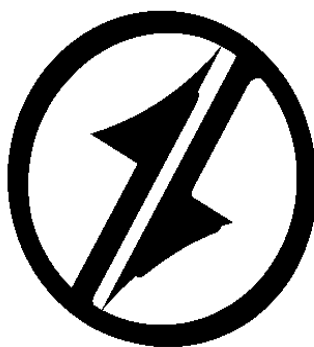


CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA
RESISTENCIA (AHSS): DOBLE FASE (DP) Y DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR
TRANSFORMACIÓN (TRIP).**

POR

Gladys Yerania Pérez Medina

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 18 DE DICIEMBRE 2009

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS): DOBLE FASE (DP) Y DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR TRANSFORMACIÓN (TRIP).

POR

Gladys Yerania Pérez Medina

TESIS

MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 18 DE DICIEMBRE 2009

Agradecimientos

A Dios:

Por darme la oportunidad de encontrarme con personas que me ayudaron en todo momento en la realización de esta tesis y por darme las habilidades y virtudes para lograrlo.

A COMIMSA:

Por darme la oportunidad de seguir preparándome profesionalmente y brindarme todas la herramientas e infraestructura necesaria.

A mis maestros y asesores:

Por compartir todos sus conocimientos y apoyo incondicional en la realización de esta tesis.

A mi madre:

Por darme siempre su cariño, amor y comprensión, además de ser un ejemplo de lucha y perseverancia.

A mi novio:

Por darme siempre su apoyo y comprensión en cualquier decisión importante durante nuestros años juntos.

ÍNDICE

SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes	4
1.2 Problema	6
1.3 Justificación	7
1.4 Objetivos	8
1.5 Hipótesis	9
1.6 Beneficios y Aportaciones	9
1.7 Alcances	9
CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE	11
2.1 Metalurgia de los aceros avanzados de alta resistencia	11
2.1.1 Aceros Doble Fase (DP)	12
2.1.1.1 Obtención de Aceros Doble Fase	12
2.1.1.2 Microestructura de Aceros Doble Fase	13
2.1.1.3 Composición Química de Aceros Doble Fase 600 y propiedades Mecánicas	15
2.1.2 Aceros TRIP Plasticidad Inducida por Transformación	17
2.1.2.1 Obtención de los Aceros TRIP	17
2.1.2.2 Microestructura de Aceros TRIP	18
2.1.2.3 Composición química de los aceros TRIP 800 y propiedades Mecánicas	18
2.2 Uniones de los aceros	20
2.2.1 Procesos de soldadura	20
2.2.1.1 Soldadura por resistencia	20
2.2.1.2 Soldadura por inducción de alta frecuencia	25
2.2.1.3 Soldadura láser	27
2.2.1.4 Soldadura por arco	29
2.2.1.5 Brazing	31
2.2.1.6 Soldadura por adhesivos	32
2.2.1.7 Ensamble mecánico	33
2.2.1.8 Unión Híbrida	35
2.3 Impacto de los procesos de soldadura en la microestructura y dureza de los aceros avanzados de alta resistencia AHSS.	36

2.3.1 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros Doble Fase 600 hecha por el proceso GMAW	36
2.3.2 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros Doble Fase 600 hecha por el proceso Láser CO ₂	38
2.3.3 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros TRIP 800 hecha por el proceso GMAW.	40
2.3.4 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros TRIP 800 hecha por el proceso Láser CO ₂	41
2.3.5 Microestructura de la zona soldada por láser diodo de aceros TRIP.	43
2.3.6 Efecto en la microestructura de los aceros DP 780, DP 980 y TRIP 780 soldados por el proceso GMAW	47
2.4 Transformaciones de fase ocurridas durante el enfriamiento de aceros al carbono	53
2.4.1 Transformaciones de reconstrucción	54
2.4.1.1 Ferrita	54
2.4.2 Transformación de desplazamiento	55
2.4.2.1 Ferrita Widmanstätten	56
2.4.2.2 Bainita	57
2.4.2.3 Ferrita acicular	58
2.4.2.4 Martensita	59
CAPÍTULO 3 METODOLOGÍA DE EXPERIMENTACIÓN	60
3.1 Condiciones de los procesos de soldadura	61
3.1.1 Análisis microestructural y pruebas mecánicas	62
3.2 Experimentos factoriales	63
CAPÍTULO 4 ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIONES	66
4.1 Caracterización de la zona afectada por el calor	66
4.2 Caracterización de la zona de fusión	72
4.3 Microdureza	76
4.4 Pruebas de tensión	80
4.5 Resultados del diseño de experimentos	86
4.6 Conclusiones	90
BIBLIOGRAFÍA	92
LISTADO DE FIGURAS	96
LISTADO DE TABLAS	100

SÍNTESIS

Con la introducción de los Conceptos Avanzados de Aceros Ultraligeros para las Carrocerías de Vehículos (ULSAB-AVC ^[6], por sus siglas en ingles) en el año 2002, se hizo énfasis sobre los aceros Avanzados de Alta Resistencia. Estos materiales proporcionan una combinación de propiedades mecánicas las cuales implica que fases presentes en los aceros transformen mecánicamente incrementado su dureza. Dando como resultado esta ultima característica un diseño y manufactura de estructuras para vehículos más eficientes y con efectividad en los costos.

Este documento cuanta trata sobre la metalurgia del metal base, integrando una recopilación sobre los proceso de soldadura para llevar acabo la unión de los Aceros avanzados de Alta Resistencia tipo Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP), se incluye una comparación con los parámetros utilizados en las soldaduras de los aceros suaves para su posible aplicación en la industria automotriz.

Para el desarrollo de esta tesis se describen los resultados obtenidos en la experimentación de las soldaduras de estos aceros unidos por los procesos de soldadura por arco con gas de protección (GMAW) y Láser CO₂. Cabe destacar la utilización de un diseño de experimentos para evaluar cómo las variables seleccionadas afectan la soldabilidad. Para la experimentación se empleo un diseño factorial de la serie 2^K.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las compañías automotrices, buscan de manera constante, el mejoramiento de la eficiencia y reducción de combustible de sus vehículos, y por consiguiente la reducción en las emisiones de gases de combustión, a la vez que la construcción de éstos sea llevada a cabo con materiales que ofrezcan mayor seguridad a sus ocupantes. ^[1,2, 3].

La reducción de combustible puede realizarse de dos maneras: incrementando el rendimiento del motor o reduciendo el peso del vehículo. Una reducción de 1% en el peso del vehículo, genera una reducción del consumo de combustible de cerca del 0.5% ^[4].

De esta manera, la industria automotriz requiere de materiales fácilmente formables, soldables, reparables y, que además, sean susceptibles de incrementar la resistencia a la corrosión mediante recubrimientos.

Para lograr estas condiciones una nueva categoría de aceros fue desarrollada, llamada Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS). Estos son el resultado de una interminable pregunta para que un material permitiera

incrementar la eficiencia y paralelamente la facilidad de manufacturar, transformar y estilizar. ^[1].

La producción de AHSS no requiere de nueva inversión a nivel de planta, además de los beneficios de bajo costo, estos aceros ofrecen otras ventajas respecto a eventuales materiales alternativos:

- Son fácilmente formables y soldables;
- Pueden ser reparados con facilidad;
- Se encuentran fácilmente en el mercado;
- No tienen un impacto negativo en el ambiente y
- Son completamente reciclables.

La evolución de los aceros AHSS usados en la carrocería de los autos se muestra en la Figura 1.1.

En el año 1995, aún no se tenía conocimiento acerca de AHSS, fue hasta el 2004-2005 cuando se empezaron a emplear, en la carrocería de los autos con un 12%, el 47% lo ocupaban los aceros HSS y lo que corresponde al 41% los aceros suaves. Se espera que para el año 2015 la aplicación de los aceros AHSS se incremente hasta un 50 %. ^[1].

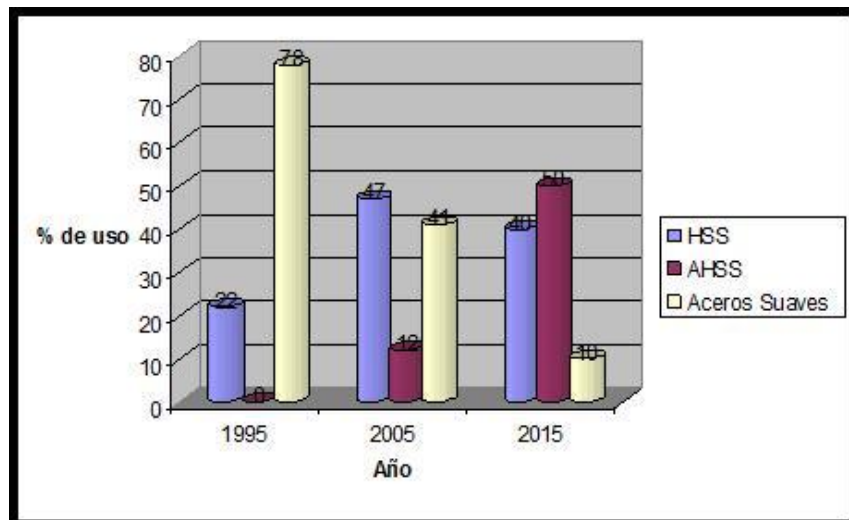


Figura 1.1 Gráfica de la evolución de los AHSS usados en la carrocería de los autos ^[1]

Usualmente, cuando se emplean aceros de alta resistencia para sustituir a los aceros suaves u otros grados, tradicionalmente utilizados en la manufactura de estructuras y paneles automotrices, la reducción en formabilidad es, frecuentemente, una de las consecuencias no deseadas. Para evitar esto, han sido diseñados aceros microestructuralmente avanzados para combinar alta formabilidad y elevada resistencia mecánica.

1.1 Antecedentes

Los aceros automotrices han sido clasificados de varias maneras, siendo la primera, por medio de designaciones metalúrgicas:

- **Aceros de baja resistencia**; aceros de bajo carbono, aceros libres de elementos intersticiales (IF), con contenidos de carbono muy bajos, menores a 0.010% y aceros suaves.

- **Aceros convencionales de alta resistencia**; tales como aceros de alto carbono, al Carbono-Manganeso (C-Mn), isotrópicos, endurecibles por tratamiento térmico, y alta resistencia, baja aleación (HSLA).

- **Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)**; de fase dual (Doble - Fase, DP, ferrita+martensita), aceros TRIP (de plasticidad inducida por transformación), de fase compleja (CP, ferrita+martensita+bainita), entre otros.

[5]

Otra clasificación se basa en sus propiedades mecánicas, específicamente en relación con su esfuerzo último en tensión:

- Aceros de baja resistencia, menos de 270 MPa.

- Aceros de alta resistencia (HSS), 270-700 MPa.

- Aceros de ultra alta resistencia (UHSS), mayor a 700 MPa. [6]

La Figura 1.2 permite apreciar, de manera comparativa la resistencia y ductilidad de los aceros empleados en la industria automotriz. Nótese que los valores de resistencia mecánica de los aceros AHSS cubren rangos de esfuerzo tanto de los aceros HSS como de los UHSS, al tiempo que su ductilidad es superior a la de los aceros HSS convencionales o de resistencia similar. [6]

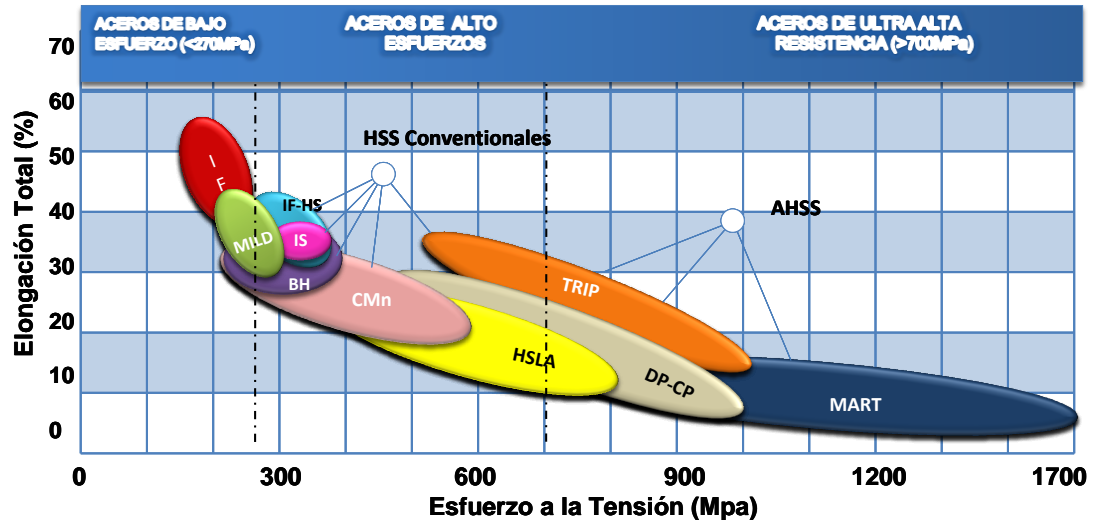


Figura 1.2 Gráfica comparativa de resistencia y ductilidad de los aceros utilizados en la industria automotriz. [6]

La principal diferencia entre el HSS convencional y el AHSS es su microestructura. Los HSS convencionales son de una sola fase. Los AHSS primeramente, son aceros multifásicos, los cuales contienen ferrita, martensita, bainita y/o austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas. Algunos tipos de AHSS tienen una alta capacidad de endurecimiento, lo que resulta en un balance resistencia-ductilidad superior a los aceros convencionales. Otros tipos tienen ultra-alto esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión, y presentan un comportamiento de endurecimiento en caliente (Bake hardening).

La terminología utilizada para clasificar productos de acero varía considerablemente en el mundo, por lo que en esta tesis se identificará cada grado por su tipo metalúrgico, esfuerzo de cedencia (MPa), y resistencia a la

tensión (MPa). Por ejemplo, DP600/800 significa un acero del tipo dual con 600 MPa de esfuerzo de cedencia mínimo y 800 MPa mínimo, de esfuerzo de tensión. Esta clasificación fue utilizada en el programa ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body-Advanced Vehicle Concepts), a partir del cual se obtuvo la tabla 1.1.

Tabla 1.1 Ejemplos de grados de aceros y sus propiedades en base a ULSAB-AVC. YS y UTS son valores mínimos. Tot. EL (elongación total) es un valor típico para un gran rango de espesores y longitudes calibradas.

Grado de Acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	Tot. EL (%)
HSLA 350/450	350	450	23 a 27
DP 300/500	300	500	30 a 34
DP 350/600	350	600	24 a 30
TRIP 450/800	450	800	26 a 32
DP 500/800	500	800	14 a 20
CP 700/800	700	800	10 a 15
DP 700/1000	700	1000	12 a 17
MS 1250/1520	1250	1520	4 a 6

1.2 Problema

Como se mencionó anteriormente, la industria automotriz busca, de manera constante, el mejoramiento de la eficiencia y reducción de combustible de sus vehículos, y por consiguiente la reducción en las emisiones de gases de combustión, a la vez que la construcción de éstos sea llevada a cabo con materiales que ofrezcan mayor seguridad a sus ocupantes. ^[1,2, 3].

Los aceros microestructuralmente avanzados han sido diseñados para combinar alta formabilidad y elevada resistencia mecánica, esto implica que fases presentes en los aceros, se transforman por trabajo mecánico incrementando su dureza.

El uso de los AHSS se ha incrementado para reducir el peso de los vehículos y reducir el espesor de los materiales. Futuras aplicaciones probablemente requieren aceros doble fase (DP) y de plasticidad inducida por transformación (TRIP) con espesores de menos de 2.0 mm y niveles de esfuerzo más grandes que 700 Mpa. Es por eso que se requiere estudiar y

entender como éstos materiales pueden ser soldados conservando sus propiedades mecánicas.

1.3 Justificación

La presión sobre los fabricantes de automóviles para mejorar en forma continua la seguridad y la economía en el consumo de combustible en la fabricación de vehículos, mientras que al mismo tiempo buscan reducir los costos y el impacto ambiental, afecta dramáticamente el diseño del vehículo y la selección de las partes para el mismo. Lograr estas metas requiere de la combinación de materiales de alta tecnología, de diseños innovadores, de procesos de manufactura avanzados y de una buena comunicación entre los ingenieros de diseño, manufactura y materiales.

Entre los materiales de alta tecnología que requiere la industria automotriz se encuentran los Aceros Avanzados de Alta Resistencia para los cuales existe poca información para establecer los parámetros de operación cuando se trata de soldar aceros DP y TRIP, ya que éstos por sus características proveen seguridad al usuario así como también reducen el consumo de combustible.

Cuando se lleva a cabo un proceso de soldadura, existen cambios microestructurales que determinan, en gran medida, las propiedades mecánicas de la unión y afectan el desempeño del producto final. Es por eso que en esta tesis se presentan las diferentes alternativas para soldar estos aceros y sus principales efectos en microestructura y propiedades mecánicas.

1.4 Objetivos

Objetivo General

Estudio del efecto de los parámetros de procesos de soldadura GMAW y Láser CO₂ en la microestructura y propiedades mecánicas de los Aceros AHSS: Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP).

Objetivos Específicos

1. Estudiar la soldabilidad y metodología de la soldadura de los AHSS, doble fase y TRIP.
2. Determinar el comportamiento metalúrgico para los Aceros Avanzados de Alta Resistencia de acuerdo a diferentes procesos de soldadura.
3. Establecer el efecto en la microestructura de los parámetros involucrados en los procesos de soldadura GMAW y Láser CO₂
4. Determinar las principales variables que afectan la soldabilidad de los AHSS: Doble Fase y TRIP.

1.5 Hipótesis

Al conocer el impacto conjunto de las diferentes variables de los procesos de soldadura GMAW y Láser CO₂ sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las uniones soldadas de los aceros doble fase y TRIP, es posible diseñar metodologías de unión de los AHSS para aplicación automotriz, con base en el desempeño de la unión soldada.

1.6 Beneficios y Aportaciones

La aportación principal de esta tesis es científica, ya que se publicará un artículo con los resultados obtenidos de la experimentación desarrollada con los AHSS doble fase y TRIP unidos por el proceso de soldadura Láser CO₂ y GMAW. El beneficio de esta publicación involucrará, principalmente, a la industria automotriz, ya que se determinarán los procesos de soldadura y los parámetros para su aplicación y uso dependiendo de la microestructura resultante, lo que a su vez nos revela el desempeño de la unión soldada y sus propiedades mecánicas. En cuanto a la aportación tecnológica, la empresa Magna está interesada en la aplicación de los resultados en sus procesos.

1.7 Alcances

Realizar una descripción de los efectos que resultan al utilizar distintos parámetros en los procesos de soldadura Láser y Soldadura por Arco con Gas Inerte (MIG, GMAW) en la microestructura y propiedades mecánicas de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia.

Evidenciar la importancia del conocimiento de los aceros avanzados de alta resistencia en la aplicación de la industria automotriz, con la finalidad de reducir costos de producción y asegurar el bienestar del usuario. La característica principal de estos aceros es su microestructura ya que son multifásicos, lo que resulta en un balance resistencia – ductilidad, superior a los aceros convencionales.

Comprender el comportamiento de estos aceros al momento de ser soldados radica en la descripción de la metalurgia fundamental, así como en sus remarcables propiedades mecánicas que dependen de su particular procesamiento y estructura.

El estudio de esta tesis presenta un enfoque en los aceros avanzados de alta resistencia AHSS: Doble Fase y TRIP, ya que este tipo de aceros son los que tienen aplicación en la industria automotriz actualmente.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 Metalurgia de los aceros avanzados de alta resistencia

La metalurgia fundamental de aceros convencionales de baja y alta resistencia, generalmente es bien conocida por fabricantes y usuarios finales de productos de acero, por lo que la metalurgia y procesamiento de los grados AHSS, en algunas ocasiones, se comparan con los aceros convencionales. Se describe a continuación algunos aspectos de la metalurgia de estos materiales, para tener un entendimiento básico de cómo sus remarcables propiedades mecánicas dependen de su particular procesamiento y estructura. Todos los AHSS se producen mediante velocidad de enfriamiento controlado desde la austenita o desde austenita más ferrita, tanto en los molinos de laminado en caliente, como en la sección de los hornos de recocido continuo, para el caso de productos con este tratamiento o para productos recubiertos en caliente.

2.1.1 Aceros Doble Fase (DP)

2.1.1.1 Obtención de Aceros Doble Fase

Los aceros DP consisten de una matriz ferrítica con martensita dura, como segunda fase en forma de islas. Incrementando la fracción de volumen de segundas fases duras, generalmente se incrementa la resistencia. Los aceros DP (ferrita más martensita) se producen por enfriamiento controlado desde la fase austenítica (en productos laminados en caliente) o desde una zona ferrita más austenita (para productos laminados en frío y con recocido continuo y productos recubiertos por inmersión en caliente) para transformar algo de austenita en ferrita, luego se realiza un enfriamiento rápido para transformar la austenita remanente en martensita. Dependiendo de la composición y la ruta de proceso, los aceros laminados en caliente requieren tener capacidad de resistir un estirado en los bordes, entonces puede tener algo de bainita. En la Figura 2.1 se observa el esquema de obtención de aceros DP por enfriamiento controlado.

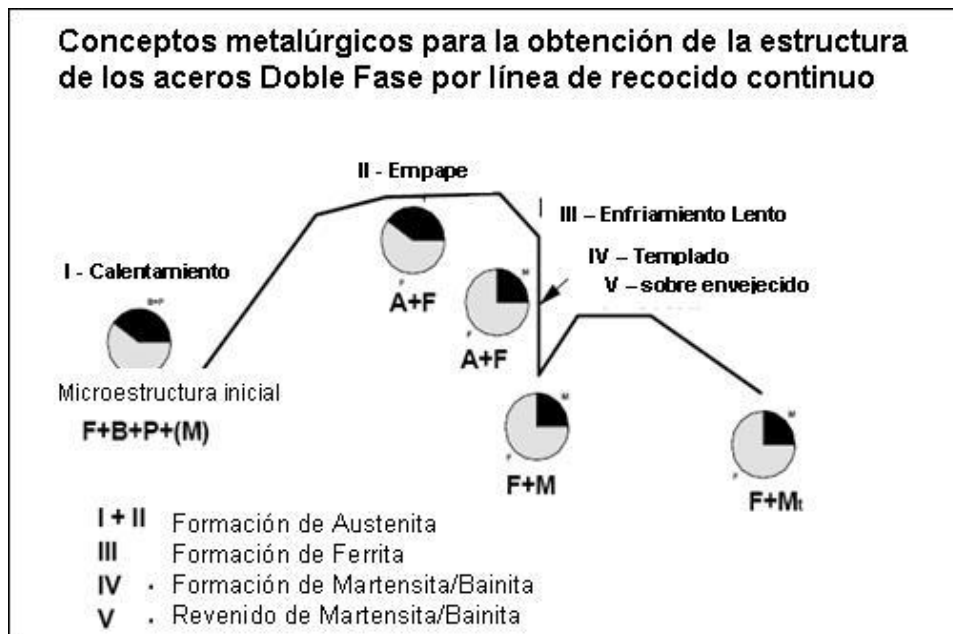


Figura 2.1 Esquema de obtención de Aceros Doble Fase por enfriamiento controlado. [9].

Los aceros DP también pueden ser fabricados mediante un procesamiento termomecánico que consiste en austenitizar completamente el acero y laminarlo en caliente en la región austenítica, seguido de enfriamiento al aire en la región bifásica ($\alpha+\gamma$), para finalmente templear en agua. [9].

La temperatura de temple escogida influye en el nivel de esfuerzo requerido alcanzado por el producto final. A temperaturas más elevadas, mayor la cantidad de austenita que durante el temple, se transforma en martensita. Mn, Cr y Mo se añaden al acero para incrementar la templabilidad del material. Así, el proceso de enfriamiento y la templabilidad determinan la fracción volumétrica de las lagunas de austenita que se transforman a martensita.

2.1.1.2 Microestructura de Aceros Doble Fase

La microestructura de un acero DP consiste esencialmente en una matriz ferrítica con cantidades variables de martensita, de acuerdo al grado. Estos aceros son producidos, de manera general, a partir de aceros hipoeutectoides (ferrítico-perlíticos) mediante un tratamiento térmico que consiste en un “recocido” o austenitización parcial a temperaturas ubicadas en la región intercrítica (entre A_3 y A_1) del diagrama Fe-Fe₃C (Figura 2.3), que descompone la estructura ferrítico-perlítica inicial en una microestructura ferrítico (α) – austenítica (γ), al transformar la perlita (ferrita+Fe₃C) en austenita, y que seguido por un temple promueve la transformación de austenita a martensita, generando un material de estructura bifásica con contenidos variables de ferrita y martensita. Ver Figuras 2.2, 2.3 y 2.4 [1, 2, 5, 7,8].

La Figura 2.2 muestra un esquema de la microestructura del acero DP, el cual contiene ferrita más islas de martensita. La fase suave de ferrita generalmente es continua, dándole a estos aceros excelente ductilidad. Cuando estos aceros se deforman, la deformación se concentra en la fase de ferrita de baja resistencia rodeando las islas de martensita, creando su particular velocidad de endurecimiento por trabajado que presentan estos aceros.

