Phase Steels and Its Effects on Softening Behavior," *Metall. Mater. Trans.*, 2011.
- [32] Li, J., Nayak, S. S., Biro, E., Panda, S. K., Goodwin, F., and Zhou, Y., "Effects of weld line position and geometry on the formability of laser welded high strength low alloy and dual-phase steel blanks," *Mater. Des.*, vol. 52, pp. 757–766, 2013.
- [33] Ion, J. C., *Laser Processing of Engineering Materials*, First. Great Britain: Elsevier Butterworth Heinemann, 2005.
- [34] Duley, W. W., *Laser Welding*. Canada: John Wiley and Sons, 1998.
- [35] 7. *Laser Beam Welding (LBW)*, no. 2. 2010, pp. 37–64.
- [36] Katayama, S., "Introduction: fundamentals of laser welding," in *Handbook of laser welding technologies*, United State of American: Woodhead Publishing Limited, 2013, pp. 3–16.
- [37] Walsh, C. A., "Laser welding. Literature review." Materials Science and Metallurgy Department, England, Jul-2002.
- [38] Sokolov, M. and Salminen, A., "Improving laser beam welding efficiency," *Engineering*, vol. 06, no. August, pp. 559–571, 2014.
- [39] Webber, T., Lieb, T., and Mazumder, J., "Laser Beam Welding," in *ASM Handbook, Welding Fundamentals and Processes*, First., vol. 6A, United State of American: ASM International, 2011, pp. 556–569.
- [40] Ahmed, N., *New developments in advanced welding*, First. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 2005.
- [41] Shannon, G. (Manager of A. T. at A. M. A., "Laser Welding Fundamentals," 2016. [Online]. Available: <https://www.laserstoday.com/2016/07/laser-welding-fundamentals/>.
- [42] Chair, D. K., Merchant, V. E., Milewski, J. O., and Powers, D. E., "Laser Beam Welding, Cutting, and Associated Processes," in *AWS Welding Handbook*, United State of American: American Welding Society, 2007, pp. 503–560.
- [43] *ASTM E1245-03: Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image*

- Analysis*. United States of American, 2017, pp. 1–8.
- [44] *ASTM E384-16: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*. United States of American, 2016, pp. 1–43.
- [45] Espín Pérez, M. J., “Análisis de la distorsión en placas de acero soldadas siguiendo trayectorias con cambio de pendiente,” Corporación MExicana de Investigación de Materiales SA de CV, 2017.
- [46] Incropera, F. P., DeWitt, D. P., Bergman, T. L., and Lavine, A. S., *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*, Sixth. United States of America: John Wiley and Sons, 2007.
- [47] “Tablas Emisividad para infrarrojos.” pp. 3–6.
- [48] *ASTM E8/E8M-16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1*. United States of American, 2009, pp. 1–27.
- [49] He, X. J., Terao, N., and Berghezan, A., “Influence of martensite morphology and its dispersion on mechanical properties and fracture mechanisms of Fe-Mn-C dual phase steels,” *Met. Sci.*, vol. 18, no. 7, pp. 367–373, 1984.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1. Efecto de los elementos aleantes en los aceros de Doble Fase. [4]	20
Tabla 2.2. Datos de tensión de un acero DP de tres tamaños de grano diferentes, 30% de fracción de volumen de martensita. [26]	22
Tabla 2.3. Composición química de aceros de Doble Fase [4].....	25
Tabla 4.1. Composición química del metal base.....	41
Tabla 4.2. Composición química del acero AISI 1520.....	45
Tabla 4.3. Propiedades termofísicas del acero AISI-1520. [45].....	45
Tabla 4.4. Factores del diseño de experimento.....	47
Tabla 4.5. Diseño de experimento.	47
Tabla 4.6. Propiedades termofísicas del aire. [46]	49
Tabla 4.7. Parámetros para la simulación del ciclo de calentamiento-enfriamiento.	51
Tabla 4.8. Parámetros de soldadura láser para muestras de 12 mm de espesor. ..	52
Tabla 5.1. Resultado del diseño de experimento de superficie de respuesta.	66
Tabla 5.2. Resultado de los ensayos de tracción del acero AISI 1520 tratado térmicamente.	71
Tabla 5.3. Comparación de la fracción de volumen de martensita para cada muestra soldada.....	76
Tabla 5.4. Resultados del ensayo de tracción de las uniones soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente.....	80
Tabla 5.5. Resultados del análisis gráfico.	83