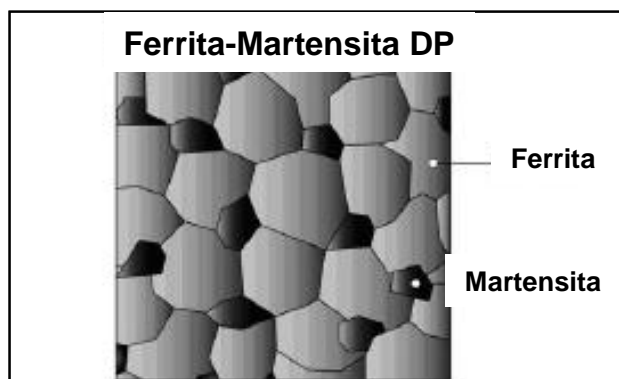


Figura 2.2 Esquema de la microestructura de los Aceros Doble Fase [5, 8].

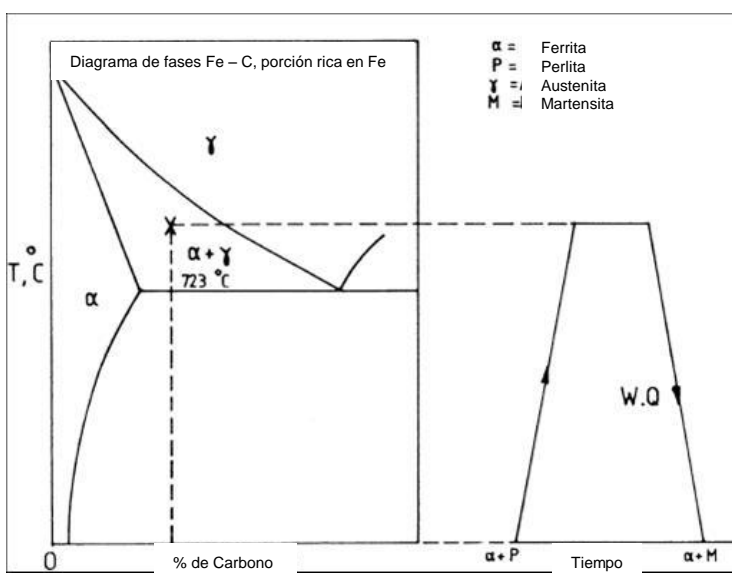


Figura 2.3 Representación esquemática de una ciclo de tratamiento térmico para producir un acero de Doble Fase (DP). [8].

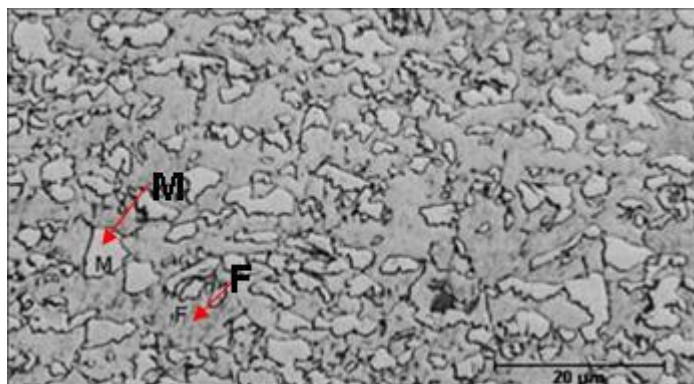


Figura 2.4 Micrografía de un acero DP, mostrando una microestructura consistente de ferrita (oscuro, F) y 11% de martensita (claro, M). [8].

2.1.1.3 Composición química de Aceros Doble Base 600 y Propiedades Mecánicas

La composición química de los aceros Doble Fase 600 se muestra en la Tabla 2.1, como se mencionó anteriormente Mn, Cr y Mo se añaden al acero para incrementar la templabilidad del material. Así, el proceso de enfriamiento y la templabilidad determinan la fracción volumétrica de las lagunas de austenita que transforman a martensita.

Tabla 2.1 composición química del Acero Doble Fase 600.

	C	Mn	Si	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Mo
%	0.115	1.55	0.186	0.026	0.005	0.0032	0.035	0.012	0.347	0.026	0.110

La resistencia de los aceros DP depende principalmente de la cantidad y dureza de la martensita en la estructura ^[2, 10], la cual puede variar de 10 a 40% en peso, dentro de la matriz de ferrita. ^[1] Otra característica relevante del comportamiento mecánico de los aceros DP es que no exhiben el fenómeno de punto de cedencia, o cedencia discontinua que causa la aparición de bandas de Lüders, lo que evita problemas de apariencia superficial.

Las altas tasas de endurecimiento en el trabajo, además de una excelente elongación, dan a los aceros Doble Fase fuerzas máximas de tensión más altas que las de los aceros convencionales con fuerzas de rendimiento parecidas. Al ser comparadas con aceros de alta resistencia con aleaciones menores y con una fuerza de rendimiento similar, los aceros Doble Fase muestran tasas iniciales más altas de endurecimiento en el trabajo, fuerza máxima de tensión y una menor tasa de fuerza de rendimiento a la fuerza máxima a la tensión (Figuras 2.5 y 2.6).

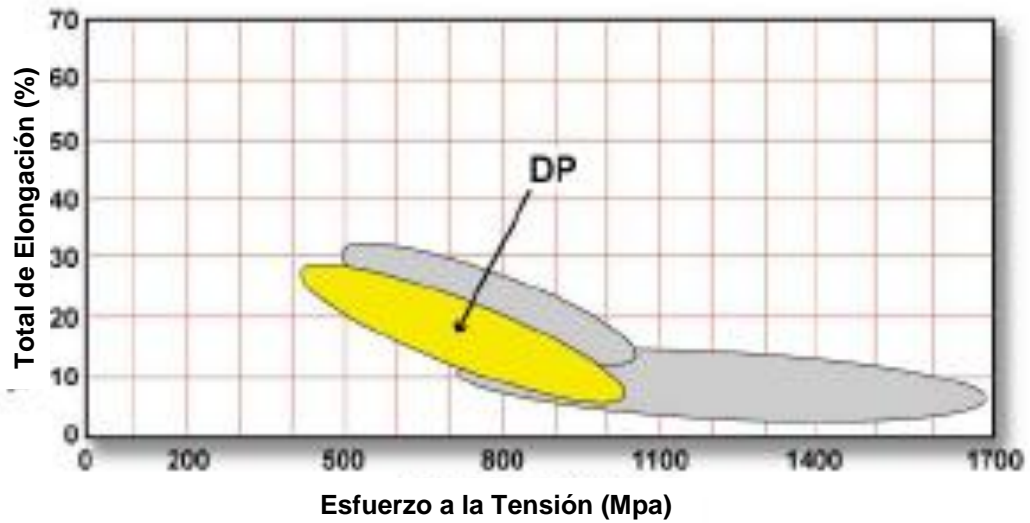


Figura 2.5 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Doble Fase y su porcentaje de elongación. ^[6].

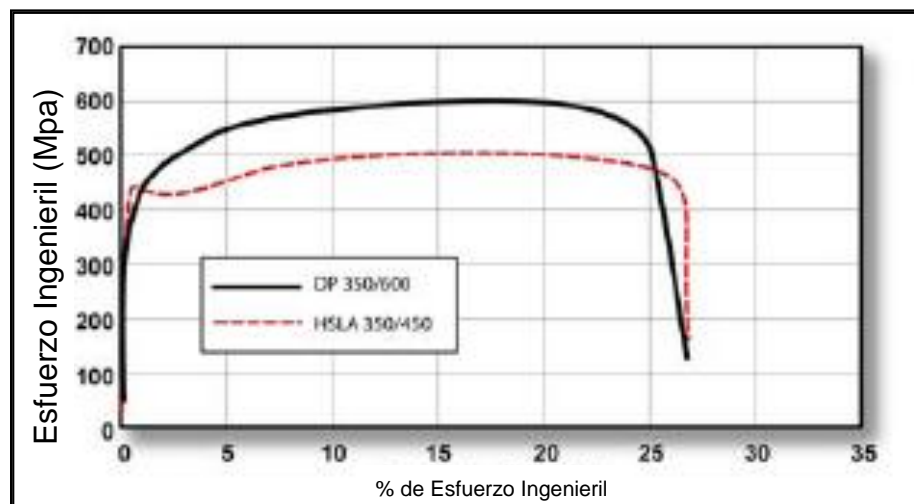


Figura 2.6 La grafica muestra el esfuerzo ingenieril de los Aceros Doble Fase, comparado con los Aceros de Alta Resistencia baja Aleación, notándose un mayor esfuerzo en Megapascuales para los Aceros Doble Fase. ^[6].

2.1.2 Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP)

2.1.2.1 Obtención de los Aceros TRIP.

El ciclo térmico aplicado para fabricar los aceros TRIP es similar al del usado en los aceros DP (Figura 2.7). La lámina es calentada rápidamente en la región intercrítica para formar una mezcla de austenita y ferrita. La mayor diferencia es la introducción de un mantenimiento isotérmico en la región bainítica (o un enfriamiento lento), para generar bainita y retener austenita en la estructura final. Esto se logra al deprimir la temperatura M_s abajo del cero al enriquecer, en carbono, la austenita no transformada. El enriquecimiento en carbono solamente por la formación de ferrita es insuficiente. Por lo tanto, un mayor enriquecimiento en carbono se alcanza mediante la formación de bainita. Si y Al se añaden no sólo para incrementar el endurecimiento por solución sólida, sino principalmente para prevenir la precipitación de carburos durante la formación de bainita. De esta manera, el carbono rechazado desde la ferrita enriquece la austenita, la cual queda retenida en la microestructura final. [2,11].

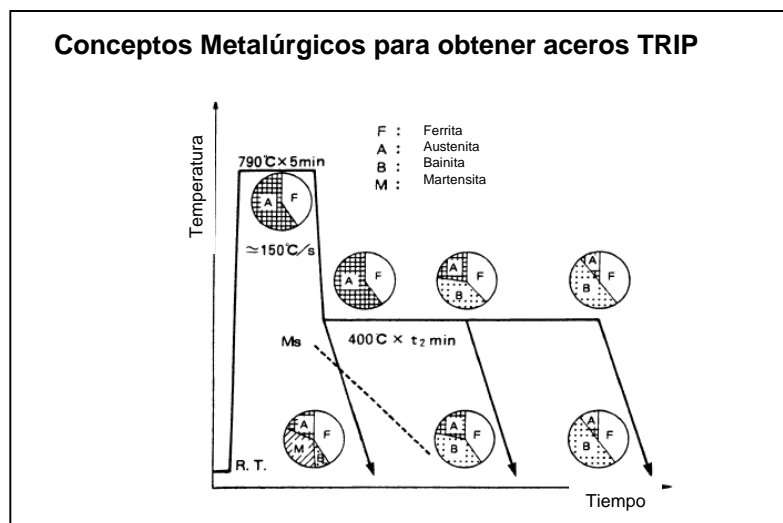


Figura 2.7 Esquema que muestra la obtención de los Aceros TRIP, Plasticidad Inducida por Transformación. [2].

2.1.2.2 Microestructura de Aceros TRIP

La microestructura de los aceros TRIP consiste principalmente de tres fases (Figura 2.8): ferrita, bainita y austenita retenida, aunque también es común la presencia de martensita. Cuando la energía de activación necesaria es inducida durante la deformación, la austenita retenida transforma a martensita mejorando significativamente el endurecimiento por trabajado del material. [11]

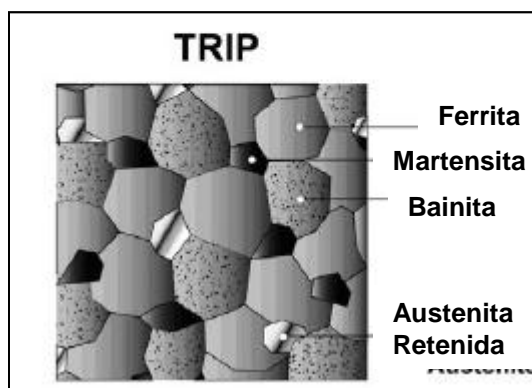


Figura 2.8 Microestructura típica de un acero TRIP [6].

2.1.2.3 Composición química de Aceros TRIP 800 y Propiedades Mecánicas

La composición química de los aceros TRIP se muestra en la Tabla 2.2. Los aceros TRIP usualmente contienen mayor cantidad de carbono y silicio y/o aluminio que los aceros DP, a fin de promover su microestructura multifase. Como se mencionó anteriormente, el Si y Al se añaden no sólo para incrementar el endurecimiento por solución sólida sino principalmente para prevenir la precipitación de carburos durante la transformación bainítica.

Tabla 2.2 Composición química del Acero TRIP 800

	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr.	Mo	Ti	Al	Cu	B
%	0.232	1.653	1.55	0.004	0.010	0.036	0.033	0.018	0.004	0.041	0.033	0.002

Se ha demostrado que los aceros TRIP ofrecen una ductilidad superior y un mayor grado de endurecimiento por trabajado que los grados de acero DP con el mismo nivel de resistencia mecánica. ^[1, 6,12]. Ver Figura 2.9. Sin embargo, la producción de aceros TRIP conlleva un costo adicional debido a que el procesamiento es más complicado, y por la adición de aleantes al comparárseles con los aceros DP. ^[2].

Las tasas de endurecimiento por trabajo de los aceros TRIP son sustancialmente superiores a las de los aceros de alta-fuerza convencionales, lo cual brinda ventajas únicas en el formado por estiramiento y en el estampado por embutido. Los niveles más altos de esfuerzo en los aceros TRIP, proporcionan una ligera ventaja sobre los aceros Doble Fase en aquellas aplicaciones más severas de formado-por estiramiento.

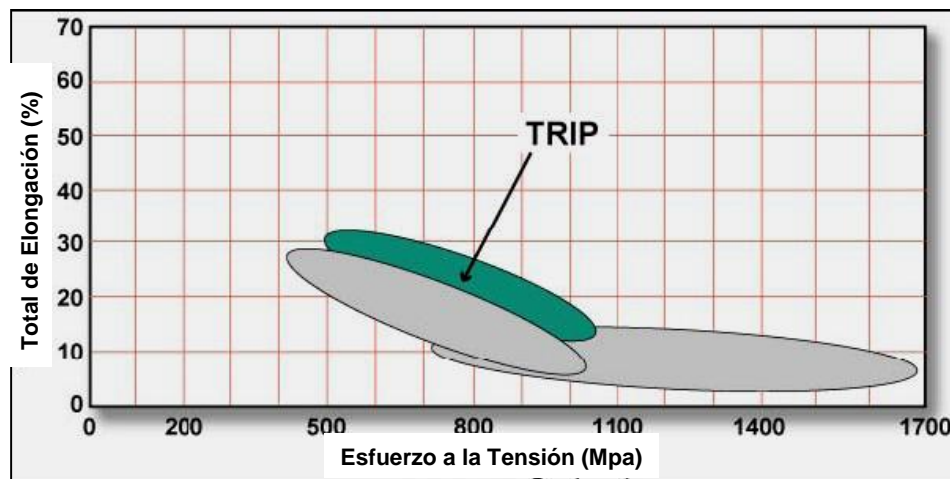


Figura 2.9 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros TRIP y su porcentaje de elongación. ^[6].

2.2 UNIONES DE LOS ACEROS

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia pueden ser soldados satisfactoriamente para aplicaciones automotrices. Estos aceros difieren de los Aceros Suaves por su composición química y microestructura. Al momento de ser soldados, sufrirán un cambio en la microestructura. El alto calor de entrada, provocara un mayor efecto sobre la microestructura. En el enfriamiento rápido, es normal ver la formación de martensita y/o bainita en el metal soldado y en la zona afectada por el calor (ZAC).

El tipo de soldadura más adecuado para unir dos piezas de metal depende de las propiedades físicas y químicas de los metales y materiales de aporte que se van a unir, de la utilización a la que estará destinada la pieza, del medio ambiente en el que estará en servicio y de las instalaciones disponibles.

2.2.1 Procesos de soldadura

2.2.1.1 Soldadura por resistencia

Si cualquier tipo de AHSS se utiliza por primera vez, el usuario deberá considerar los mismos registros que aplica para la soldadura de aceros suaves, considerando lo siguiente:

- Incrementar la fuerza del electrodo por un 20% o más, dependiendo de su esfuerzo de cedencia.
- Incrementar el tiempo de soldadura cuando sea apropiado.

Si estos cambios son insuficientes, entonces se trata con los siguientes cambios adicionales:

- Tratar con soldadura multi-pulso (algunos pulsos o post-calentamiento).
- Utilizar diámetro más grande o cambiar el tipo de electrodo.
- Aumentar el tamaño mínimo de la soldadura.

En este proceso los AHSS requieren menos corriente que los aceros convencionales, aceros de alta resistencia baja aleación y aceros suaves, ya que los AHSS tienen resistencia eléctrica más alta. Ver Figura 2.10 ^[14,17]

Por lo tanto, los niveles de corriente para los AHSS no se aumentan y se pueden incluso reducir dependiendo de la composición química del material. Sin embargo, Los AHSS puede requerir fuerzas más altas del electrodo para el mismo grueso de aceros suaves porque la fuerza del electrodo depende de la resistencia del material. ^[14,17]

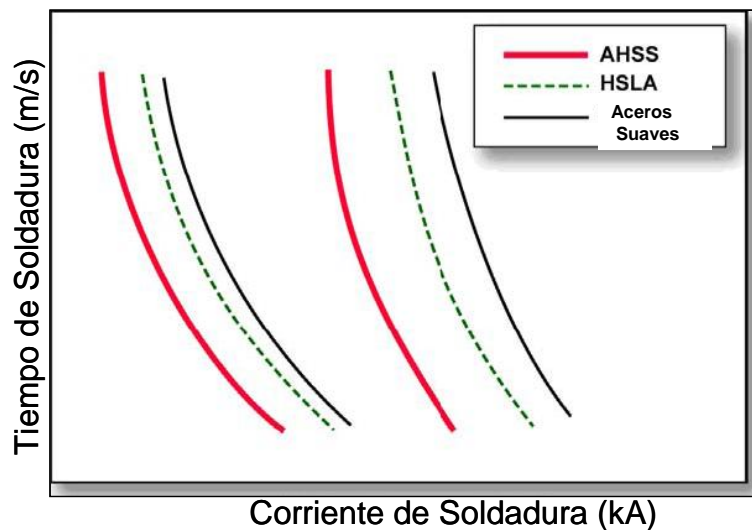


Figura 2.10 Gráfica donde se muestra que los AHSS requieren menor corriente que los Aceros suaves y aceros de alta resistencia baja aleación. ^[6]

A. Balance de Calor de Entrada, de Material y Espesor

El calor de entrada es definido por:

El calor de entrada es = I^2Rt

Donde: I= Corriente de soldadura

R= Interfacial y resistencia entre las dos hojas

t= tiempo de soldadura

El calor de entrada tiene que ser cambiado dependiendo del calibre y grado del acero. Comparando al acero de bajo esfuerzo de un calibre particular, el AHSS del mismo calibre necesitará menos corriente. Semejantemente, el material de calibre fino necesita menos corriente que el de calibre grueso. Controlar el calor de entrada según el calibre y el grado se llama balance de calor en la soldadura de puntos por resistencia.

La tabla 2.3 muestra la clasificación de acero basada en el nivel de esfuerzo para espesores constantes. Con el aumento de números de grupo, una fuerza más alta del electrodo, un tiempo más largo de la soldadura y una corriente más baja se requieren para la soldadura de puntos satisfactoria. Las combinaciones de materiales con un grupo diferente se pueden soldar con poco o nada de cambios en parámetros. La diferencia de dos o tres grupos puede requerir consideraciones especiales en términos del tamaño de electrodo, fuerza o tipo de fuente de poder ^[1, 2, 6].

Tabla 2.3 Clasificación de los aceros para soldadura de puntos de resistencia

Grupo	Esfuerzo mínimo de Tensión	Producto
1	< 350 Mpa	Suave 140 -270
		BH 180/300
		BH 210/320
		BH 240/340
2	350 - 500 Mpa	BH 260/370
		HSLA 280/350
		HSLA 350/450
		DP 300/500
3	> 500 - 800 Mpa	DP 350/600
		TRIP 350/600
		DP 500/800
		TRIP 500/800
		CP 700/800
4	> 800 Mpa	DP700/1000
		MS 950/1200
		MS 1150/1400
		MS 1250/1520
		HF 950/1300

B. Modo de transmisión de energía de Soldadura

Los AHSS se pueden soldar con ambos modos CA (corriente alterna) y CD (corriente directa). La corriente directa de frecuencia media (MFDC) tiene una ventaja sobre la corriente alterna convencional, debido a la corriente unidireccional y continua. El modo de corriente no tiene ninguna diferencia significativa en la calidad de la soldadura. La CA y la CD pueden producir fácilmente soldaduras aceptables. También se ha observado que los tamaños de la pepita son estadísticamente más grandes al usar la soldadura de CD con los mismos parámetros secundarios de soldadura. Algunos estudios han demostrado que el soldar con corriente directa frecuencia media (MFDC) proporciona mejoras en el balance de calor y tamaño del botón de soldadura. Ver Figura 2.11. [6, 14]

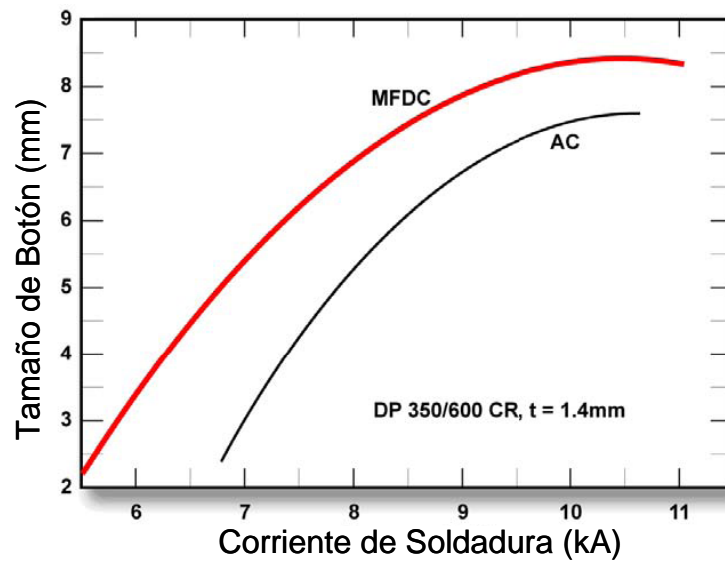


Figura 2.11 Rangos para 1.4 milímetros de acero laminado en frío del DP 350/600 en diversos modos de corriente con pulso simple. [6].

C. Geometría del Electrodo

Aunque hay diferencias en el proceso de soldadura dependiendo del material y forma (cono truncado y domo), Los AHSS se pueden soldar con todo tipo de formas. La forma de domo del electrodo asegura los botones incluso en corrientes más bajas debido a densidades de corrientes más altas en el centro del domo (Figura 2.12). La curva de electrodos en forma de domo ayudará a disminuir el efecto del desalineamiento del electrodo. Sin embargo, estos tienen menos vida en los aceros recubiertos debido a los bordes redondos, pero tendrán pocas tendencias a tener grietas superficiales en comparación con el electrodo truncado [6,14].

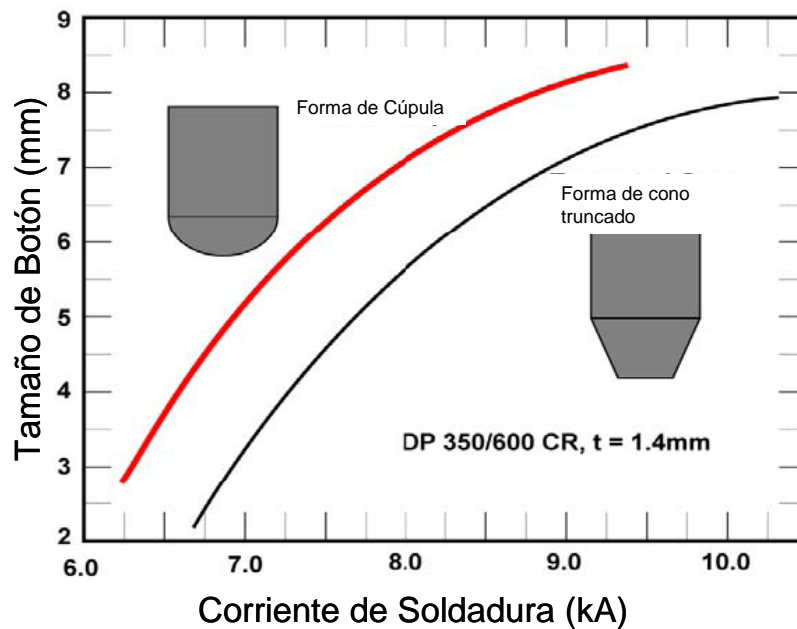


Figura 2.12 Efecto de geometría del electrodo usando Corriente Alterna y pulso simple. [6].

2.2.1.2 Soldadura por Inducción de Alta Frecuencia

La soldadura por inducción de alta frecuencia (HFIW) es la tecnología principal de la soldadura para la fabricación de tubos de acero formados en frío. Los tubos soldados son hechos normalmente de material de hoja delgada por la formación continua de rolado y el proceso de HFIW. Los tubos se utilizan extensamente para usos automotrices, incluyendo las estructuras del asiento, estructuras laterales de impacto, los parachoques, los subframes, los brazos de arrastre y las vigas de torcedura. Un tubo soldado se puede ver como una hoja de acero que tiene la forma de una sección representativa cerrada.

Dos cosas distinguen al tubo soldado del material original:

- 1.- El endurecimiento de trabajo, que ocurre durante el proceso de formado.
- 2.- Las características y la metalurgia de la soldadura por costura diferencian del metal base en la sección transversal tubular.

La buena soldabilidad es una condición previa para la soldadura de alta frecuencia. La mayoría de los aceros del DP son aplicables como material para la fabricación de los tubos. La calidad y las características de la soldadura dependen de las características reales de la lámina de acero (tales como

química, microestructura, y resistencia), así como de la disposición del proceso de fabricación del tubo. [6, 14, 16]. La Figura 2.13 y 2.14 muestran ejemplos de la distribución de dureza para soldadura de alta frecuencia en comparación con los aceros suaves.

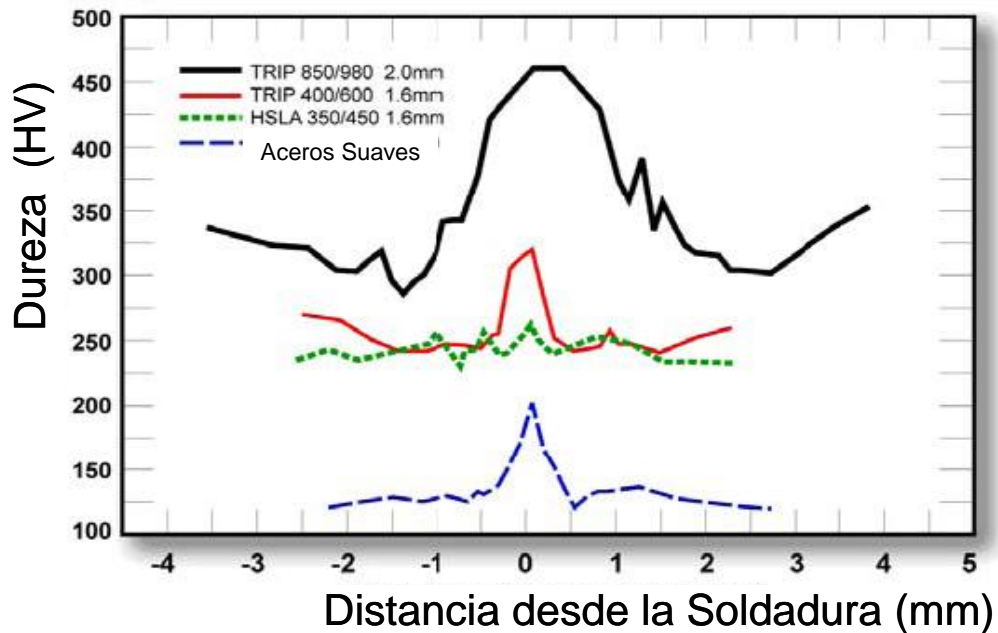


Figura 2.13 Variación de la dureza para varios tipos de acero. [6].

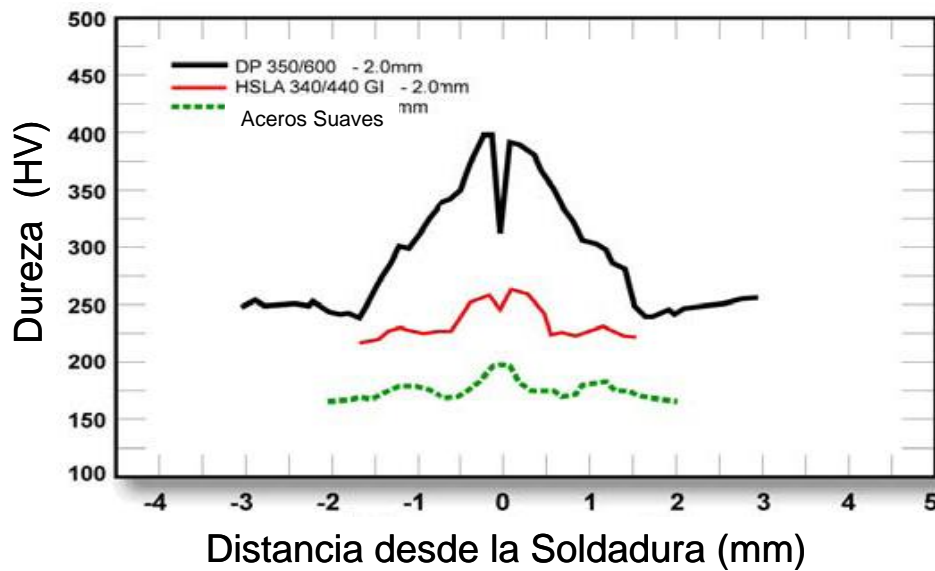


Figura 2.14 Variación de la dureza para varios tipos de acero [6].

2.2.1.3 Soldadura Láser

A. Soldadura a Tope y Fabricación de Productos con Soldadura

Los AHSS puede ser soldados a tope y se usan en la de producción de piezas adaptadas (es decir, en secciones de lámina y tubos). Los requisitos para la preparación del borde de los AHSS son similares a los aceros suaves. En ambos casos, un borde de buena calidad y un buen equipamiento es necesario para alcanzar buenos resultados después de la soldadura láser.

Si un producto adaptado se piensa usar en una operación de formado, una prueba general del alargamiento tal como la prueba de copa de Erichsen (Olsen) se puede utilizar para evaluar la formabilidad de la soldadura láser. Los AHSS con esfuerzos a la tensión arriba de 800 Mpa muestran buenos valores en la prueba de Erichsen (Figura 2.15). El porcentaje de alargamiento en la prueba de Erichsen = $100 \times \frac{\text{alargamiento de la soldadura}}{\text{alargamiento del metal base}}$. [4, 6,14].

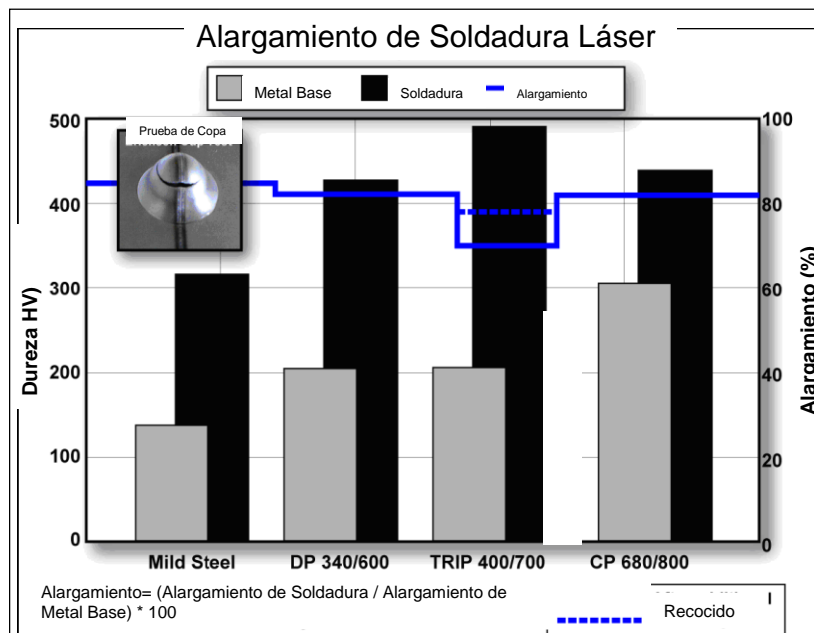


Figura 2.15 Dureza y Alargamiento de Soldadura Láser a tope con dos hojas de AHSS del mismo espesor. [4].

La dureza de los Aceros Suaves es más baja que la de los aceros AHSS. Sin embargo, el buen alargamiento de los radios de la prueba de copa pueden ser alcanzados cuando la diferencia en dureza entre el metal base y el metal soldado es levemente más alta para los AHSS comparado con los aceros suaves. Si la dureza de la soldadura es demasiado alta, un tratamiento de post-recocido se puede utilizar para reducir la dureza y para mejorar el alargamiento de la soldadura (ver Acero TRIP en Figura 2.16). [6, 14].



Figura 2.16 Muestra la Cantidad de alargamiento para Acero TRIP Galvanizado 400/700. [6].

La soldadura Láser a tope de los AHSS de muy alto esfuerzo (por ejemplo - Martensíticos) tiene mayor esfuerzo comparado con las uniones soldadas con GMAW. La razón de esto es que el alto porcentaje de enfriamiento en los procesos de soldadura láser incita la formación de martensita dura y el bajo calor de entrada reduce la zona suave de la Zona Afectada por el Calor.

B. Ensamble de la Soldadura Láser

La soldadura de láser se utiliza a menudo para las uniones a traslape de los AHSS. Este tipo de soldadura convencional con penetración de botón aproximada de 50% en la hoja. La soldadura se realiza de la misma manera que para los aceros suaves. Para tener una soldadura buena con unión a traslape para AHSS recubiertos con Zinc, se recomienda dejar un pequeño

hueco intermitente (0.1-0.2 mm) entre las hojas es. Sin embargo, los estudios recientes han demostrado que los aceros recubiertos con zinc se pueden soldar sin usar un hueco entre las hojas traslapadas. Esto se logra con el uso de haz de doble láser mientras que el primer haz se utiliza para calentar y evaporar la capa del zinc, la segunda capa realiza la soldadura [6, 14,15].

2.2.1.4 Soldadura por Arco

La soldadura por arco se aplica en los AHSS de manera similar a como se usa en los aceros suaves, utilizando los mismos gases de protección; a pesar de incrementar el contenido de la aleación no hay incremento en imperfecciones de soldadura.

La resistencia de la soldadura para AHSS, se incrementa a medida que aumenta la resistencia del metal base y disminuye el calor de entrada. Dependiendo de la composición química de los aceros, por ejemplo en los aceros martensíticos y Doble Fase con alto contenido de martensita, la resistencia de las uniones soldadas pueden reducirse en comparación a los esfuerzos del metal base debido a pequeñas zonas suaves en ZAC (Figura 2.17). Para los aceros TRIP, no se presentan zonas suaves en la ZAC debido al alto contenido de aleantes. [6, 10,14]. La dureza alcanzada en estos aceros se asocia directamente con los rangos de enfriamiento empleados en este proceso, estos rangos son difíciles de medir.

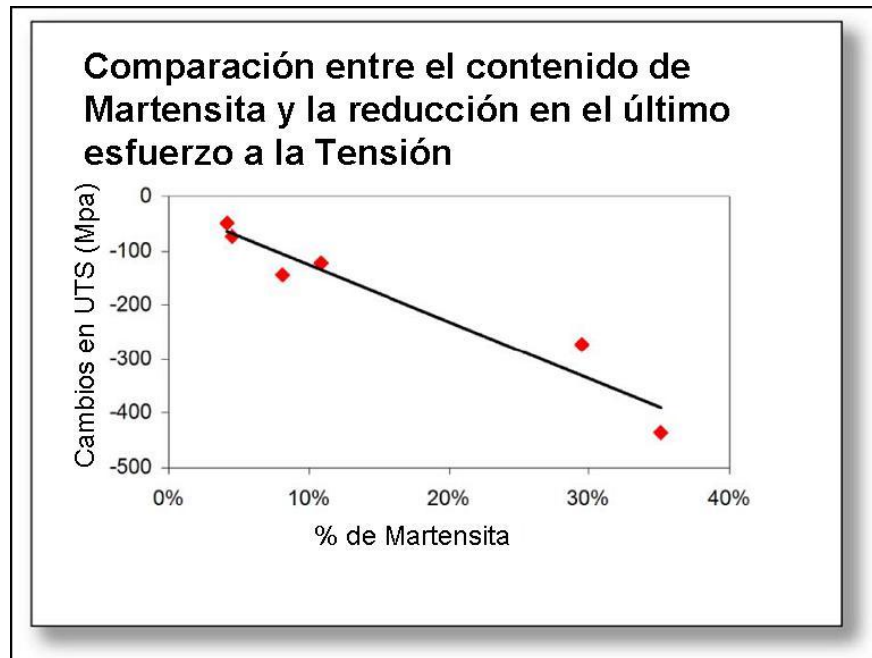


Figura 2.17 Muestra la relación entre el contenido de martensita y la reducción en el esfuerzo último a la tensión. ^[6].

Para soldar AHSS de alta resistencia se recomiendan aportes de igual magnitud, (Figura 2.18). Se debe observar que un material de aporte más alto es más costoso y menos tolerante a la presencia de cualquier imperfección de la soldadura. Cuando se sueldan AHSS de bajo esfuerzo o aceros suaves se recomienda usar metal de aporte de 70 Ksi (482Mpa). Las uniones a traslape son usadas en la industria automotriz debido al cargamento asimétrico y al momento de flexión adicional asociados a este tipo de empalme, el esfuerzo de la unión a traslape es más bajo que la unión a tope. ^[6, 14,17].

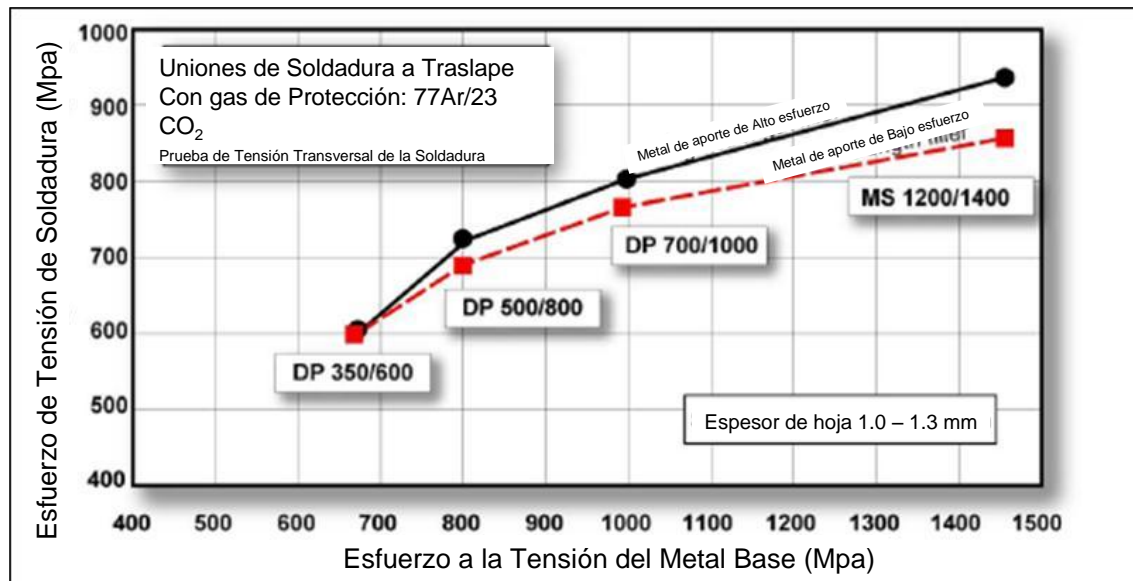


Figura 2.18 Influencia del esfuerzo del metal de aporte en la soldadura por arco de los aceros Doble Fase y Martensíticos. El esfuerzo a la tensión es de 560 Mpa para materiales de aporte de bajo esfuerzo y 890 Mpa para alto esfuerzo. La posición de la fractura fue en la ZAC para todos los casos excepto Doble Fase 700/1000 y Martensíticos 1200/1400 que fracturaron en la soldadura. [6].

La soldadura por arco se usa generalmente en áreas del vehículo donde las cargas son altas. Se requiere para el proceso GMAW cuidar el calor de entrada, la longitud de las soldaduras son, por lo general, cortas. La reducción en el esfuerzo para algunas soldaduras de AHSS, en comparación al metal base, puede ser compensada aumentando la longitud de la soldadura.

2.2.1.5 Brazing

El tipo de soldadura Brazing se puede usar para uniones de AHSS recubiertos de zinc. Hoy en día existen muchos grados comerciales de este tipo de soldadura que se pueden utilizar para AHSS sin ninguna corrosión adicional. El material más común es SG-CuSi₃ principalmente, que reduce el riesgo de imperfecciones durante la soldadura (Tabla 2.4). Se realizó una prueba de cizalla y pelado a una soldadura de filete sobre unión a traslape utilizando este tipo de aporte, encontrándose esfuerzos de fractura de 664 Mpa en la zona

afectada por el calor de los aceros TRIP 400/700 en la prueba de pelado y 464 Mpa en el material de aporte en la prueba de cizalla de estos mismos aceros (Figura 2.19).

Para aumentar el esfuerzo de la unión, se recomienda usar materiales con una cantidad más alta de elementos de aleación pero están disponibles en costos altos. [6, 14,16].

Tabla 2.4 Propiedades del material para soldar con Brazing

Material	Esfuerzo a la Sedencia (Mpa)	Esfuerzo a la Tensión (Mpa)	Elongación (%)	Rango de Fundición Grados Centigrados
SG CuSi3	250	350	40	965-1035

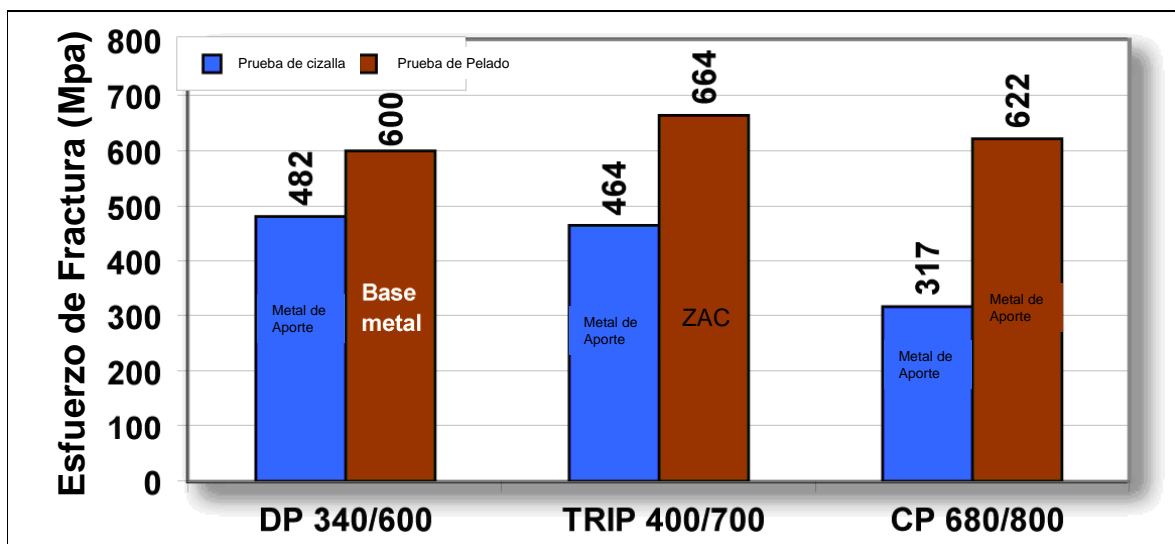


Figura 2.19 Los resultados de las pruebas de cizalla (soldadura de filete sobre unión a traslape) y la prueba de pelado del material SG-CuSi3. [6].

2.2.1.6 Soldadura por adhesivos

La fuerza de enlace de un pegamento es constante, y en usos de diseño, es proporcional al área cubierta por el pegamento. La fuerza común adhesiva será sin cambios y el análisis de la soldadura debe ser comprensivo. En general, el uso de AHSS con los pegamentos estructurales de alta resistencia dará lugar a

una fuerza en enlace más alta que para el acero suave si se aplica el mismo espesor de la hoja (Figura 2.20).

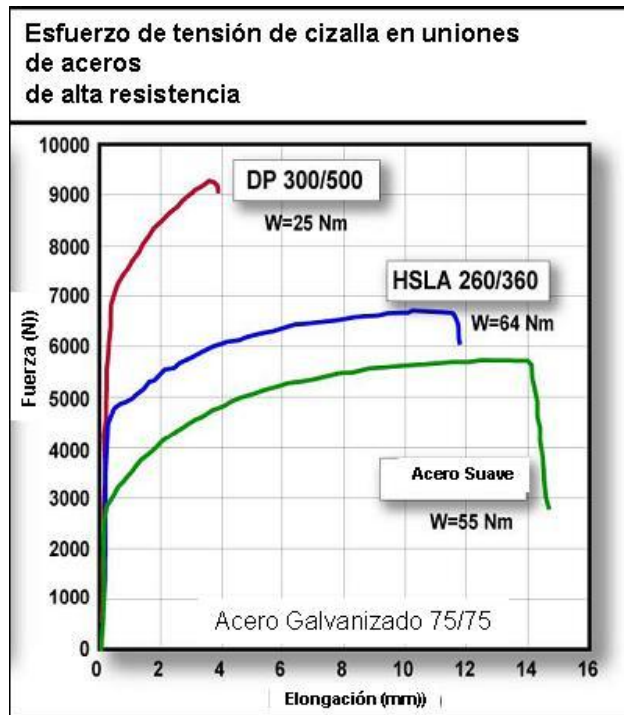


Figura 2.20 Efecto del esfuerzo cortante de Tensión de enlaces de aceros de alta resistencia [6].

Las uniones de AHSS con enlaces adhesivos es un buen método para mejorar la rigidez y el esfuerzo a la fatiga en comparación a otros métodos de unión (soldadura por puntos, unión mecánica, soldadura por arco y láser). Dado que el área de enlace es más largo, el esfuerzo local puede ser reducido y, por lo tanto, el esfuerzo de fatiga se incrementa. Estas mejoras en rigidez y esfuerzo a la fatiga son factores importantes a considerar en la etapa de diseño, especialmente en los casos donde los AHSS son usados para disminuir el peso de un componente. [6, 14, 16].

2.2.1.7 Ensamble Mecánico

Ejemplos de ensamble mecánico son el engrapado y los remaches. La Figura 2.21 muestra un dibujo esquemático de un sistema que se ensambla

mecánicamente. Un punzón redondo presiona el material para ser ensamblado en la cavidad del dado. A medida que la fuerza continúa aumentando, el material del lado del punzón es forzado para extender hacia afuera lo que no sucede con el material lateral del dado.

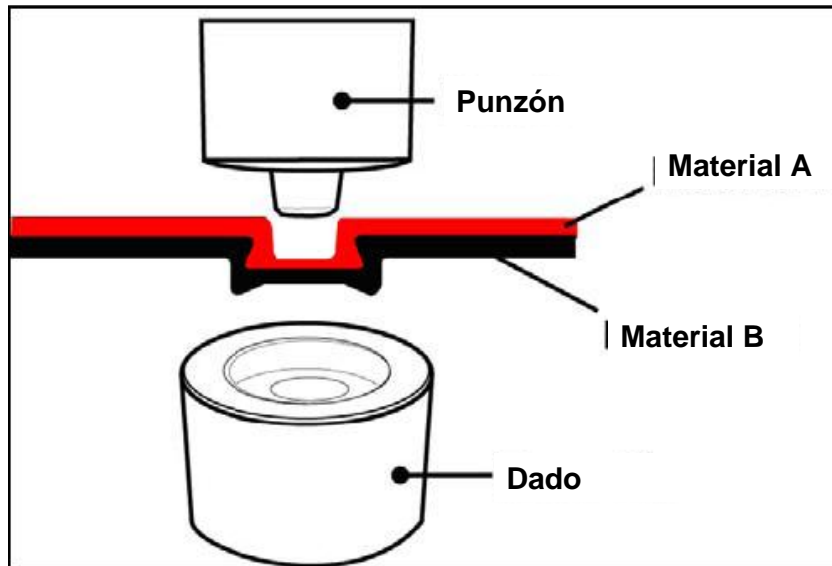


Figura 2.21 Esquema que muestra el mecanismo de engrapado [6].

Esto crea una apariencia estética alrededor del botón, que se ensambla limpiamente sin ninguna rebaba o borde que pueda corroer. Incluso con los metales de hoja galvanizados o aluminizados, sigue existiendo la característica anticorrosiva mientras que la capa protectora fluye con el material. [6, 14, 16].

Se realizó una prueba de embutibilidad a los aceros Doble Fase y martensíticos soldados por ensamble mecánico, calculándose el factor λ , el cual es inversamente proporcional al porcentaje de elongación, es así como los aceros martensíticos al tener un porcentaje de elongación entre 3 y 7 % su factor λ es casi del 100% (Figura 2.22).

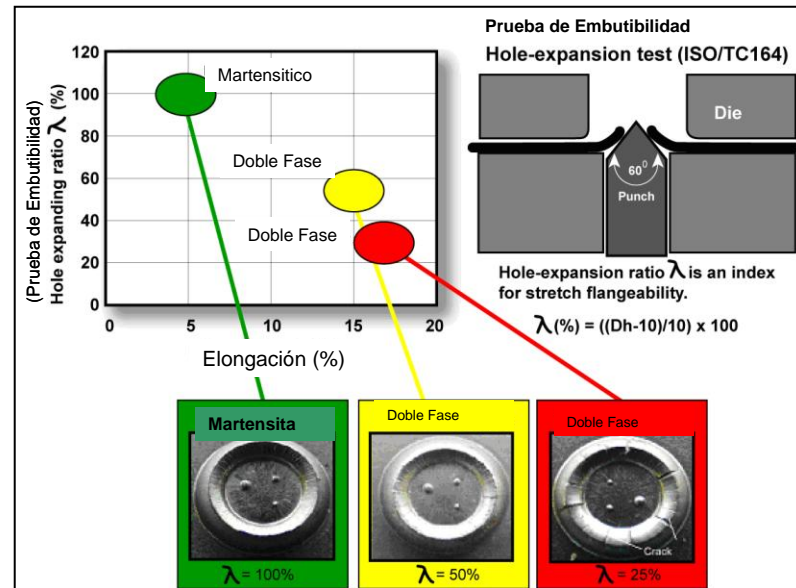


Figura 2.22 Muestra la Prueba de Embutibilidad para los Aceros Doble Fase y Martensíticos. Para AHSS de 980 Mpa. [6].