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Diagrama de Fe-C. [16].....	12
Figura 2.2. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo de un acero eutectoide. [20]	15
Figura 2.3. Martensita de placa de un acero con 0.27% de carbono, soldado con láser: la flecha indica una martensita lenticular. [23].....	17
Figura 2.4. Martensita de listón en un acero de 0.18% de carbono. [24].....	18
Figura 2.5. Diagrama de Fe-C para los aceros.[16].....	19
Figura 2.6. Micrografías de tres tipos diferentes de tamaño de grano de un acero DP. (a) CG- Grano grueso, 12.4 μm ; (b) FG- Grano fino, 2.4 μm ; (c) UFG- Grano ultrafino, 1.2 μm . [26].....	21
Figura 2.7. Recocido intercrítico de aceros de Doble Fase [4].	23
Figura 2.8. Esquema de proceso de obtención de los aceros DP rolados en caliente [4].....	23
Figura 2.9. Cambios de temperaturas durante el recocido continuo de los aceros DP [4].	24
Figura 2.10. Esquema del efecto de la convección sobre la configuración del charco de soldadura en la soldadura láser en modo de convección. [40]	30
Figura 2.11. Transición de modo de soldadura láser por conducción a modo de soldadura por keyhole.	31
Figura 2.12. Perfiles transversales de soldadura láser de un acero inoxidable 310 en función de la posición focal del láser. [40].....	36
Figura 3.1. Esquema de la metodología de la etapa 1.	38
Figura 3.2. Esquema de la metodología de la etapa 2.	39
Figura 3.3. Esquema de la metodología de la etapa 3.	40
Figura 4.1. Lámina de acero DP600 de 3.00 mm de espesor	42
Figura 4.2. Ejemplo de un perfil de temperatura.	46
Figura 4.3. Esquema de dimensiones de la placa y posición de los termopares. ...	46
Figura 4.4. Dimensiones de la placa escalada.....	49
Figura 4.5. Elemento de sujeción.	53
Figura 5.1. Macrografía de unión soldada de acero DP600 con LBW. ZF-zona de fusión, ZAC-zona afectada por el calor, MB-metal base.	55

Figura 5.2. Microestructura de un acero DP600 soldado con láser. a) Metal Base, b) ZAC1, c) ZAC2, d) ZAC3 y e) Zona de Fusión. En la figura F -Ferrita, M -Martensita, MR -Martensita revenida, B -Bainita.	58
Figura 5.3. Perfil de dureza de unión soldada de acero DP600 con LBW. MB --- Metal Base; ZAC --- Zona Afectada por el Calor; ZF --- Zona de Fusión.	60
Figura 5.4. Perfil de temperatura medido en placas de acero AISI-1520.	61
Figura 5.5. Primera derivada vs Temperatura para el calentamiento.....	62
Figura 5.6. Temperatura de cambio de fase en el calentamiento.	63
Figura 5.7. Primera deriva vs temperatura para el enfriamiento.	63
Figura 5.8. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo del acero AISI-1320. [19].....	64
Figura 5.9. Temperaturas de transformación de fase en el enfriamiento para el acero AISI-1520.....	65
Figura 5.10. Análisis de varianza del diseño de experimento de superficie de respuesta.....	66
Figura 5.11. Simplificación del modelo del diseño de experimento de superficie de respuesta.....	67
Figura 5.12. Optimización de la respuesta del diseño de experimento de superficie de respuesta simplificado.	68
Figura 5.13. Comparación del perfil de temperatura medido de 800° C con el simulado.	69
Figura 5.14. Micrografía de acero AISI 1520 tratado térmicamente. MB- Martensita-Bainita, F- Ferrita.....	70
Figura 5.15. Macrografía de unión de acero AISI-1520 tratado térmicamente, soldado con láser.	72
Figura 5.16. Martensita parcialmente transformada. MP- martensita parcialmente transformada, F- ferrita.....	73
Figura 5.17. Martensita revenida. Zona afectada por el calor, ZAC1.	73
Figura 5.18. Zona afectada por el calor, ZAC2.	74
Figura 5.19. Zona afectada por el calor, ZAC3.	75
Figura 5.20. Micrografía de la zona de fusión, ZF.	75
Figura 5.21. Perfil de dureza de las muestras soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente. MB --- Metal Base; ZAC --- Zona Afectada por el Calor; ZF --- Zona de Fusión.....	77

- Figura 5.22.** Macrografías de las uniones de acero AISI-1520 tratado térmicamente. a) Velocidad de soldadura de 10 mm/s; b) Velocidad de soldadura de 8 mm/s; c) Velocidad de soldadura de 6 mm/s; d) Velocidad de soldadura de 4 mm/s..... 78
- Figura 5.23.** Relación de dureza/penetración vs velocidad de soldadura de las muestras soldadas de acero AISI-1520 tratado térmicamente. **V** --- Velocidad de soldadura; **D** --- Dureza; **P** --- Penetración de la soldadura..... 79
- Figura 5.24.** Macrografía de falla de unión soldada de acero AISI-1520 tratado térmicamente. **a)** falla en el metal base; **b)** falla en la zona de fusión. 80
- Figura 5.25.** Gráfica de dureza/resistencia última a la tensión versus velocidad de soldadura. **V** – Velocidad de soldadura; **D** – Dureza; **RUT** – Resistencia última a la tensión. 81
- Figura 5.26.** Gráfica de penetración/resistencia última a la tensión versus velocidad de soldadura. **V** – Velocidad de Soldadura; **P** – Penetración de la soldadura; **RUT** – Resistencia Última a la Tensión. 82
- Figura 5.27.** Gráfico de dureza, resistencia última a la tensión versus penetración de las uniones soldadas. **D** – Dureza; **RUT** – Resistencia Última a la Tensión; **P** – Penetración..... 82