2.2.1.8 Unión Híbrida

Como en los aceros suaves, las uniones de AHSS-híbridas pueden realizarse combinando el enlace adhesivo con la soldadura de resistencia de puntos, remachada o engrapada. Estas uniones híbridas dan lugar a valores más altos de esfuerzos (estática, fatiga) que la técnica de ensamble por punto solamente (Figura 2.23). Si la deformación local y los dobleces se pueden evitar durante la aplicación de unión híbrida o soldadura de adhesivos/enlaces, se facilita la realización del componente. [6,14].

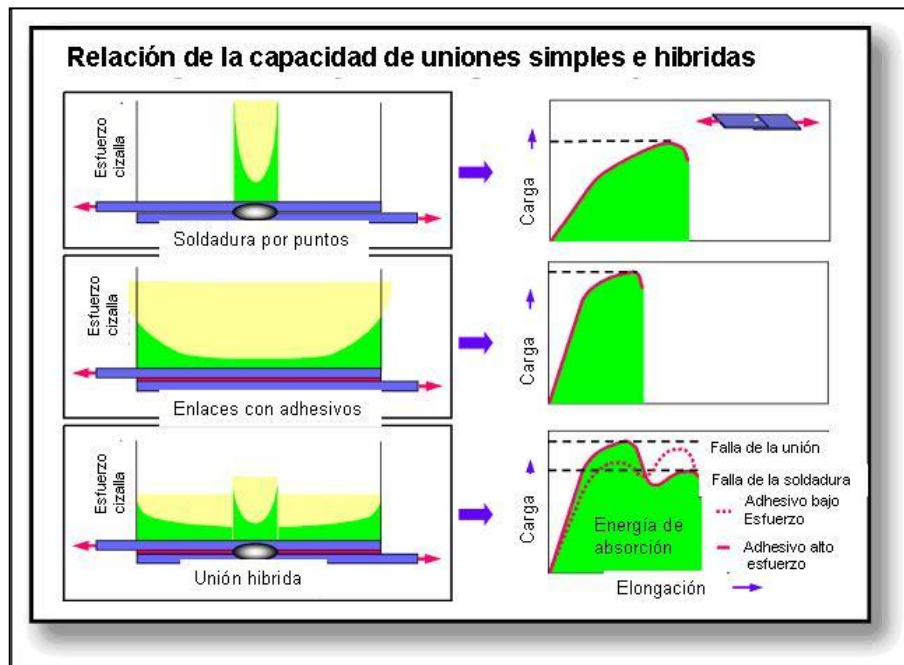


Figura 2.23 Relación de la capacidad de uniones simples e híbridas. [6].

2.3 impacto de los procesos de soldadura en la microestructura y dureza de los aceros avanzados de alta resistencia AHSS.

2.3.1 Microestructura y evaluación de dureza de una soldadura de un acero Doble Fase 600 hecha por el proceso GMAW: CMT. Equipo: Robot COMAU, CG4, RCC1, 17900582 [30].

Microestructura.- Las fases presentes (Figura 2.24) en la zona afectada por el calor: bainita inferior (BI) y bainita superior con alineación de carburos (BS), evidencian un enfriamiento con transformaciones de fase del tipo reconstructivo. En estos casos se puede aplicar el concepto de para-equilibrio, es decir que no existe redistribución de hierro o átomos sustitucionales en la intercara entre las fases y solamente puede difundir el carbono intersticial, generando la formación de bainitas.

La dureza mayor se detectó en la ZAC, con una magnitud de 314 HV_{0.1}, como se muestra en la tabla 2.5 y en el esquema la distribución de durezas figura 2.25.

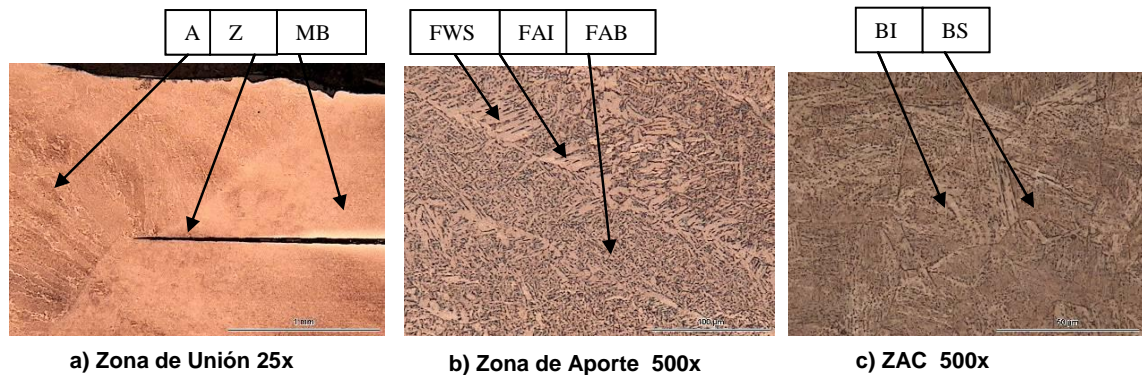


Figura 2.24 Aspecto microestructural de DP 600 soldado con GMAW: CMT; (a) Zona de unión de las dos placas, evidenciando zona de aporte, ZAC y metal base; (b) Zona de aporte, mostrando Ferrita Widmanttaten secundaria (FWS), bainas de Ferrita alotriomórfica (inter granular, FAI) y ferrita acicular bainítica (FAB); (c) ZAC, mostrando bainita inferior (BI) y bainita superior (BS). Atacado con HNO₃ 2% (Nital)+ Na₂S₂O₃ (Le Pera). Parámetros utilizados: 128 Amper, 14 V, 600 mm/min. Calor de entrada 4551. 68 J/in. ^[30].

Tabla 2.5 Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por GMAW

GMAW DP1		
Identaciones	HV _{0.1}	Distancia μm
1	165	
2	216	675
3	202	566
4	227	667
5	256	452
6	212	615
7	215	787
8	240	
9	207	320
10	304	849
11	290	
12	243	374
13	276	783
14	285	978
15	314	1590
16	213	1109
17	309	
18	176	

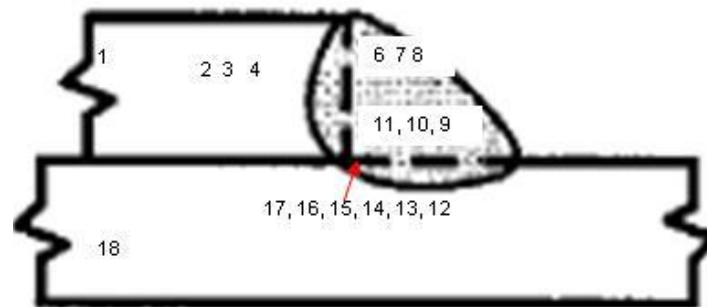


Figura 2.25 Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso GMAW. [30].

2.3.2 Microestructura y evaluación de dureza de una soldadura de un acero Doble Fase 600 hecha por el proceso Láser CO₂. [30].

Microestructura.- Se compone principalmente de Bainita superior (BS) y Bainita inferior (BI) como se muestra en la Figura 2.26. La dureza más alta detectada fue de 446 HV_{0.1} en la soldadura de la placa superior. (Figura 2.27 y Tabla 2.6).

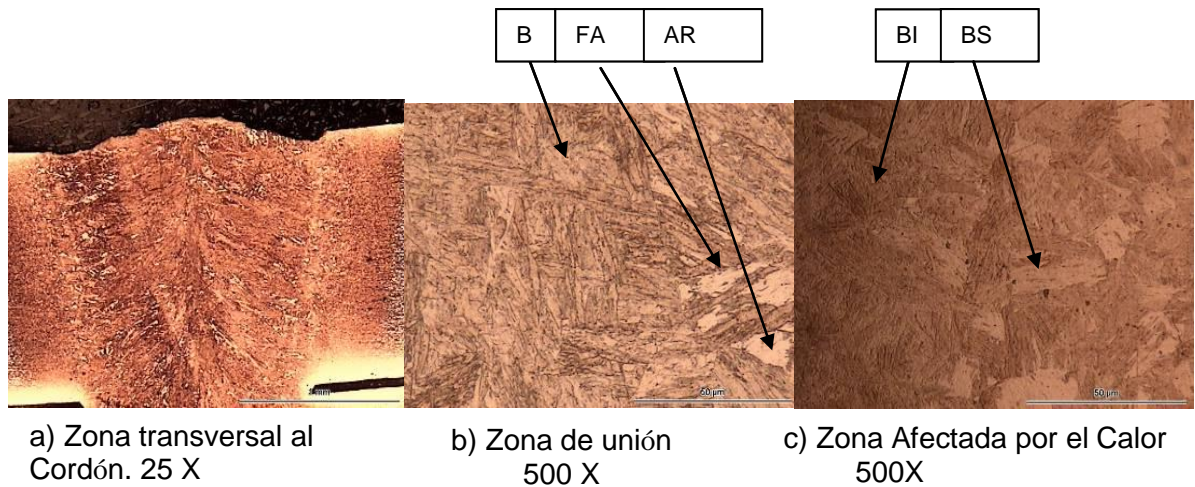


Figura 2.26 Microestructura de la unión soldada por láser, del acero DP 600. La foto (a) muestra la zona transversal al cordón en la lámina superior, la foto (b) presenta la zona de unión, en donde se evidencia bainita (B), ferrita alotriomórfica (FA) con posibles lagunas de austenita retenida (AR). La foto (c) muestra la microestructura en ZAC, compuesta de bainita superior (BS) e inferior (BI), no se aprecia austenita residual. Atacado con HNO₃ 2% (Nital)+ Na₂S₂O₃ (Le Pera). Parámetros: 3.5 kW y 3500 mm/min. Calor de entrada: 1524 J/in. [30].

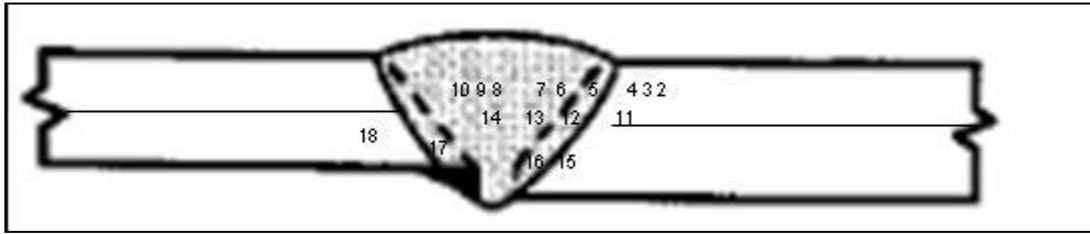


Figura 2.27 Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Láser CO₂.^[30]

Tabla 2.6 Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Láser CO₂.

Láser DP		
Identaciones	HV _{0,1}	Distancia μm
1	230	
2	327	205
3	397	109
4	401	99
5	450	108
6	473	141
7	446	156
8	285	221
9	417	344
10	387	
11	319	251
12	425	176
13	306	327
14	272	
15	237	196
16	420	253
17	493	395
18	420	
19	203	

2.3.3 Microestructura y evaluación de dureza de una soldadura de un acero TRIP 800 hecha por el proceso GMAW: CMT. Equipo: Robot COMAU, CG4, RCC1, 17900582 ^[30].

Microestructura.- Bajo el proceso de GMAW en aceros TRIP, se detectó que todo el espesor de la placa fue afectado térmicamente, como se muestra en la Figura 2.28 a), en la foto (b) se aprecia la zona epitaxial con ferrita bainítica acicular (FBA) con ferrita alotriomórfica (FA) y Widmanstätten (FW); en la zona afectado por el calor, se encontró ferrita bainítica acicular (FBA), ferrita poligonal (FP) y posiblemente austenita retenida (AR), como se muestra en la foto (c). La dureza mayor encontrada fue de 485 HV_{0.1}, justo en la ZAC de la placa superior. (Figura 2.28, 2.29 y Tabla 2.7).

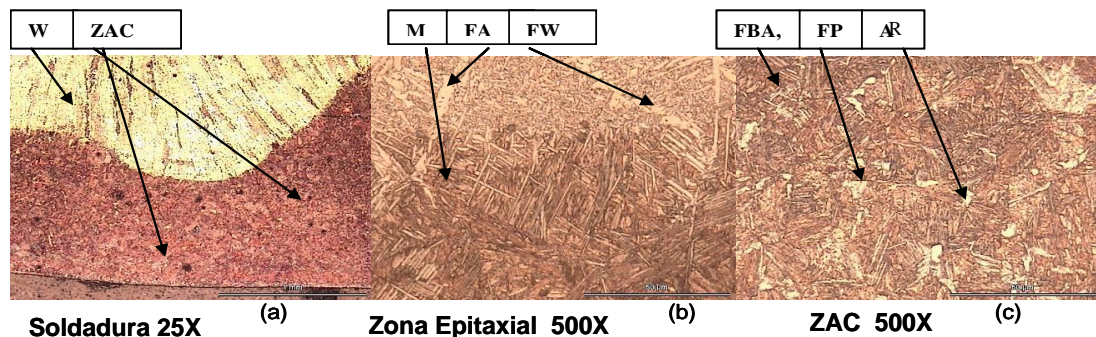


Figura 2.28- La foto (a) muestra la afectación en todo el espesor de la placa inferior. Las fotos (b) y (c) presentan la zona epitaxial ZAC, respectivamente, mostrando crecimiento de agujas de martensita y ferrita intergranular en zona de aporte, y martensita con ferrita bainítico acicular, ferrita poligonal y posiblemente austenita retenida en ZAC. Atacado con HNO₃ 2% (Nital)+ Na₂S₂O₃ (Le Pera). Parámetros: 118 Amper, 14.3 Volts y 800 mm/min. Calor de entrada: 3214.50. J/in. ^[30].

Tabla 2.7 Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.

GMAW TRIP		
Identaciones	HV _{0.1}	Distancia μm
1	287	763
2	430	597
3	485	201
4	390	
5	206	458
6	243	993
7	461	272
8	460	
9	430	
10	390	

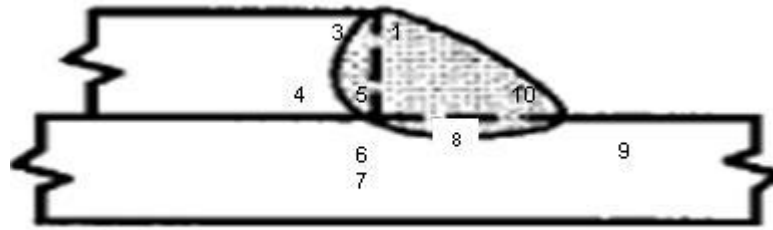


Figura 2.29 Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso GMAW.

2.3.4 Microestructura y evaluación de dureza de una soldadura de un acero TRIP hecha por el proceso Láser CO₂.^[30]

Microestructura.- Para este acero, y con el proceso Láser CO₂, se detectó una ZAC mostrando una microestructura de Bainita Superior (BS) y Bainita Inferior (BI). La zona de soldadura presenta bainita y algo de austenita retenida.

La zona de mayor dureza se detectó en la zona afectada por el calor con un valor de 520 HV_{0.1} localizada en la placa superior de la soldadura (Figura 2.30 y Tabla 2.8).

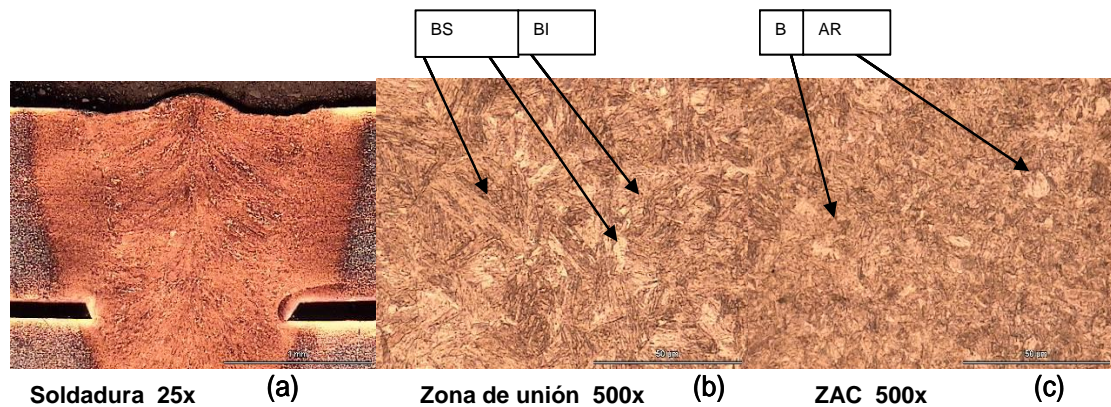


Figura 2.30.- Aspecto de la unión soldada por láser de placas TRIP 800. La foto (a) muestra la zona superior, la (b) muestra la zona de unión, compuesta de bainita (B), algunas zonas de bainita superior (BS) e inferior (BI), no se encontró austenita retenida. La foto (c) presenta la microestructura de la ZAC, compuesta de bainita, se aprecian algunas posibles islas de austenita retenida. Atacado con HNO₃ 2% (Nital)+ Na₂S₂O₃ (Le Pera). Parámetros: 3.5 kW y 4100 mm/min. Calor de entrada: 1300.97 J/in.

Tabla 2.8 Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO₂.

Láser TRIP		
Identaciones	HV _{0,2}	Distancia μm
1	240	
2	336	278
3	349	228
4	487	302
5	470	508
6	476	327
7	470	631
8	505	
9	334	312
10	463	356
11	447	687
12	487	868
13	520	223
14	494	377
15	371	
16	329	271
17	466	237
18	441	377
19	435	
20	246	

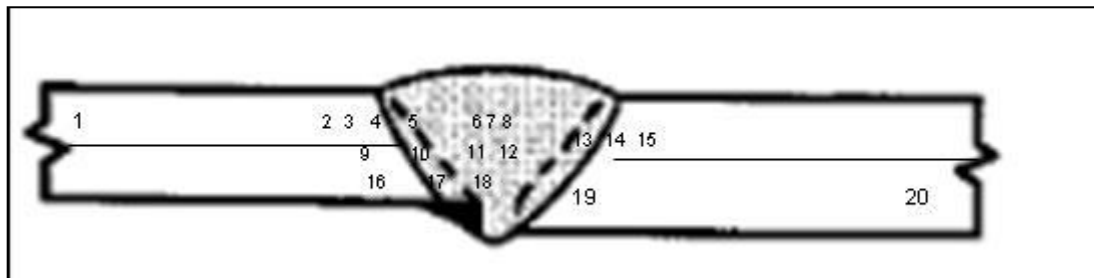


Figura 2.31 Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Láser CO₂^[30].

2.3.5 Microestructura de la zona soldada por láser diodo de aceros TRIP.

Los estudios en las soldaduras de los aceros TRIP siguen siendo limitados, por ejemplo en los aceros TRIP 800 soldados por 4 kW de potencia con el proceso láser CO₂, a velocidad de soldadura de 4 a 12 m/min, se reporta que, cuando la velocidad de soldadura es de 4 m/min la microestructura regresa a martensita completamente [37]. Cuando la velocidad de soldadura se incrementa genera un alto porcentaje de enfriamiento, el esfuerzo y elongación se mantienen constantes.

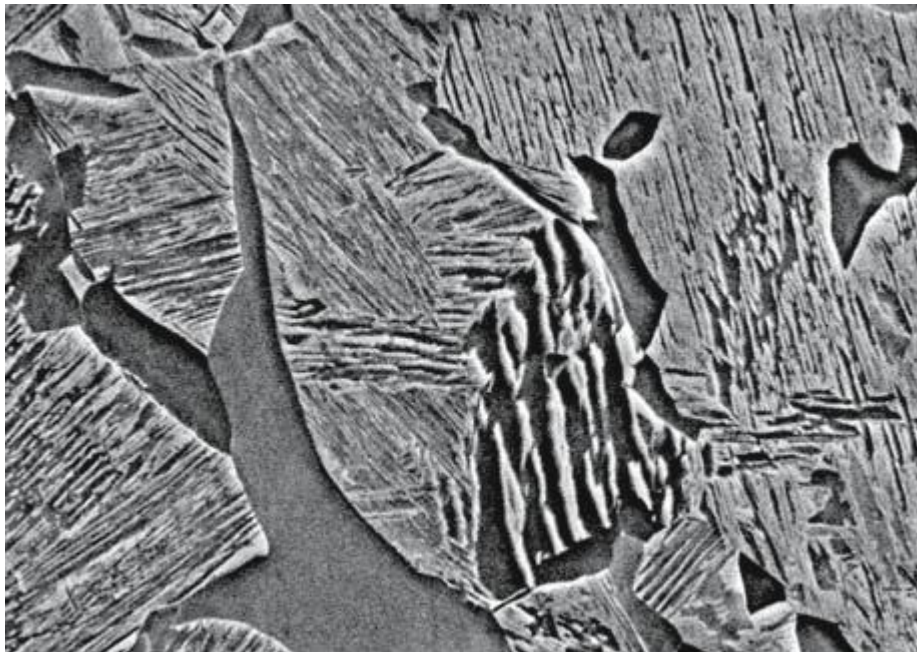


Figura 2 .32 Muestra la microestructura con Microscopia electrónica de barrido (MEB) de la zona soldada con láser de diodo, se muestran grupos de bainita, granos de ferrita alotrópica e idiomórfica. [37].

Un Acero TRIP 780 con 1.1 mm de espesor soldado a tope con una fuente de poder de láser diodo, robot de soldadura Panasonic VR 16 con velocidad de soldadura de 1.6 m/min y 4 Kw de potencia, se uso argón como gas de protección, el porcentaje de enfriamiento en la zona de fusión fue en el rango de temperaturas de 800 °C a 500 °C y la estimación fue de 53 °C basándose en la ecuación Rosenthal de dos dimensiones (Figura 2.32).

Las placas de bainita encontradas en las soldaduras consisten de alineación de listones de ferrita separadas por filminas de austenita retenida, solo en menor cantidad la martensita se presenta y no se detectó la precipitación de carburos en la soldadura, la microestructura de la soldadura depende de la composición química del acero y del porcentaje de enfriamiento de la unión o soldadura. La bainita consiste de plaquetas de ferrita, separadas por cementita. Sin embargo con una apropiada adición de aleantes, la cementita puede ser remplazada por austenita retenida o martensita. En los aceros TRIP 780 la adición de aleantes estabilizadores de austenita y que prevén la formación de carburos son el manganeso y el aluminio, el silicio puede tener también un efecto significativo si se presenta en grandes cantidades, se conoce que el aluminio disminuye la actividad e incrementa la solubilidad del carbono en la ferrita. Ambos elementos por lo tanto pueden disminuir la precipitación de cementita. La dificultad en la formación de martensita surge del efecto contrario entre el carbono y aluminio. Del carbono se sabe que desempeña un papel clave en la estabilización de la austenita por la disminución de la temperatura inicial de la transformación de martensita M_s . Durante el proceso de reacción bainítica, cuando la bainita superior se forma, el carbono es rechazado por la ferrita y se particiona dentro de la austenita no transformada, mientras que el contenido de carbono de estos aceros es relativamente bajo, esta difusión dentro de las capas austeníticas puede ayudar a estabilizarlos. La presencia de aluminio puede tener un efecto contrario, resultando en un mayor contenido de carbono dentro de la austenita retenida.

Análisis recientes ^[37] basados en observaciones por Microscopia electrónica de barrido (MEB) indican que una soldadura hecha por láser CO_2 a 4 kW de potencia de un acero TRIP 800 presenta microestructura martensítica. Sin embargo, es muy difícil que el análisis del MEB pueda distinguir las propiedades entre martensita y ferrita dislocada fuertemente. Por tanto, no es posible proporcionar directa y significativamente la comparación de los resultados con la literatura.

Se puede encontrar alta densidad de dislocaciones tanto en la ferrita bainítica como en la martensita. Históricamente, los investigadores han tenido dificultades en concluir e identificar o distinguir la ferrita dislocada de la martensita dislocada. Esto se debe a la dificultad de seleccionar el área de difracción en una microscopía electrónica de transmisión (MET) para resolver las pequeñas diferencias entre los listones de las dos. Los investigadores pensaban en la morfología de cada microestructura, los listones de ferrita son ondulados, curvos y gruesos, así como también considerar el número de variantes de listones dentro de cada grupo o paquete. Sin embargo, estudios reciente concluyeron que la martensita puede tener también morfología ondulada y similar el número de variantes de listones por grupo como la ferrita. Esto es absolutamente ventajoso para combinar el MET con nano-identificaciones específicas en un sitio para no sólo probar la morfología y cristalografía de la estructura fina, sino también complementar datos nano-mecánicos para identificar las fases. Ver figura 2.33

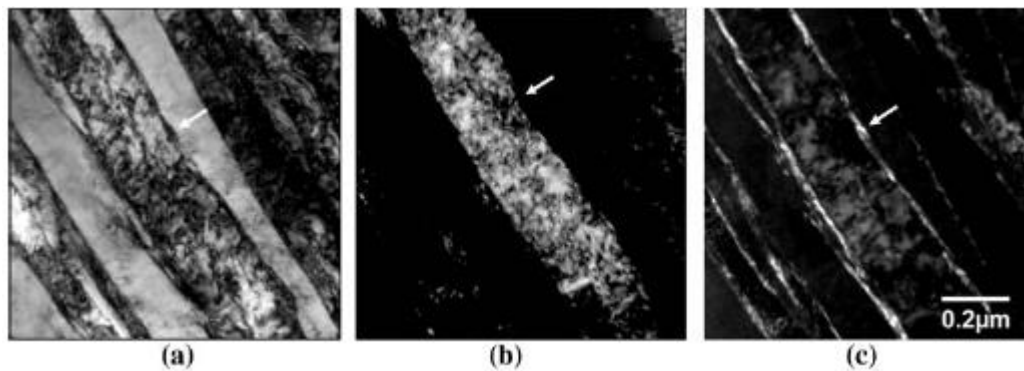


Figura 2.33 Muestra la microestructura con MET de la zona soldada con láser de diodo, (a) microestructura bainítica, (b) Listón de ferrita, (c) austenita retenida entre el listón de ferrita. ^[37].

La velocidad de enfriamiento de la soldadura depende del calor de entrada, de la velocidad de avance y de la geometría del acero que va a ser soldado. La velocidad de enfriamiento para la formación de martensita varía de $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ a $13,500\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ dependiendo de la composición del acero, este intervalo se basó en

la velocidad de enfriamiento calculada en los AHSS soldados por procesos de soldadura láser CO₂ y soldadura de puntos por resistencia. El porcentaje de enfriamiento crítico de los aceros TRIP 800 es de 90 °C/s. Los aceros TRIP 780 tienen similar composición a los 800, por eso 90 °C/s puede usarse como referencia del porcentaje de enfriamiento crítico para la formación de una soldadura completamente martensítica. Este porcentaje de enfriamiento es más grande que el estimado en 53 °C/s en los procesos de soldadura actual.

Es bien conocido que la martensita maclada que permite la fractura frágil debido a la obstrucción de las bandas de deslizamiento por los límites de grano macladas, concentración de esfuerzos y formación de micro grietas, donde el maclaje se detiene o se modifica elasto-plásticamente como resultados de la propagación de maclas. Así, desde un punto de vista de las características, es absolutamente beneficioso que la martensita maclada esté presente dentro de esta soldadura.

Mediante el uso microscopía electrónica de transmisión (MET), microscopía electrónica de barrido (MEB) y nano-indentaciones específicas para identificar la microestructura de los aceros TRIP, se encontró que en el metal base la microestructura consiste de una mezcla de granos de ferrita, martensita, austenita retenida y carburos ocasionalmente.

La zona soldada en gran parte consiste de una morfología bainítica, además de ferrita alotriomórfica, idiomórfica y martensita rodeada por austenita. Detalles del análisis por MET revela que los grupos de bainitas están compuestas por una fase de listones de ferrita y una fase de austenita retenida.

Las nano-indentaciones para sitios de pruebas mecánicas específicos en donde se encuentran grupos de bainita y ferrita alotriomórfica, confirman, por los valores de durezas que los grupos están compuestos de ferrita y algo de listones de martensita. (Ver Figura 2.34 y 2.35). La martensita que está

presente en la soldadura es similar a la morfología de la que está en el metal base, pero en fracción de volumen mucho más baja.

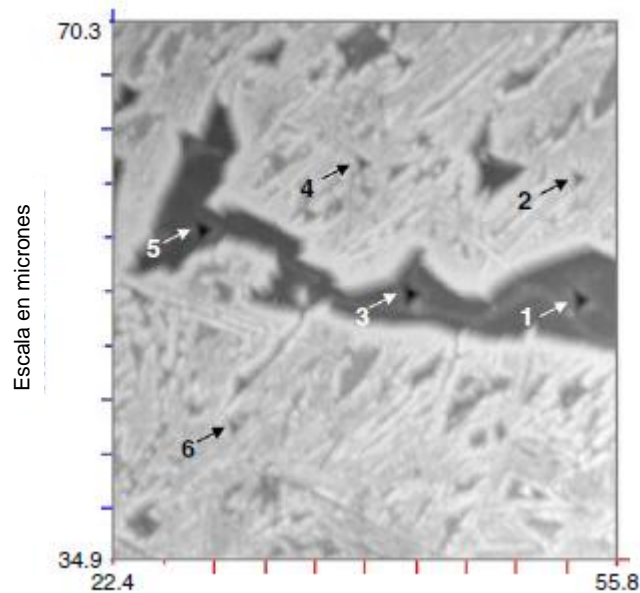


Figura 2.34 Muestra imagen del área de nano-indentaciones. Marcadas del 1 al 6. [37].

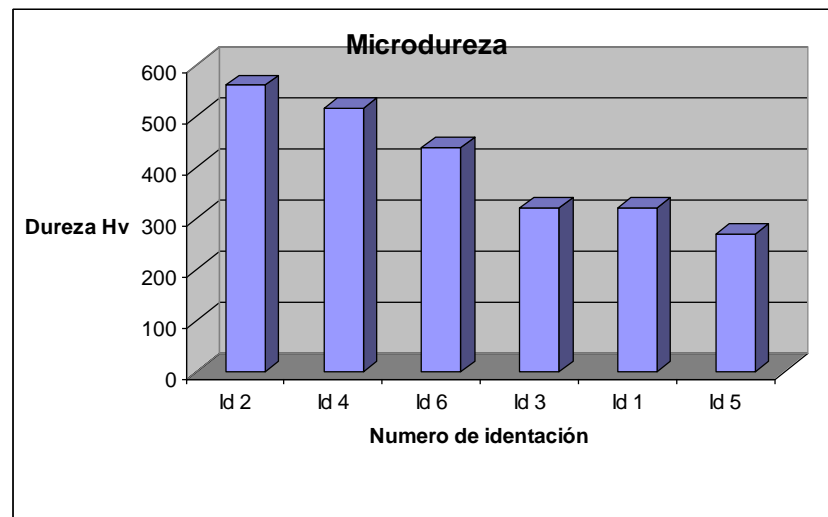


Figura 2.35 Muestra los resultados de dureza en GPa. [37].

2.3.6 Efecto en la microestructura de los aceros DP 780, DP 980 y TRIP 780 soldados por el proceso GMAW

Estudios realizados en junio del año 2008 por Kapustka y Conrardy, publicados en American Welding Society [38] para uniones hechas con aceros DP 780, DP 980 y TRIP 780 con 1.54 mm, 1.60 mm y 1.35 mm de espesor

respectivamente, soldados por el proceso GMAW, muestran en las Tablas 2.9 a 2.13 los resultados de dureza y microestructura en zona de fusión, utilizando diferentes tipos de electrodos y considerando como electrodo de bajo esfuerzo un ER70S-6 y uno de alto esfuerzo ER100-G, además, de obtener alto porcentaje de enfriamiento con una transferencia de corto circuito y una placa de cobre, la manera de conseguir un bajo porcentaje de enfriamiento fue con el modo de transferencia por rociado y sin la utilización de placa. La Figura 2.36 muestra la microestructura de la zona de fusión del acero DP 780/ER70S-6 hecha con alto porcentaje de enfriamiento dando como resultado Ferrita Acicular y una pequeña fracción de Bainita. La Figura 2.37 muestra la microestructura del acero TRIP 780/ER70S-6 realizada con alto porcentaje de enfriamiento y encontrando como microestructura predominante la Bainita con pequeña fracción de Ferrita Acicular.

Tabla 2.9 Dureza y microestructura resultante de aceros DP 780, soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6. ^[38]

DP 780, electrodo ER70S-6			
Calor de entrada J/in	Velocidad de enfriamiento	Microdureza Promedio Hv.	Microestructura
3810	Alto	269	FA, B
11430	bajo	251	FA, B
5080	Alto	309	FA, B, M
4318	bajo	266	FA, B

Tabla 2.10 Dureza y microestructura resultante de aceros DP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER100S-G. ^[38]

DP 780, electrodo ER100S-G			
Calor de entrada J/in	Velocidad de enfriamiento	Microdureza Promedio Hv.	Microestructura
4826	Alto	326	M,B
10414	Bajo	271	FA, B
4318	Alto	317	FA, M, FW,
4572	Bajo	307	FA, B

Tabla 2.11 Dureza y microestructura resultante de aceros DP 980, soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6. ^[38]

DP 980, electrodo ER70S-6			
Calor de entrada J/in	Velocidad de enfriamiento	Microdureza Promedio Hv.	Microestructura
3810	Alto	263	FA, B
11176	bajo	253	FA, B

Tabla 2.12 Dureza y microestructura resultante de aceros TRIP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6. ^[38]

TRIP 780, electrodo ER70S-6			
Calor de entrada J/in	Velocidad de enfriamiento	Microdureza Promedio Hv.	Microestructura
4064	Alto	271	B, FA
8636	bajo	256	B, FA
5080	Alto	283	B
4572	bajo	278	B, FA

Tabla 2.13 Dureza y microestructura resultante de aceros TRIP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER100S-G. ^[38]

TRIP 780, electrodo ER100S-G			
Calor de entrada J/in	Velocidad de enfriamiento	Microdureza Promedio Hv.	Microestructura
4826	Alto	369	M, B
7620	Bajo	317	B, FA
4826	Alto	389	M
4572	Bajo	333	B, M

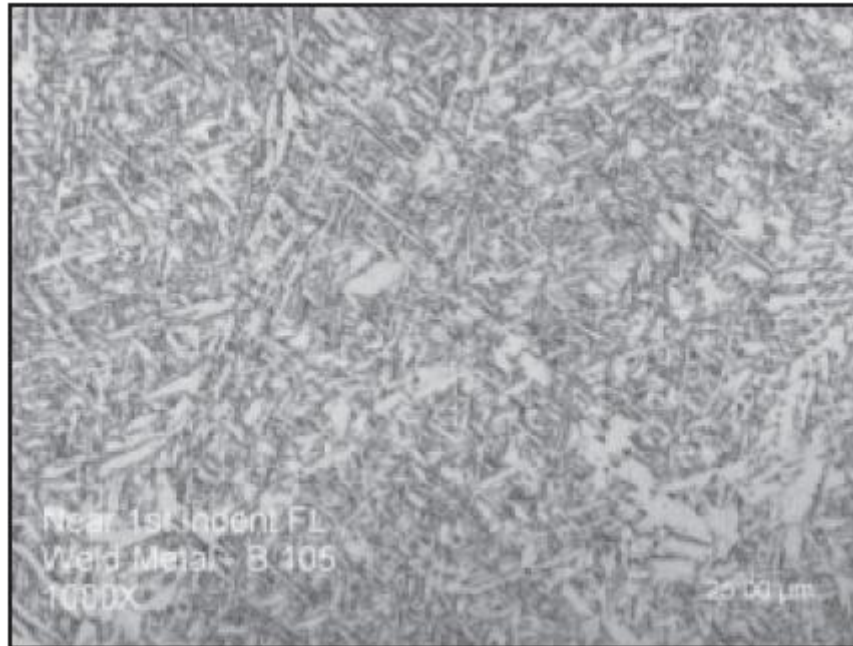
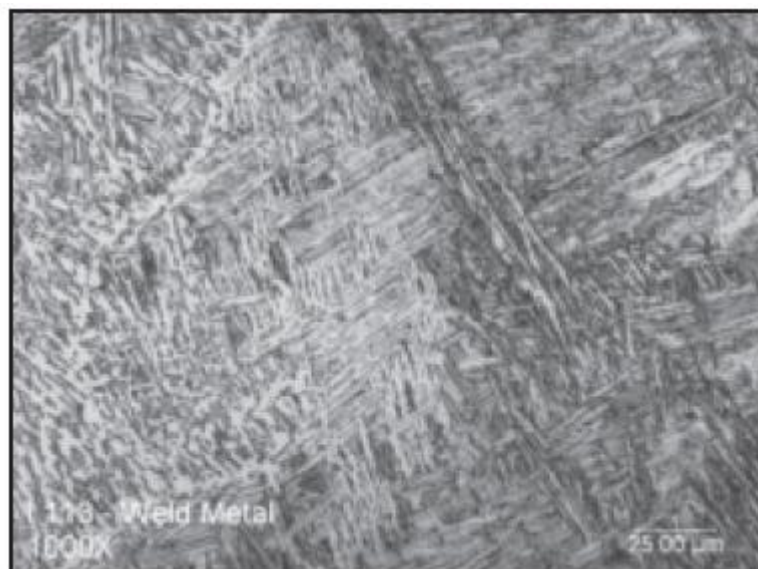


Figura 2.36 Muestra la microestructura de la zona de fusión del acero DP 780/ER70S-6 con alto porcentaje de enfriamiento, ferrita acicular con pequeñas fracciones de bainita. [38].



2.37 Muestra la microestructura de la zona de fusión del acero TRIP780/ER70S-6 con alto porcentaje de enfriamiento, Bainita con pequeñas fracciones de Ferrita Acicular. [38].

La microestructura en la zona afectada por el calor de los aceros DP 780 con alto porcentaje de enfriamiento resultó martensita como matriz principal con algunas áreas de bainita con dureza de 370 Hv. (Figura 2.38 y 2.39). La microestructura con bajo porcentaje de enfriamiento en la HAZ para DP 780 consiste de bainita con granos de ferrita y dureza de 260 Hv. Se puede hacer énfasis que al incrementar el porcentaje de enfriamiento las durezas aumentan. Referente a la microestructura del acero TRIP 780 con alto porcentaje de enfriamiento (figura 2.40), encontrando granos grandes de ferrita con áreas de martensita y durezas de 335 Hv. En comparación los resultados del acero TRIP 780 con bajo porcentaje de enfriamiento con microestructura de ferrita y muy pequeñas cantidades de martensita con durezas aproximadamente de 275 Hv.

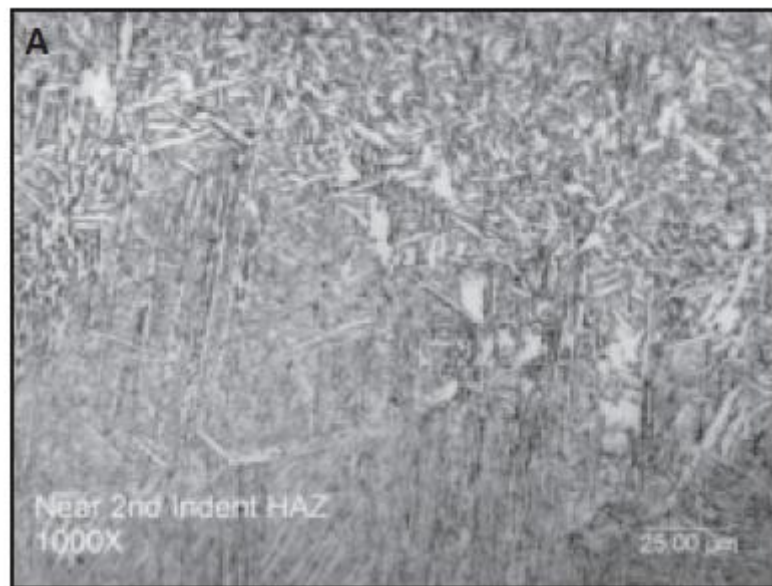


Figura 2.38 Muestra la microestructura de la HAZ del acero DP 780, con alto porcentaje de enfriamiento, martensita con áreas de bainita ^[38].



Figura 2.39 Muestra la microestructura de la HAZ del acero DP 780, con alto porcentaje de enfriamiento, martensita con áreas de bainita ^[38].

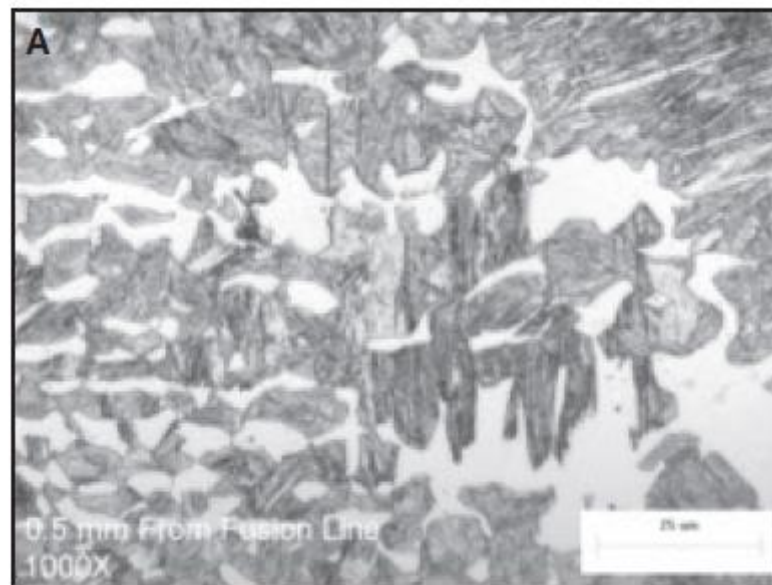
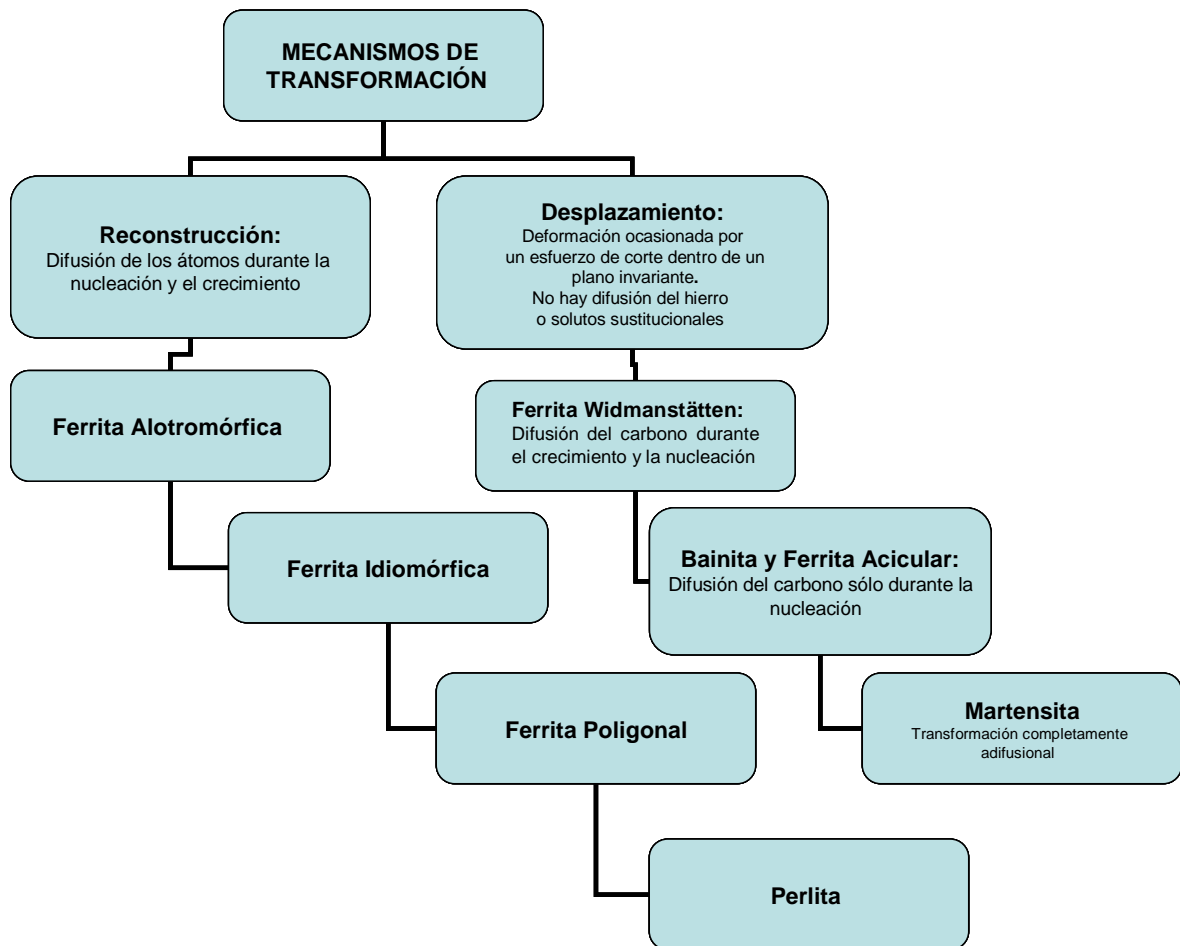


Figura 2.40 Muestra la microestructura de la HAZ del acero TRIP 780, con alto porcentaje de enfriamiento, granos grandes de ferrita con áreas de martensita ^[38].

2.4 TRANSFORMACIONES DE FASE OCURRIDAS DURANTE EL ENFRIAMIENTO DE ACEROS AL CARBONO

Los componentes típicos de una microestructura depositada; que se forma cuando el metal líquido de una soldadura solidifica a temperatura ambiente, se clasifican, principalmente, en dos categorías: desplazamiento y reconstrucción, (Ver esquema de la Figura 2.41) ^[31].



Figuras 2.41 Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado. ^[31].

Varias formas de crecimiento se determinan conforme disminuye la temperatura de transformación y a los fenómenos de difusión que se lleven

acabo; a partir de estas formas de crecimiento pueden resultar importantes cambios en morfología: de granos equiaxiales a placas.

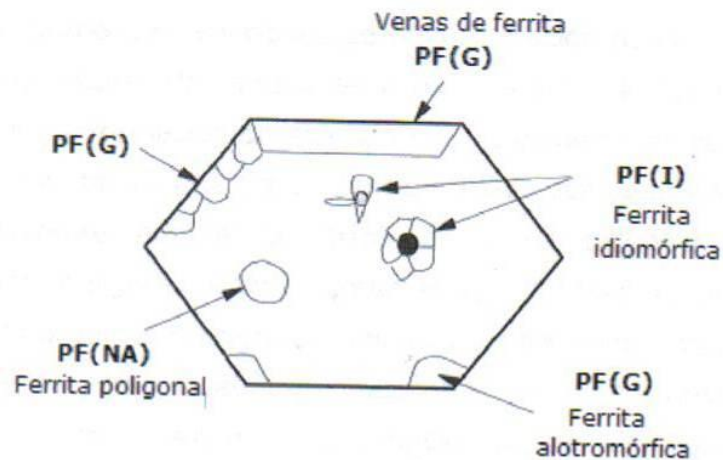
A continuación se describirán las transformaciones de reconstrucción y desplazamiento ocurridas en los diseños experimentales mencionados en esta monografía.

2.4.1 Transformaciones de reconstrucción

El régimen de transformación reconstructiva es controlado por un proceso de difusión a baja velocidad y a temperaturas relativamente altas; involucra la difusión de todos los elementos incluyendo el hierro a través de una interfase de transformación γ/α . Así, la única deformación que se puede generar durante la formación de la ferrita y de la perlita (principales fases regidas por una transformación de reconstrucción), es la asociada al cambio de la densidad debido a la transformación. ^[32].

2.4.1.1 Ferrita

Usualmente y de acuerdo al esquema de clasificación del IIW (International Institute of Welding), la primera fase que se forma de acuerdo con este régimen de transformación es la ferrita primaria (PF), la cual presenta diferentes morfologías (Figura 2.42): la primera fase formada a partir de los límites de grano austenítico durante el enfriamiento por debajo de la línea A_{e3} , es clásicamente denominada ferrita alotriomórfica, PF (G). Los núcleos de ferrita tienen una orientación relacionada con el grano austenítico y crece dentro de los granos de austenita adyacentes con una orientación aleatoria. A temperaturas un poco más bajas, la ferrita puede comenzar a nuclear a partir de inclusiones dentro de los granos austeníticos y a ésta se le conoce como ferrita idiomórfica, PF (I). La característica que define a esta estructura es que no presenta una orientación relacionada con la matriz dentro de la cual crece. La ferrita poligonal, crece de manera intragranular y con un tamaño, aproximadamente, tres veces más grande que la ferrita que rodea al grano austenítico, PF (NA).



Figuras 2.42 Morfologías de la Ferrita Primaria (FP).^[32]

2.4.2 Transformación de desplazamiento

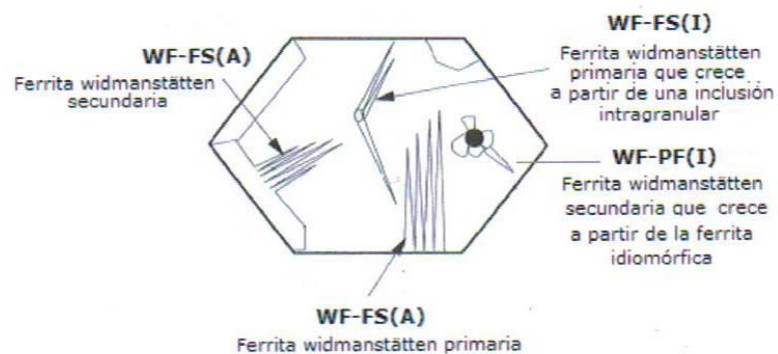
En este mecanismo, las reacciones de transformación tienden a ser rápidas y a baja temperatura. Un cambio de la red cristalina de austenita a ferrita ocurre por una deformación ocasionada por un esfuerzo de corte dentro de un plano invariante. La energía de tensión puede ser reducida al mínimo si la fase resultante adopta la forma de placa delgada durante una transformación obligada. Consecuentemente, las fases características de este mecanismo son: la martensita, bainita y ferrita Widmanstätten.

La presencia de estas fases está gobernada por una transformación en paraequilibrio; esto es, sin una redistribución de elementos sustitucionales de aleación durante la transformación. Para una transformación de desplazamiento puramente no hay movimiento de átomos a través de la interfase γ/α . Sin embargo, la difusión de átomos intersticiales de carbono puede acompañar la transformación de corte.^[32]

2.4.2.1 Ferrita Widmanstätten

Una característica clásica de la formación de la ferrita Widmanstätten es que puede ocurrir a un relativo bajo subenfriamiento, el mecanismo de crecimiento, se cree, involucra la formación simultánea de placas mutuamente acomodadas, de tal forma, que se requiere una mínima energía de impulso para llevar a cabo la transformación en comparación con la transformación bainítica o martensítica. La ferrita Widmanstätten no es el resultado de una transformación puramente de desplazamiento, pero se forma por un mecanismo de paraequilibrio, que involucra una rápida difusión del carbono intersticial, a través de la interfase, dentro de la austenita retenida durante la transformación de corte. La ferrita Widmanstätten puede ser confundida fácilmente con bainita. El esquema de clasificación IIW (Figura 2.43) se refiere a estos modos de crecimiento como ferrita de segunda fase FS.

Las placas de ferrita Widmanstätten primaria crecen directamente a partir de los límites de grano austenítico o de inclusiones, mientras que las placas de ferrita widmanstätten secundaria, lo hacen a partir de ferrita alotromórfica WF-FS(A). de acuerdo a su sitio de nucleación se le asigna un término en particular, según IIW.

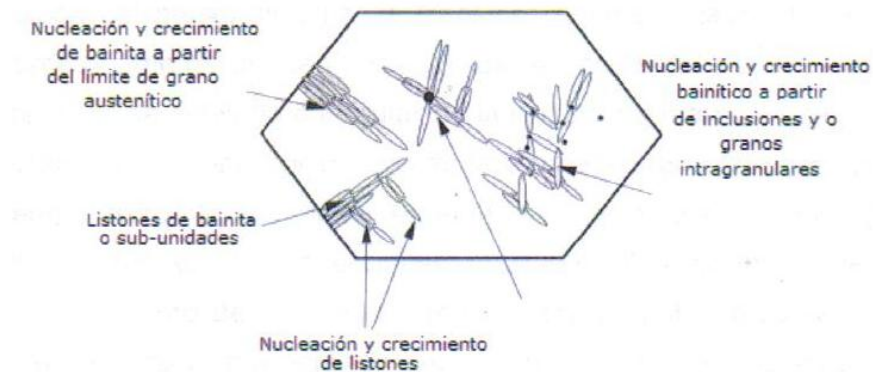


Figuras 2.43 Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita Widmanstätten (WF). [32].

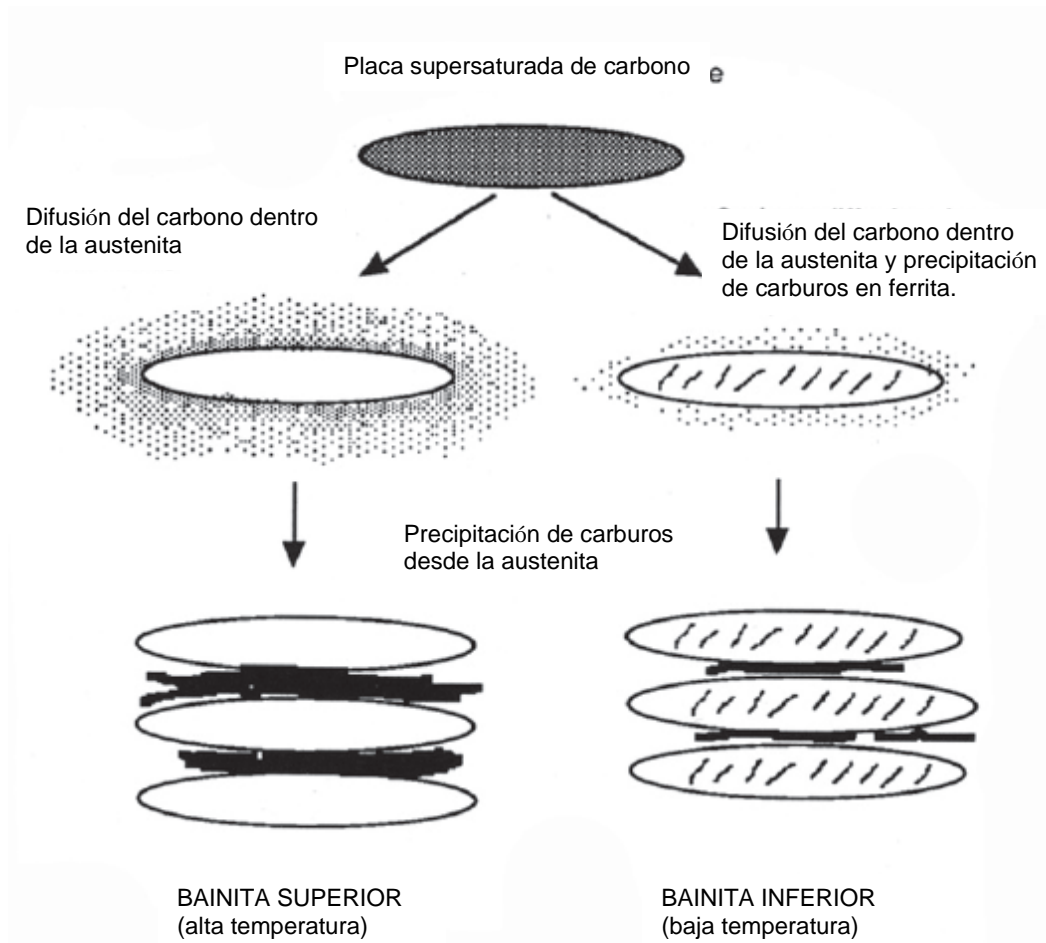
2.4.2.2 Bainita

La formación de la bainita se da a temperaturas en donde las transformaciones controladas mediante difusión son lentas y tienen características en común con las transformaciones martensíticas de baja temperatura, crece en listones individuales, o en sub-unidades, para formar arreglos paralelos a partir del límite de grano austenítico o de inclusiones intragranulares, (figura 2.44). El crecimiento de cada sub-unidad está acompañado por la deformación en un plano invariante causada por un movimiento de corte en la red. No hay redistribución de hierro o elementos sustitucionales en la interfase de transformación.

La bainita se ha clasificado dentro de dos componentes: bainita superior y bainita inferior, dependiendo de la temperatura de transformación, (Figura 2.45). El carbono se particiona dentro de la austenita residual en la bainita superior y precipita como cementita entre las placas de ferrita. En la bainita inferior, la ferrita se satura con carbono originando una precipitación de carburos dentro e internamente de las sub-unidades de ferrita. Un mecanismo de paraequilibrio en la bainita superior involucra una transformación de corte acompañada por una rápida difusión de átomos de carbono a través de la interfase γ/α . A pesar de que la bainita y la ferrita widmanstätten son clasificadas como ferrita de segunda fase, se ha establecido que B-FS(A) se le atribuya a la bainita, y por lo tanto, B-FS(UB) para bainita superior y B-FS(LB) para bainita inferior.



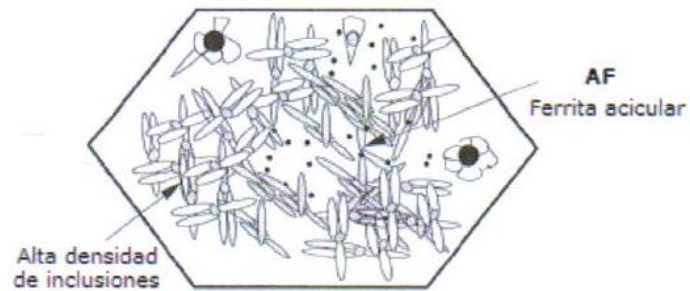
Figuras 2.44 Ferrita de Segunda Fase (FS). Bainita (B-FS).^[32]



Figuras 2.45 Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior. ^[44].

2.4.2.3 Ferrita acicular

La ferrita acicular, tiene en sus tres dimensiones una morfología de placas delgadas ovaladas, las cuales nuclean intragranularmente durante la transformación γ/α a partir de inclusiones dentro de los granos de austenita (siempre que exista una alta densidad de inclusiones), algunas de estas placas pueden estimular la nucleación de otras; un efecto conocido como auto catálisis. En el esquema IIW, la ferrita acicular es designada por AF (figura 2.46) ^[33].



Figuras 2.46 Ferrita Acicular

2.4.2.4 Martensita

La martensita se forma a partir de una rápida transformación adifusional, provocada por un rápido enfriamiento a partir de una alta temperatura, donde el carbono es retenido en solución, el carbono retenido origina un estado de saturación, que como consecuencia, deforma la red bcc, lo que da lugar a una estructura tetragonal.

Las martensitas nuclean por debajo de la temperatura que suele designarse como M_s , y lo hacen en el interior de los granos, propagándose hacia los límites en dos direcciones opuestas. El crecimiento lateral es máximo en el punto de iniciación y mínimo en el punto de terminación, de ahí también su forma acicular. Su crecimiento se detiene en límites de grano o en otras agujas que se interponen en su trayectoria, originando un arreglo con una alta densidad de dislocaciones; así, pueden distinguirse agujas en la primera, segunda o tercera generación. La intersección de agujas adyacentes suele tener ángulos muy agudos, produciéndose así las formas de punta de flecha. ^[34,35].

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA DE EXPERIMENTACIÓN

En la realización del proyecto de investigación se utilizaron aceros DP600 con 350 Mpa de esfuerzo mínimo de cedencia y 600 Mpa de esfuerzo mínimo de tensión; TRIP800 de 450 Mpa de esfuerzo mínimo de cedencia con 800Mpa de esfuerzo mínimo a la tensión; la composición química y microestructura del metal base se observa en la Tabla 3.1 y Figura 3.1. Se obtuvieron 18 muestras de 244 x 70 x 1.2mm para los aceros DP600 y 18 muestras de 244 x 70 x 1.6mm para los aceros TRIP800, ambos fueron soldados por el proceso GMAW y Láser CO₂, para un total de 18 soldaduras.

Tabla 3.1 Composición química de los aceros DP600 y TRIP800.

	C	Mn	Si	P	Al	Cu	Cr	Ni	Mo
% TRIP	0.232	1.653	1.55	0.01	0.041	0.033	0.033	0.036	0.018
% DP	0.115	1.55	0.186	0.026	0.035	0.012	0.347	0.026	0.11

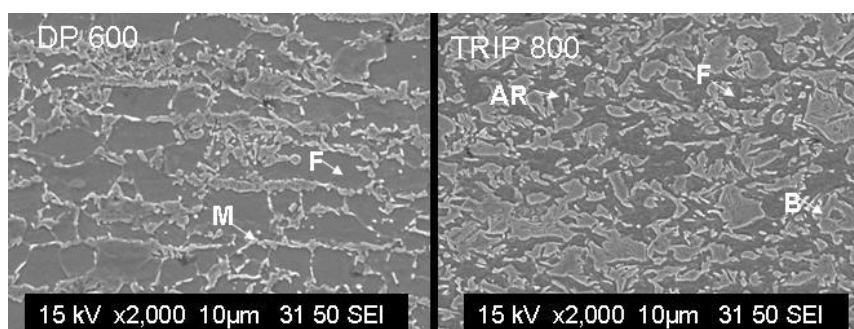


Figura 3.1 Microestructura del acero DP600: matriz de Ferrita (F) con pequeñas islas de Martensita (M). Microestructura TRIP800: Bainita (B), Ferrita (F), Austenita retenida (AR). MEB. Atacado con Nital 2%

3.1 Condiciones de los procesos de soldadura

Los parámetros que se eligieron para llevar a cabo las uniones por el proceso GMAW están presentes en la Tabla 3.2. El metal de aporte fue del tipo ER110S-G de 1.6mm de diámetro apropiado para aceros con 780 Mpa de esfuerzo a la tensión y el equipo que se usó fue un robot COMAU, CG4, RCC1, 17900582, La Tabla 3.3 muestra los parámetros de soldadura para el proceso láser CO₂ el equipo que se usó fue CO₂-LBW-unit, EL.EN –RTM de 6 kW.

Tabla 3.2 Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800.

Nº Muestra	Tipo de unión	Grado	Corriente [A]	Voltaje [V]	Velocidad de soldadura [In/min]	Calor de entrada [J/In]
1G	Unión a tope	DP 600	145	13	43.30	2611.882
2G	Unión traslape	DP 600	128	14	31.5	3413.76
3G	Unión traslape	DP 600	130	12	23.62	3962.4
4G	Unión traslape	DP 600	128	14	23.62	4551.68
5G	Unión traslape	DP 600	150	12	23.62	4572
6G	Unión traslape	TRIP 800	118	14.3	39.37	2571.6
7G	Unión traslape	TRIP 800	118	14.3	31.5	3214.5
8G	Unión a tope	TRIP 800	136	13	31.49	3368.04
9G	Unión traslape	TRIP 800	109	13.2	23.62	3654.55
10G	Unión a tope	DP 600 TRIP 800	142	13.6	34.64	3344.48

Tabla 3.3 Parámetros utilizados para las uniones realizadas por el proceso Láser CO₂ en los aceros DP600 y TRIP800.

Nº Muestra	Grado	Tipo de unión	Poder [kW]	Velocidad de soldadura [In/min]	Calor de entrada [J/In]
1L	DP 600	Unión a tope	3,0	157.48	1143
2L	DP 600	Unión traslape	3.5	149.60	1403.68
3L	DP 600	Unión traslape	3.5	137.79	1524
4L	TRIP 800	Unión traslape	3.5	173.22	1212.27
5L	TRIP 800	Unión traslape	3.5	161.41	1300.97
6L	TRIP 800	Unión a tope	3.5	157.48	1333.5
7L	TRIP 800	Unión a tope	4,5	145.66	1853.51
8L	DP 600 TRIP 800	Unión a tope	4,5	141.73	1905

3.1.1 Análisis microestructural y pruebas mecánicas

Para llevar acabo el análisis microestructural, las muestras fueron debidamente cortadas, montadas en resina, pulidas y después fueron atacadas con el reactivo HNO₃ 2% (Nital). Las muestras fueron analizadas por microscopia óptica (MO) y microscopia electrónica de barrido a diferentes magnificaciones. En el primer caso se usó un microscopio OLYMPUS PM6-3, cámara equipada con KP-D50 DIGITAL COLOR y un programa Image-Pro Plus. Para microscopia electrónica de barrido se usó un microscopio de marca OXFORD Jeol JSM-6490-LV. Para pruebas de dureza Vickers, se llevaron a cabo de acuerdo a la norma ASTM E384 con durómetro Future Tech FM7 y una carga de 200g. Referente a las pruebas de tensión se llevaron a cabo con una máquina Tinius Olsen Super L290 con una carga de 600kN.

3.2 Experimentos factoriales

Se llama experimentos factoriales a aquellos en los que se estudia simultáneamente dos o más factores, y donde los tratamientos se forman por la combinación de los diferentes niveles de cada uno de los factores.

Los experimentos factoriales y sus correspondientes cálculos de análisis de varianza (ANOVA), son diseños útiles si se quiere llegar a conclusiones simultáneas acerca de dos o más factores. Se usa el término factorial porque las condiciones experimentales incluyen todas las combinaciones posibles de factores.

En el ámbito de la soldadura un diseño de experimentos es necesario para evaluar cómo las variables seleccionadas afectan la soldabilidad. En esta tesis se emplean como variables experimentales los procesos GMAW y Láser CO₂ en aceros AHSS tipo Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Deformación (TRIP) para determinar el efecto sobre la dureza en la ZAC de las uniones soldadas. Para el análisis de resultados y tratamientos de datos se empleo un diseño factorial de la serie 2^K con las siguientes características:

- **Diseño:** 2² con tres replicas.
- **Unidades Experimentales:** uniones de aceros DP y TRIP
- **Variables Independientes o factores: Hay dos:** 1. Proceso. 2. Acero.
- **Variable dependiente o respuesta:** promedio de durezas obtenidas en la zona afectada por el calor.
- **Número de tratamientos y nombre:** para el factor Proceso: GMAW y Láser CO₂. Para el factor Acero: DP y TRIP.

El diseño factorial para este experimento, con dos tratamientos de cada factor, tendrá un total de $2 \times 2 = 4$ combinaciones de tratamientos. En este caso se elegirán tres replicas al azar de cada uno de los procesos con su respectivo tipo

de acero, lo que dará un total de 12 soldaduras que intervienen en el estudio. En la Tabla 3.4 se presenta la estructura del diseño.

Tabla 3.4 Muestra las combinaciones de tratamientos

		Factor B Tipo de acero	
		DP (dureza Hv.)	TRIP (dureza Hv.)
Factor A: Proceso	GMAW	382.75	455.75
		354.1	371
		351.5	482.33
	Láser	336.33	435
		405.25	473.5
		446.71	505.6

Los cálculos de análisis de varianza con esos datos permitirán contestar las siguientes preguntas:

- Efecto principal factor A. ¿difieren los procesos en cuanto a sus efectos sobre la dureza en la zona afectada por el calor?
- Efecto principal factor B. ¿difiere el tipo de acero en cuanto a la dureza de la zona afectada por el calor de las uniones?
- Efecto de interacción (factor A y B)

¿Se desempeñan mejor las uniones de algún proceso en determinado tipo de AHSS, y los de otro AHSS en otro tipo de proceso?

Si el efecto de la interacción tiene un impacto apreciable sobre la dureza de las zonas afectadas por el calor, se puede concluir que un proceso de soldadura en combinación con algún tipo de acero interactúa causando un efecto importante sobre la dureza.

El diseño experimental para el análisis de la dureza involucrando los procesos GMAW y Láser CO₂ en aceros AHSS tipo Doble Fase (DP) y de Plasticidad

Inducida por Deformación (TRIP) obtenido mediante el Software Minitab se muestra en la Tabla 3.5.

Tabla 3.5 Diseño experimental 2²

No.	Proceso	Acero	Dureza Hv.
1	gmaw	dp	382.75
2	gmaw	trip	455.75
3	laser	dp	336.33
4	laser	trip	435
5	gmaw	dp	354.1
6	gmaw	trip	371
7	laser	dp	405.25
8	laser	trip	473.5
9	gmaw	dp	351.5
10	gmaw	trip	482.33
11	laser	dp	446.71
12	laser	trip	505.6

En la Tabla 3.5 se puede observar que se incluye el valor de la dureza promedio como respuesta, la cual se analizará posteriormente en el análisis de resultados del capítulo 4.

CAPÍTULO 4.

ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIONES

4.1 Caracterización de la zona afectada por el calor

Los efectos del grado de los aceros, procesos y parámetros de soldadura en la microestructura y perfil de microdureza de la zona afectada por el calor fueron evaluados y se presentan en la Tabla 4.1 para el proceso GMAW y Tabla 4.2 para Láser CO₂.

Se pueden ver, en las Figuras 4.1 y 4.2, las fases encontradas en la zona afectada por el calor en el proceso GMAW con ambas uniones. En los aceros DP600 está presente la bainita inferior (BI) con carburos en subunidades y bainita superior (BS). Este hecho evidencia una alta velocidad de enfriamiento con transformaciones de fase del tipo desplazamiento, bajo una nucleación con difusión y un mecanismo de crecimiento no difusional. En estos casos el concepto de paraequilibrio puede ser aplicado, en otras palabras, no hay redistribución de hierro o átomos sustitucionales sobre la interfase de las fases y sólo el carbono intersticial puede ser difundido, generando la formación de bainita y la precipitación de carburos. Las transformaciones de fases encontradas en la zona afectada por el calor de los aceros TRIP800 soldadas

por el proceso GMAW fueron tanto reconstructivas como de desplazamiento. La presencia de martensita (M) en la ZAC se llevó a cabo por transformación no difusional donde el carbono es retenido en solución.

Tabla 4.1 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800.

Nº Muestra	Grado	Tipo de unión	Velocidad de soldadura [In/min]	Calor de entrada [J/In]	Microestructura ZAC*	Promedio de microdureza [Hv] ZAC
1G	DP 600	Unión a tope	43.30	2611.882	BS, BI	382.75
2G	DP 600	Unión traslape	31.5	3413.76	BS, BI	354.1
3G	DP 600	Unión traslape	23.62	3962.4	BS, BI	351.5
4G	DP 600	Unión traslape	23.62	4551.68	BS, BI,	302.6
5G	DP 600	Unión traslape	23.62	4572	Porosidad	—
6G	TRIP 800	Unión traslape	39.37	2571.6	M, BS, AR,	455.75
7G	TRIP 800	Unión traslape	31.5	3214.5	FBA, FP, AR, M	371
8G	TRIP 800	Unión a tope	31.49	3368.04	M, AR, FP	482.33
9G	TRIP 800	Unión traslape	23.62	3654.55	M, BS, BI,	440.5
10G	DP 600 TRIP 800	Unión a tope	34.64	3344.48	DP: BS, BI TRIP: BS, BI, M,	DP: 405.83 TRIP: 517.33

*BS: Bainita Superior, BI: Bainita Inferior, M: Martensita, AR: Austenita Retenida, FP: Ferrita Poligonal, FBA: Ferrita Bainítico Acicular, FI: Ferrita Idiomórfica.

Tabla 4.2 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO₂ en los aceros DP600 y TRIP800

Nº Muestra	Grado	Tipo de unión	Poder [kW]	Velocidad de soldadura [In/min]	Calor de entrada [J/In]	Microestructura ZAC*	Promedio de microdureza [Hv] ZAC
1L	DP 600	Unión a tope	3,0	157.48	1143	FI, BI	336.33
2L	DP 600	Unión traslape	3.5	149.60	1403.68	BS, BI	405.25
3L	DP 600	Unión traslape	3.5	137.79	1524	BI, BS, M	446.71
4L	TRIP 800	Unión traslape	3.5	173.22	1212.27	M, BS, BI	435
5L	TRIP 800	Unión traslape	3.5	161.41	1300.97	M, AR	473.5
6L	TRIP 800	Unión a tope	3.5	157.48	1333.5	socavado	—
7L	TRIP 800	Unión a tope	4,5	145.66	1853.51	FA, M	505.6
8L	DP 600 TRIP 800	Unión a tope	4,5	141.73	1905	DP: FA, BS. TRIP: BI, AR, M.	DP: 430.33. TRIP: 497.83.

*BS: Bainita Superior, BI: Bainita Inferior, M: Martensita, AR: Austenita Retenida, FP: Ferrita Poligonal, FBA: Ferrita Bainítico Acicular, FI: Ferrita Idiomófica.

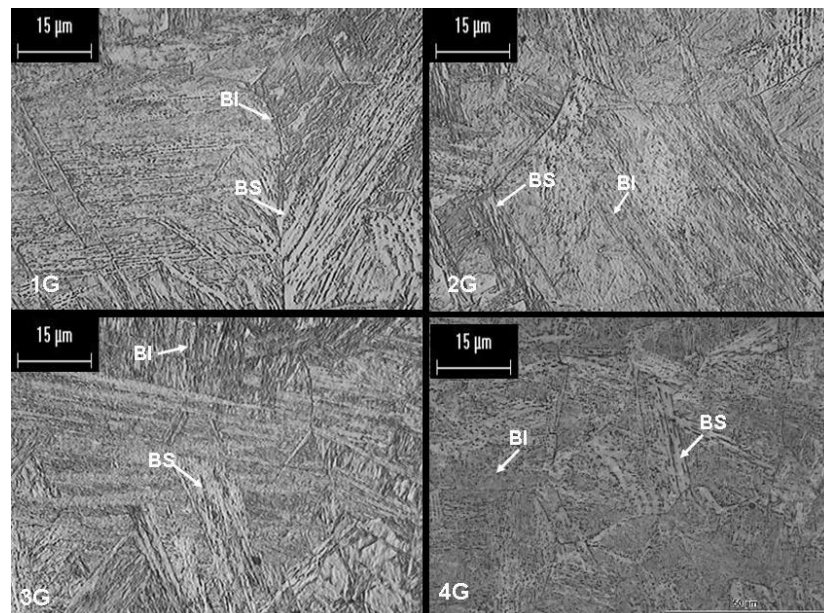


Figura 4.1 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800. Atacado con Nital al 2%. 500X.

BS: Bainita Superior, BI: Bainita Inferior, M: Martensita, AR: Austenita Retenida, FP: Ferrita Poligonal, FBA: Ferrita Bainítico Acicular, FI: Ferrita Idiomófica.

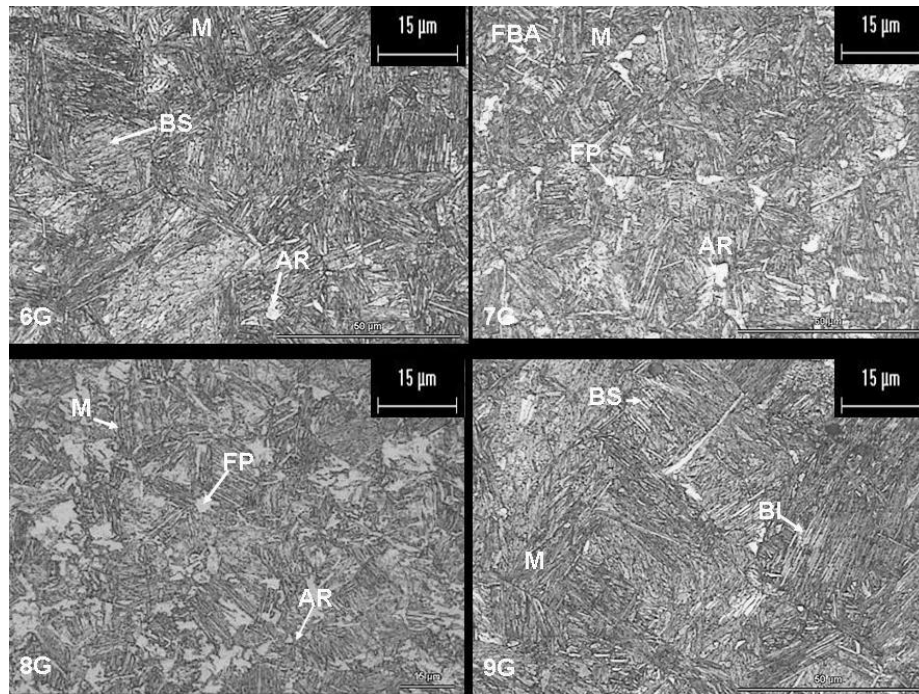


Figura 4.2 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800. Atacado con Nital al 2%. 500X.

El proceso Láser CO₂ provee bajo calor de entrada y, consecuentemente, la velocidad de enfriamiento es superior a la del proceso GMAW; el acero DP600 mostró bainita inferior y superior, con algunas pequeñas zonas de ferrita idiomórfica, en este caso la martensita estuvo presente como consecuencia de la alta velocidad de enfriamiento. A diferencia en los aceros TRIP, las zonas afectadas por el calor mostraron pequeña fracción de ferrita acicular, algunas áreas de martensita y austenita retenida. Las Figuras 4.3 y 4.4 muestran la microestructura en la zona afectada por el calor del proceso láser CO₂ para las uniones con los dos tipos de acero.

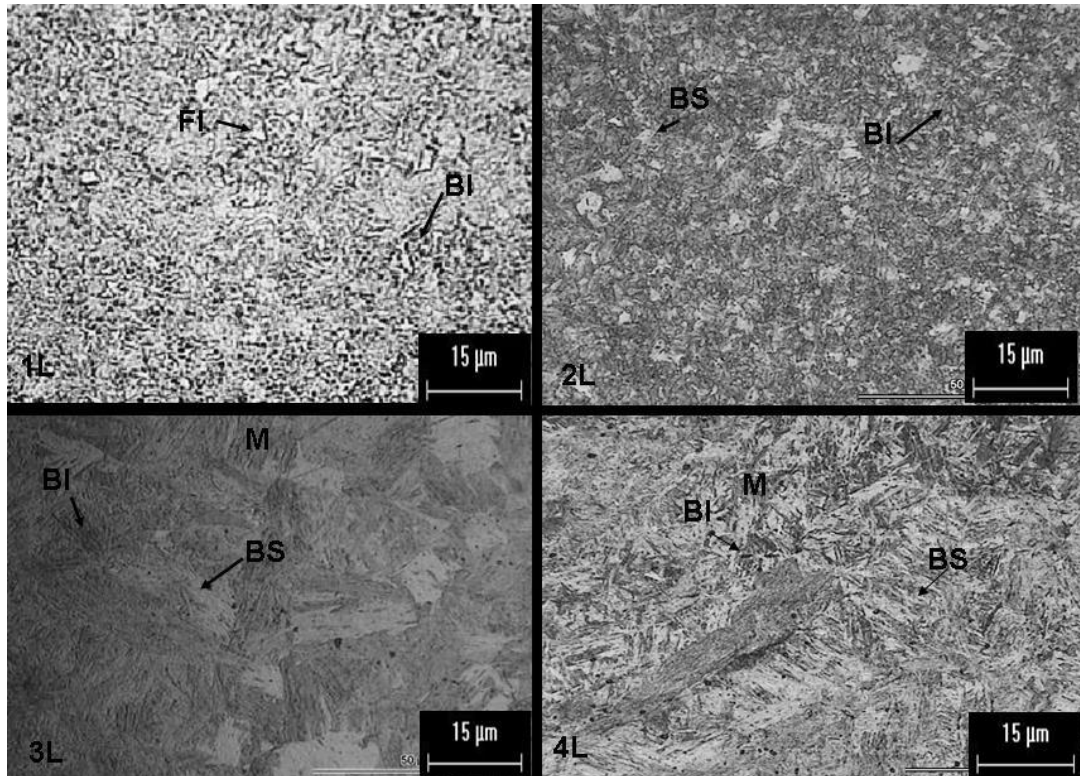


Figura 4.3 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO₂ en los aceros DP600 y TRIP800.

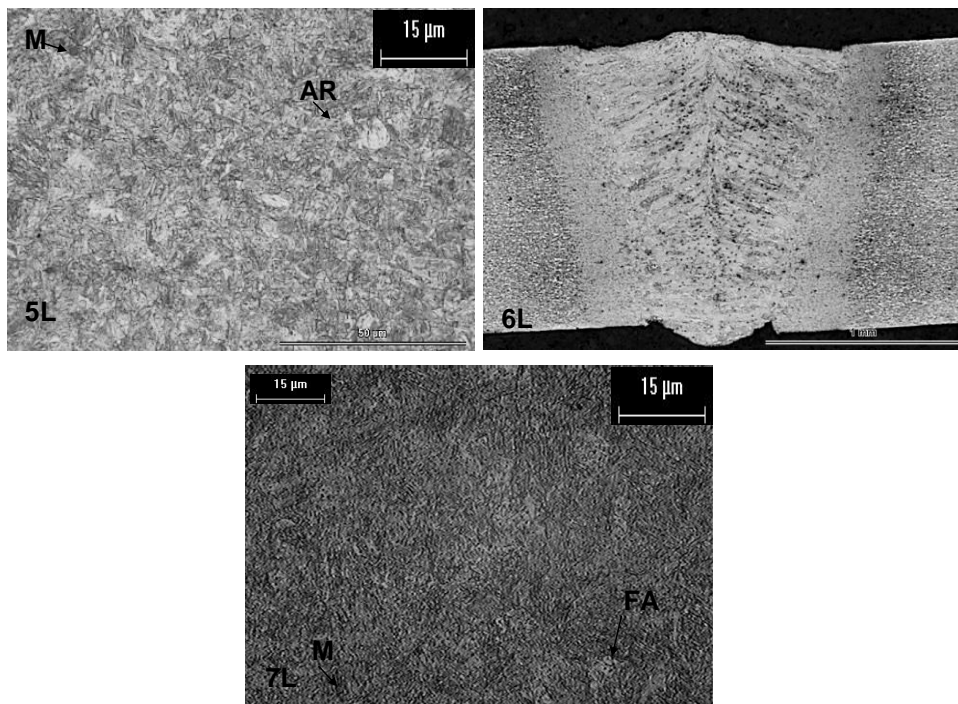


Figura 4.4 Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO₂ en los aceros DP600 y TRIP800.

Para uniones con diferente metal base, láminas de acero DP600 con TRIP800, fueron soldadas por los dos diferentes procesos encontrando zonas afectadas por el calor similares a las soldaduras hechas con el mismo metal base. La microestructura en la zona afectada por el calor de los aceros TRIP800 fue de bainita inferior y superior, algunas zonas de martensita, se puede ver la microestructura en la Figura 4.5.

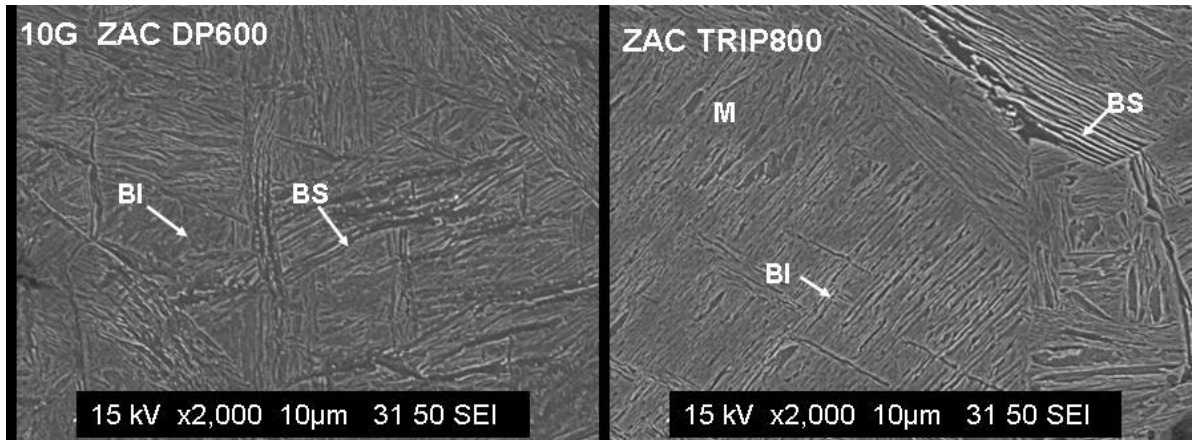


Figura 4.5 Microestructura de la zona afectada por el calor para la unión de los aceros DP600 con TRIP800, soldado por el proceso GMAW. MEB. 2000X.

Para el proceso láser CO₂, la zona afectada por el calor (ZAC), en el lado del acero DP600 presentó pequeñas fracciones de ferrita acicular con algunas áreas de bainita superior y en la ZAC del acero TRIP 800 se formó principalmente bainita inferior y martensita con algunas áreas de austenita retenida. (Figura 4.6).

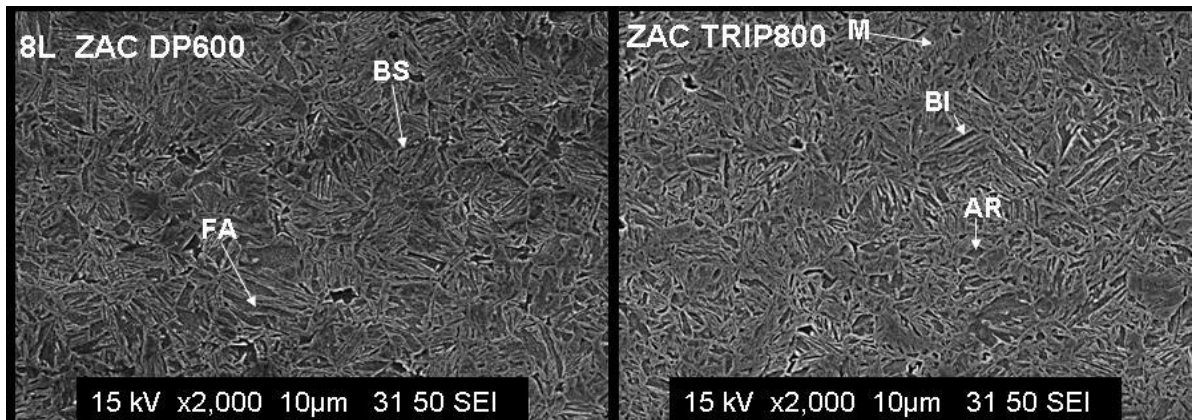


Figura 4.6 Microestructura de la zona afectada por el calor para la unión de los aceros DP600 con TRIP800, soldado por el proceso Láser CO₂. MEB. 2000X.

4.2 Caracterización de la zona de fusión

Las fases encontradas en las zonas de fusión de las uniones realizadas por el proceso GMAW y láser CO₂ en los aceros doble fase fueron principalmente ferrita alotrópica, la cual se forma a partir de los límites del grano austenítico durante el enfriamiento y algunas áreas de bainita con mayor proporción en el proceso láser. Las Figuras 4.7 y 4.8 muestran la microestructura en la zona de fusión de estos aceros en el proceso GMAW y Láser CO₂ respectivamente.

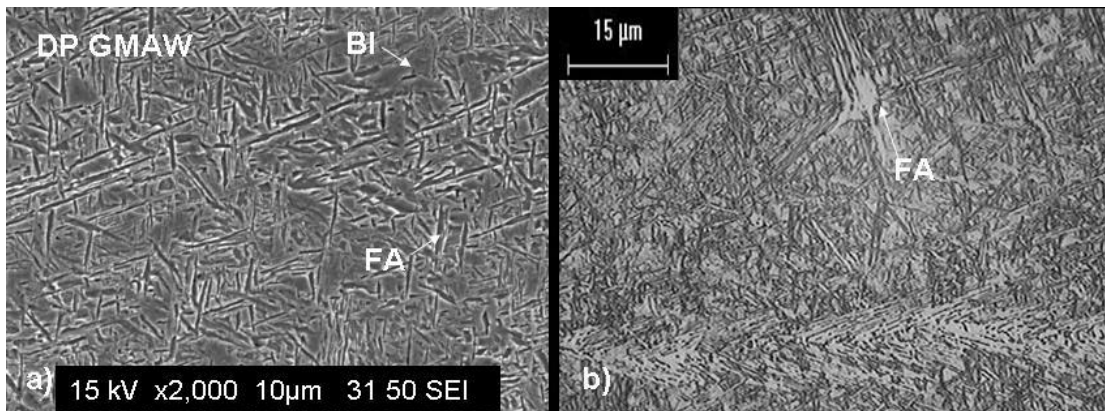


Figura 4.7 Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros DP600 soldado por el proceso GMAW. a) MEB. 2000X. b) MO 500X.

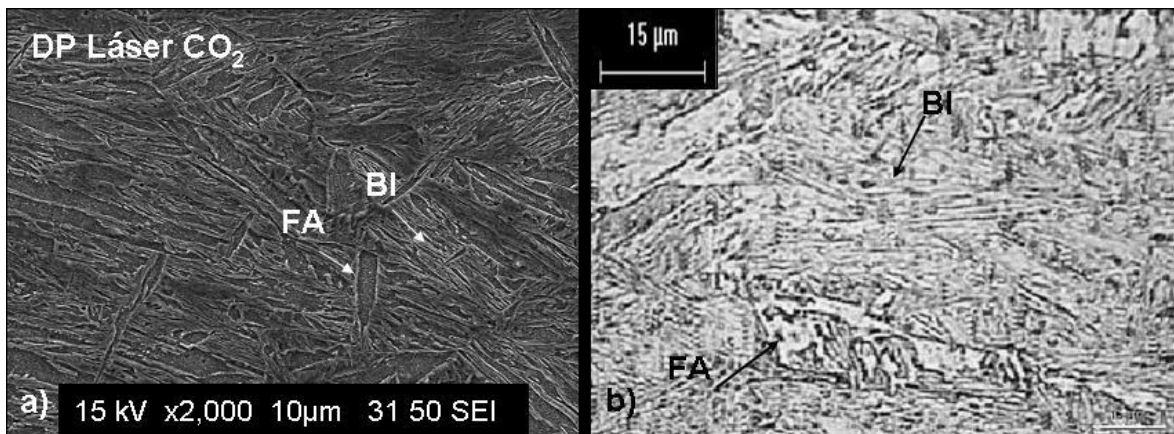


Figura 4.8 Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros DP600 soldado por el proceso láser CO₂. a) MEB. 2000X. b) MO 500X.

La fase que difiere a los aceros TRIP de los DP soldados por el proceso GMAW es la ferrita Widmanstätten. Esta fase no es el resultado de una transformación puramente de desplazamiento, pero se forma por un mecanismo de paraequilibrio, que involucra una rápida difusión del carbono intersticial a través de la interfase dentro de la austenita retenida durante la transformación de corte. Con lo que respecta al proceso láser CO₂ la bainita superior e inferior estuvo presente en la zona de fusión como resultado de un enfriamiento rápido causado por el bajo aporte térmico del calor de entrada. En la Figura 4.9 se muestra la microestructura de la zona de fusión de los aceros TRIP soldados por los dos procesos. Nótese en la Figura que la cantidad de ferrita disminuye significativamente en la zona de fusión cuando se utiliza la soldadura láser.

En contraste, cuando se emplea GMAW el resultado en la microestructura de la zona de fusión contiene cantidades significativas de ferrita y posible austenita retenida.

Una estimación de la velocidad de enfriamiento que se presenta en el metal soldado fue hecha usando la siguiente ecuación ^[39]:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = - \frac{2\pi k_s^2}{\alpha} \left(\frac{v \Delta x}{Q} \right)^2 (\theta - \theta_0)$$

Donde θ es la temperatura de la soldadura (K), t es el tiempo en segundos, K_s es la conductividad térmica del acero, α es la difusividad térmica en $m^2 s^{-1}$, v es la velocidad en soldadura (ms^{-1}), Q es poder de entrada y θ_0 es la temperatura ambiente (K). Se estimó una velocidad de enfriamiento de $144.67^\circ Ks^{-1}$ para el proceso GMAW y $417.81^\circ Ks^{-1}$ para el proceso láser CO₂. De este resultado, está claro que la soldadura láser da lugar a velocidades de enfriamiento relativamente rápidas. La velocidad de enfriamiento crítica para la transformación de austenita (γ) a martensita puede determinarse por un diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), desafortunadamente aún no existe un diagrama para los aceros TRIP, sin

embargo, Li ^[40] y Badesha ^[41] han propuesto un modelo termodinámico y cinético para predecir un diagrama CCT en una amplia gama de aceros. De esta estimación, se encontró que la velocidad de enfriamiento para formación de martensita está entre 45 y 90 °Ks⁻¹. Por otra parte, el trabajo de Gould ^[42] especifica que la estructura martensítica aparece en las regiones de soldadura de los aceros TRIP con velocidades de enfriamiento arriba de 90 °Ks⁻¹, entonces, la fragilidad en la zona de fusión puede ser un problema potencial en estos aceros, particularmente cuando la soldadura láser CO₂ se emplea.

El calor de entrada que se usa en el proceso GMAW es casi dos veces el calor de entrada del proceso láser, por lo que las velocidades de enfriamiento son superiores en el proceso láser y así podemos encontrar microestructura como ferrita, martensita, bainita y, posiblemente, austenita retenida en la zona de fusión y en la ZAC.

Por otra parte, la microestructura de la zona de fusión de la unión del acero DP con TRIP soldado por GMAW resultó ser de un conjunto de ferritas idiomórfica, alotromórficas y Widmanstätten. Mientras que para la zona de fusión soldada por el proceso láser la microestructura fue de bainita inferior y superior (Figura 4.10).

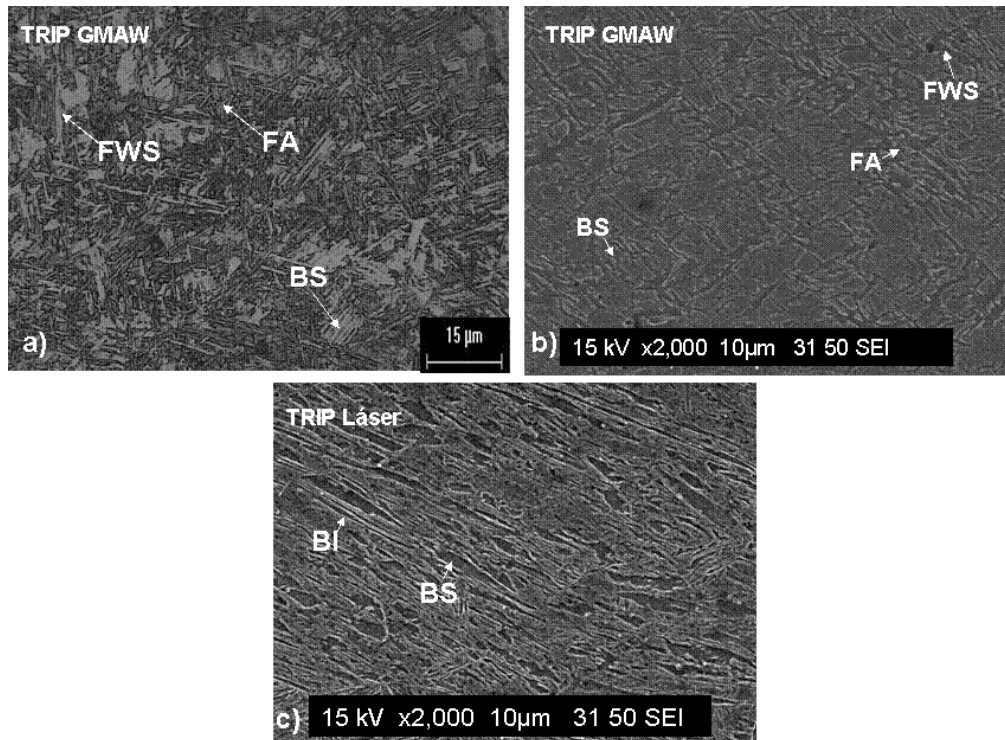


Figura 4.9 Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros TRIP800 soldados por el proceso láser CO_2 y GMAW. a) GMAW. M.O. 500X. b) GMAW. MEB. 2000X. c) Láser. MEB 2000X. BS: Bainita Superior, BI: Bainita Inferior, M: Martensita, AR: Austenita Retenida, FP: Ferrita Poligonal, FBA: Ferrita Bainítico Acicular, FI: Ferrita Idiomatica. FA: Ferrita Alotromórfica. FWS: Ferrita Widmanstättén Secundaria.

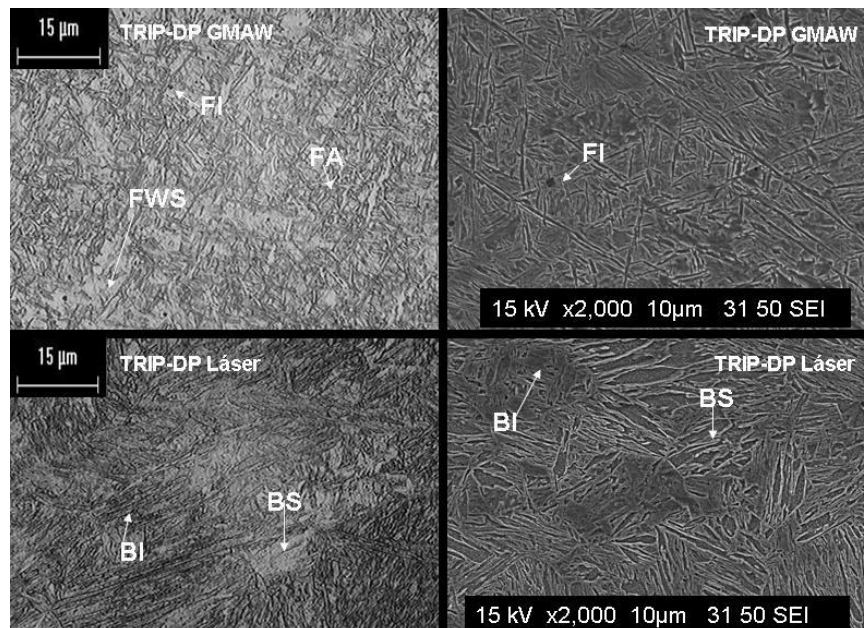


Figura 4.10 Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros TRIP800 con DP600 soldados por el proceso Láser CO_2 y GMAW.

4.3 Microdureza

Para evaluar el efecto del calor de entrada en la dureza de la zona afectada por el calor y la zona de fusión se obtuvo un perfil de microdureza a lo largo de la unión soldada. Las Figuras 4.11 a 4.13, muestran el perfil de microdureza para las soldaduras: 1G, 8G, 10G, 1L, 7L y 8L. Cuyos parámetros se pueden ver en las tablas 3.2 y 3.3. Los números representan la locación de las indentaciones a 1mm de distancia entre ellas.

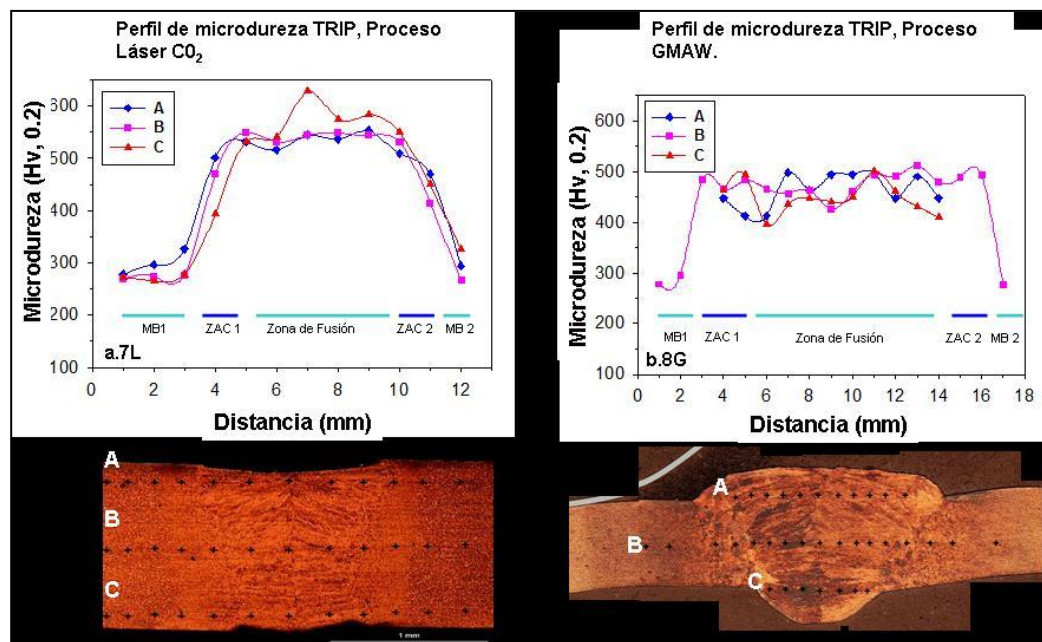


Figura 4.11 Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero TRIP 800 usando el proceso (a) láser CO₂ y (b) GMAW.

Se puede ver en la Figura 4.11 la soldadura láser del acero TRIP donde la microdureza se incrementa de 275 Hv. en el metal base a 500 Hv. en la zona afectada por el calor y arriba de 600 Hv. en la zona de fusión. En particular el perfil de microdureza asemeja una morfología “top hat” mencionada en un trabajo realizado por Gould ^[42] con un máximo de dureza de 600 Hv. el perfil de microdureza se atribuye al desarrollo de una martensita atérmica ^[42] la cual está en función de las velocidades de enfriamiento. En el proceso GMAW, el perfil de microdureza no sigue la misma tendencia como en el proceso láser, en

este caso, las velocidades de enfriamiento no fueron lo suficientemente altas y el valor de dureza Vickers más alto fue arriba de 500 Hv. en la zona de fusión.

Está claro que las soldaduras incrementan su dureza en la zona de fusión, en particular, encontramos que el metal base adyacente a la ZAC de la soldadura láser, presenta un incremento significativo en la dureza (puntos 4 y 11 en la Figura 4.11a). Este efecto no se observa cuando se emplea el proceso GMAW. Al parecer esto ocurrió debido a las velocidades de enfriamiento, relativamente altas, a la posible martensita inducida por esfuerzo y al desarrollo de esfuerzos residuales que pudieron haber ocurrido en el metal base adyacente a la ZAC, pues no había transiciones de fases claras identificadas en esa zona.

Con lo que respecta a los aceros DP en el proceso láser, la microdureza en la ZAC fue inferior que la del proceso GMAW y en la zona de fusión se incrementó a casi 450 Hv. Mientras que en el proceso GMAW, la microdureza en la ZAC y zona de fusión se mantuvo en rangos de 350-400 Hv. Ver Figura 4.12.

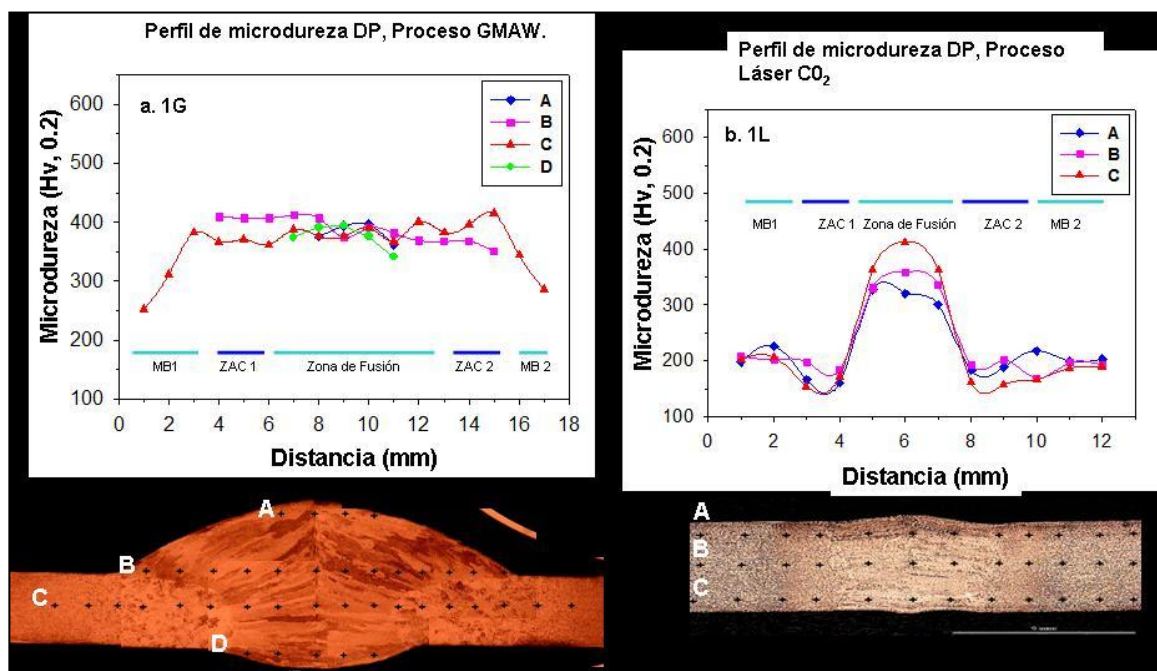


Figura 4.12 Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero DP 600 usando el proceso (a) GMAW y (b) láser CO₂

El perfil de dureza para la unión del acero DP con TRIP soldados por los dos procesos se muestra en la Figura 4.13. Se puede notar, en ambos procesos, que la ZAC del acero TRIP toma rangos de dureza superior que la del acero DP, con cerca de 100Hv. de diferencia en el caso de la soldadura hecha por el proceso láser CO₂. (Puntos 4 y 10 de la Figura 4.13a).

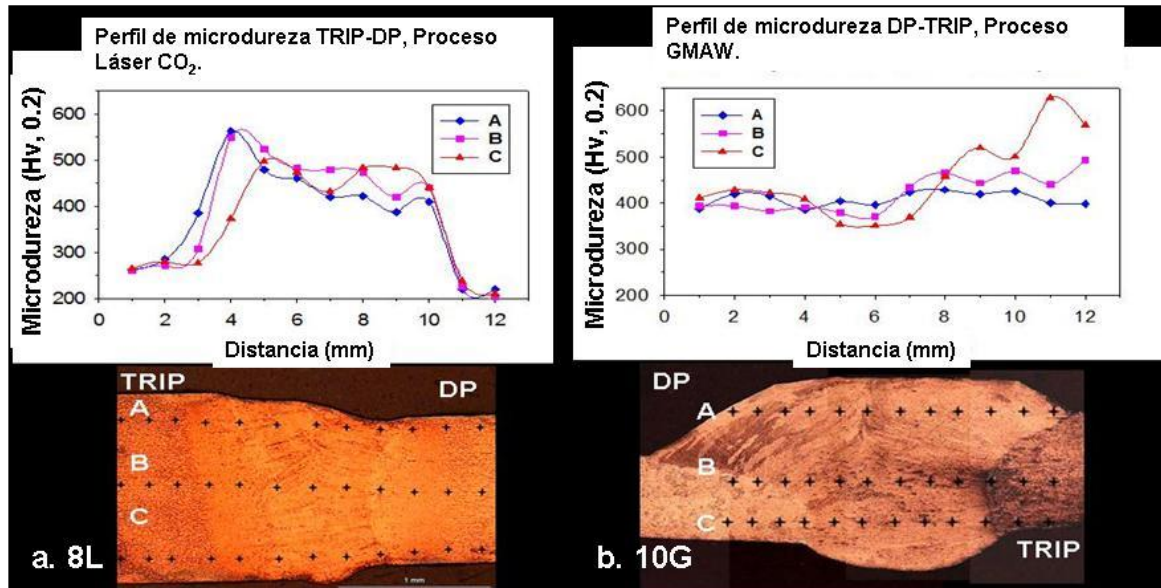


Figura 4.13 Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero DP 600-TRIP 800 usando el proceso (a) láser CO₂ y (b) GMAW.

Haciendo una comparación del perfil de microdureza de cada una de las soldaduras encontramos que la ZAC con mayor dureza ocurre en las uniones del proceso láser, esto se atribuye al bajo calor de entrada y conlleva a velocidades de enfriamiento altas y transformaciones de fase como martensita y bainita inferior con durezas arriba de los 500Hv. (Figura 4.14). Este proceso presenta zonas de fusión paralelas y ZAC aproximadamente 12 veces más delgadas que el proceso GMAW, (Figura 4.15).

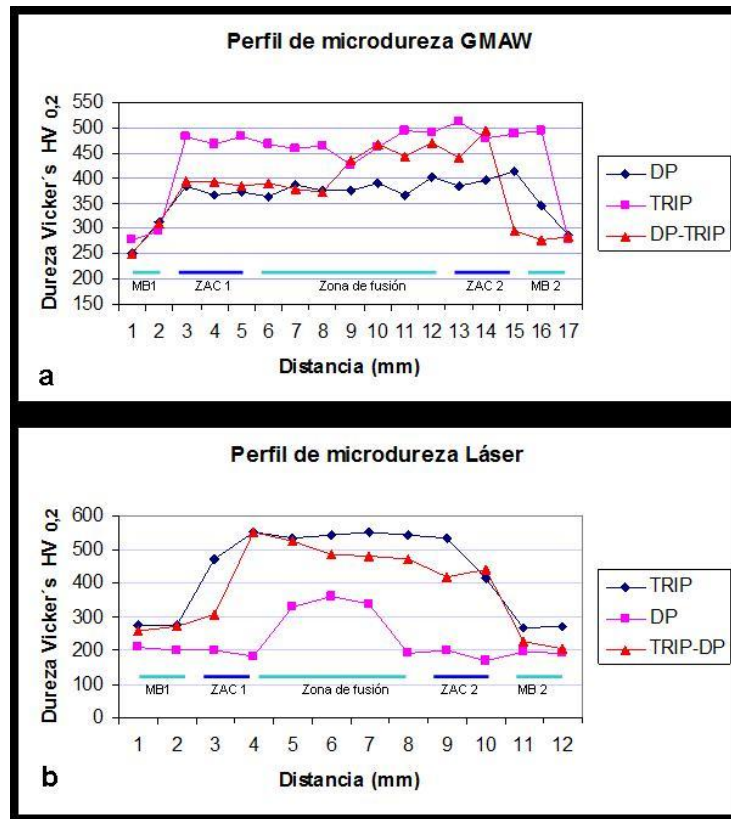


Figura 4.14 Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura de los aceros DP 600 y TRIP 800 usando el proceso (a) GMAW y (b) láser CO_2

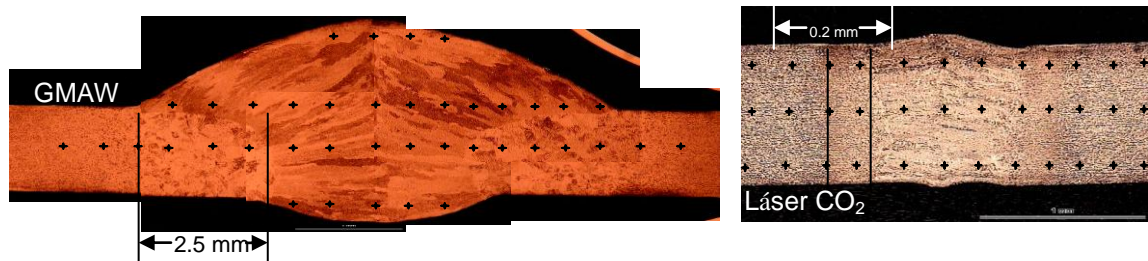


Figura 4.15 Diferencia en las dimensiones de la ZAC de los procesos GMAW y Láser.

En el caso de las muestras 5G y 6L, en donde se presentaron discontinuidades en la soldadura, se puede decir que el socavado que ocurrió en el acero TRIP soldado por el proceso láser CO_2 (muestra 6L) se originó por una falta de material en la sección debido a la falta de fusión en la zona de de la unión; esto probablemente ocurre al inicio de la soldadura. Por otra parte en la muestra 5G la porosidad que se presentó en el acero DP se atribuye al uso de una corriente

alta y una baja velocidad en la soldadura, lo que genera un alto calor de entrada y se presenta la porosidad ^[43]. (Figura 4.16).

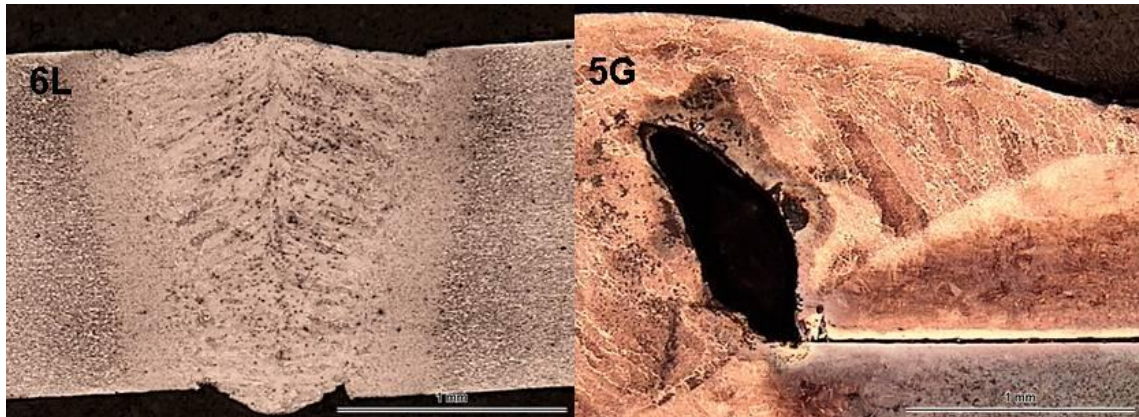


Figura 4.16 Muestra las discontinuidades encontradas en las muestras 6L y 5G soldadas por el proceso láser y GMAW respectivamente.

4.4. Pruebas de tensión

La Figura 4.17, muestra las dimensiones de las probetas utilizadas para realizar las pruebas de tensión a las láminas soldadas de los aceros DP y TRIP. En la tabla 4.3 se registra el esfuerzo último a la tensión en Mpa. y el % de elongación. Se realizaron un total de 18 pruebas; 3 para cada tipo de acero soldado con los dos diferentes procesos, correspondientes a 12 probetas, 3 más son de uniones DP-TRIP soldadas por GMAW y las últimas 3 corresponden a las uniones DP-TRIP soldados por láser CO₂.

En la Figura 4.18 se muestra el esfuerzo último a tensión (UTS) y ductilidad que exhibe la soldadura de los aceros DP y TRIP en cada uno de los procesos aplicados. Se puede notar que las uniones con mayor esfuerzo último a la tensión son las uniones del acero TRIP soldados por el proceso GMAW con cerca de 850 Mpa y con una elongación de casi 25%, además que las tres probetas fracturaron en el metal base. Mientras que la unión de dos probetas de este mismo acero, pero con soldadura láser, presentaron 15% de elongación con una resistencia máxima de 750Mpa, aproximadamente, y fracturando en el metal base adyacente a la ZAC. Por lo que la soldadura láser de los aceros TRIP lleva a una reducción en la tenacidad, comparando con el proceso GMAW.

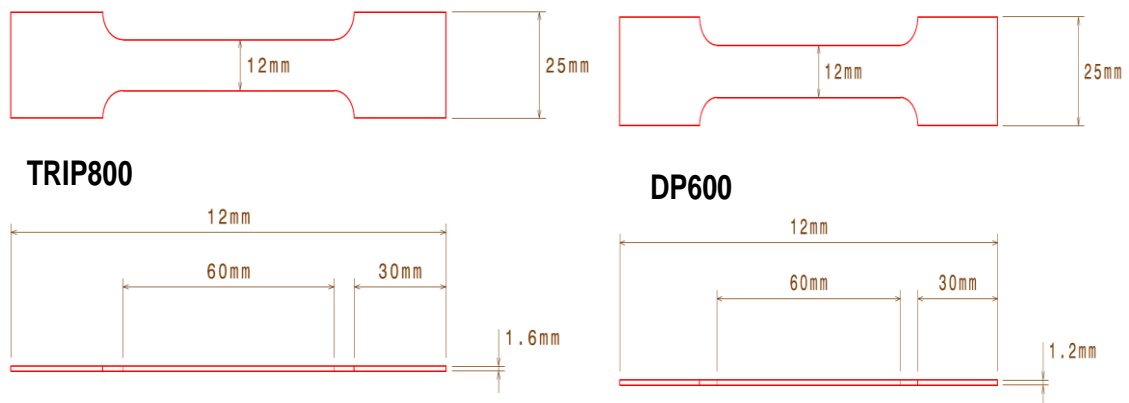


Figura 4.17 Muestra las dimensiones de las probetas utilizada para realizar las pruebas de tensión a las láminas de acero DP y TRIP unidas por el proceso láser CO₂ y GMAW.

Tabla 4.3 Muestra los resultados de las pruebas de tensión realizadas a las soldaduras de los aceros TRIP y DP unidos por los procesos láser y GMAW.

No. Muestra	Grado de acero	Proceso	Calor de entrada [J/in]	% Elongación	Esfuerzo último a la tensión Mpa.	Zona de fractura *
1	TRIP800	GMAW	3368.04	24.17	837.07	MB
2	TRIP800	GMAW	3368.04	23.33	842.14	MB
3	TRIP800	GMAW	3368.04	21.67	838.68	MB
4	TRIP800	Láser	1853.51	15.00	748.43	MB A ZAC
5	TRIP800	Láser	1853.51	21.67	789.83	MB
6	TRIP800	Láser	1853.51	15.00	767.37	MB A ZAC
7	DP600	GMAW	2611.882	16.67	648.13	MB
8	DP600	GMAW	2611.882	15.00	645.86	MB
9	DP600	GMAW	2611.882	16.67	643.64	MB
10	DP600	Láser	1143	18.33	623.13	MB
11	DP600	Láser	1143	18.33	623.2	MB
12	DP600	Láser	1143	20.00	627.44	MB
13	DP-TRIP	GMAW	3344.48	8.33	837.07	MB-DP
14	DP-TRIP	GMAW	3344.48	9.17	842.14	MB-DP
15	DP-TRIP	GMAW	3344.48	10.00	630.26	MB-DP
16	DP-TRIP	Láser	1905	10.00	649.51	MB-DP
17	DP-TRIP	Láser	1905	9.17	653.56	MB-DP
18	DP-TRIP	Láser	1905	10.17	645.17	MB-DP

*MB: metal base; ZAC: zona afectada por el calor; MB-DP: metal base del acero doble fase; A: adyacente.

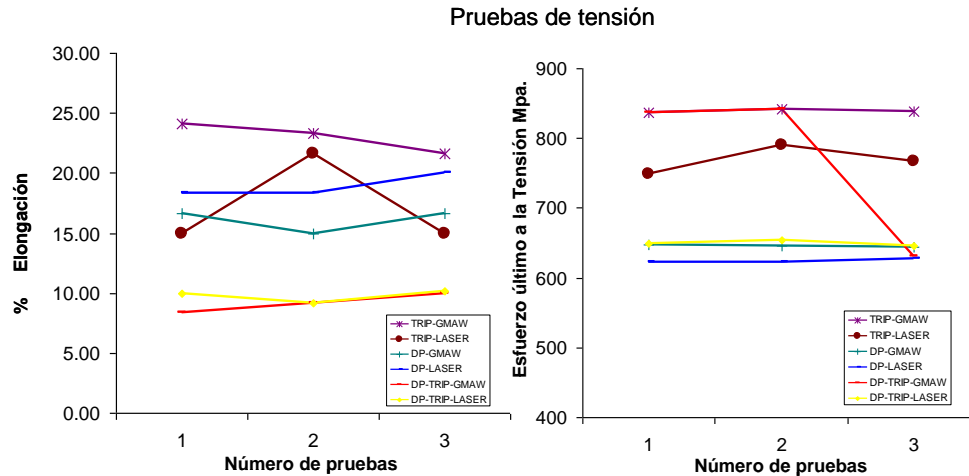


Figura 4.18 Muestra el esfuerzo último a la tensión (UTS) y ductilidad las láminas de acero DP y TRIP unidas por el proceso láser CO₂ y GMAW.

Para confirmar la pérdida de tenacidad se observaron las regiones de fractura (Figura 4.19). Se encontró que cuando se emplea el proceso GMAW la localización de la fractura ocurre en el metal base muy lejos de la zona de fusión. La superficie de fractura fue típica de un material dúctil con numerosos hoyuelos y apreciable deformación plástica (Figura 4.19a). Esto implica que el esfuerzo mecánico de las zonas de fusión del proceso GMAW fue superior al esfuerzo mecánico del metal base, en contraste en la soldadura láser, la fractura ocurrió en el metal base adyacente a la ZAC como se muestra en la Figura 4.19b. También la fractura tiene un aspecto frágil la cual asemeja marcas de Chevron (Figura 4.20a-b). Nótese la carencia de ductilidad al ver las superficies de fractura relativamente planas y con ausencia de apreciable cavidad.

Aunque en el metal base adyacente a la ZAC la microestructura es típicamente de una matriz ferrítica con bainita y posible austenita retenida, parece que esta región llega a ser susceptible a la fractura como resultado de: (a) martensita inducida por esfuerzo (SIM) conducida por esfuerzos internos y (b) al desarrollo de un posible esfuerzo residual/ interno como resultado de una rápida velocidad de enfriamiento. La evidencia de un incremento en la dureza de esta zona se encuentra en las medidas de microdureza. Nótese en la Figura 4.11a que en la

región del metal base adyacente a la ZAC los valores de dureza se incrementan comparados con el metal base (MB) lejos de la ZAC.

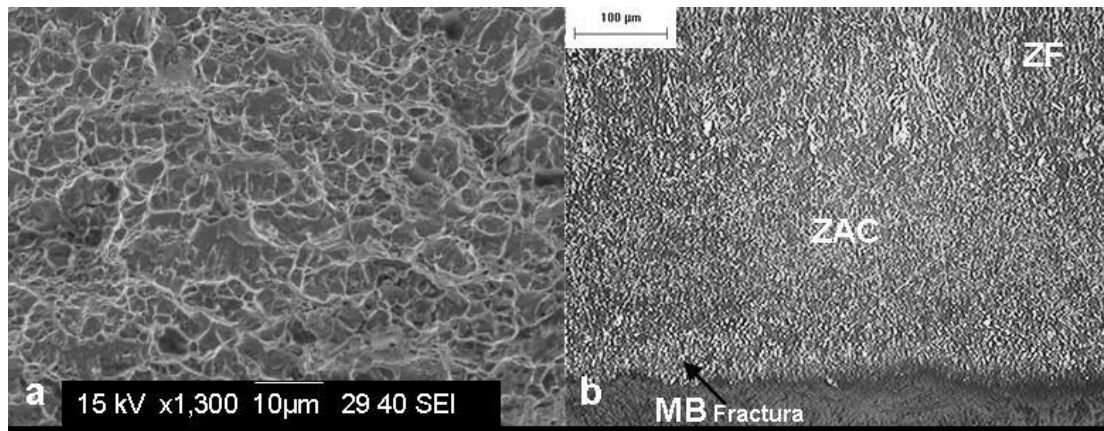


Figura 4.19 (a) MEB. La micrografía muestra el aspecto dúctil de la fractura del metal base en GMAW y (b). En el microscopio óptico se puede observar la localización de la fractura en el proceso Láser CO₂.

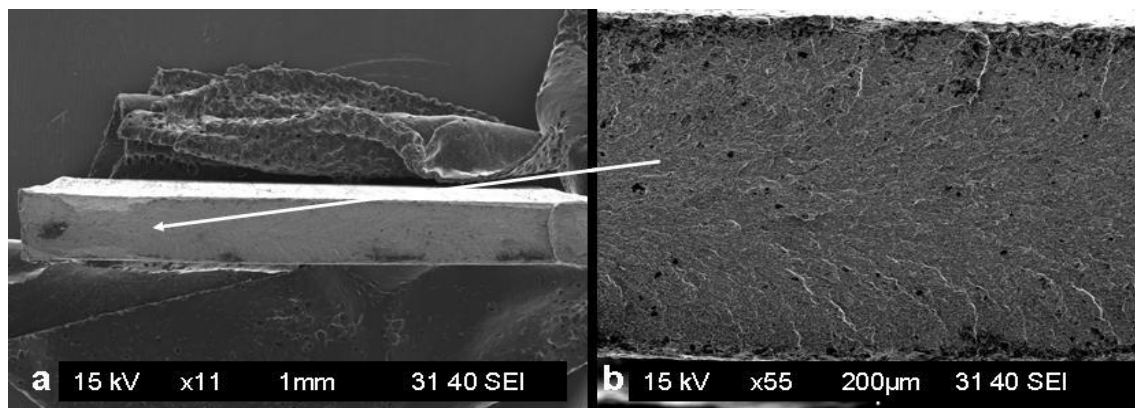


Figura 4.20 (a) Vista total de la superficie de fractura (b). aspecto de la fractura frágil con lo que asemeja marcas de Chevron.

La dureza incrementada en la región del MB adyacente a la ZAC sólo puede explicarse con el desarrollo de esfuerzos internos y/o a la formación de martensita de alguna austenita residual. Una comparación de microestructura resultante en la región del MB adyacente a la ZAC con una que se encuentra lejos de la ZAC se puede ver en la Figura 4.21. Nótese en esta figura el engrosamiento de las fases que ocurren en el metal base adyacente a la ZAC. Además, la precipitación y/o el crecimiento de lo que asemejan ser carburos (Figura 4.22). Por consiguiente, es evidente que en la ZAC de la soldadura láser

CO₂ existe un efecto de revenido de las fases bainita/martensita junto con engrosamiento de fases y esfuerzos residuales, incluyendo la promoción de fragilidad de la martensita inducida por esfuerzo. Este hecho no se observa en el proceso GMAW indicando que la magnitud del esfuerzo residual desarrollado en el MB no es lo suficientemente grande para inducir fragilidad.

El potencial para la fragilidad de la martensita en la línea de la zona de fusión, en un proceso de soldadura con bajo calor de entrada, como lo es el proceso láser CO₂, no fue soportado por el desarrollo experimental de este trabajo. Sin embargo, los aceros TRIP 800 soldados por este mismo proceso, experimentaron una pérdida de tenacidad, el efecto podría no estar ligado a la presencia de martensita indeseada en la zona de fusión. Se sabe que la soldadura láser puede dar lugar a un daño microestructural mínimo pues la ZF y la ZAC son relativamente estrechos.

El resultado de este trabajo indica que el potencial para la fragilidad de la martensita no pudo ocurrir por la soldadura láser, un trabajo adicional se requiere para identificar los parámetros de soldadura que evitarían la pérdida de esfuerzo y ductilidad tal como se encontró en el MB cerca de la ZAC.

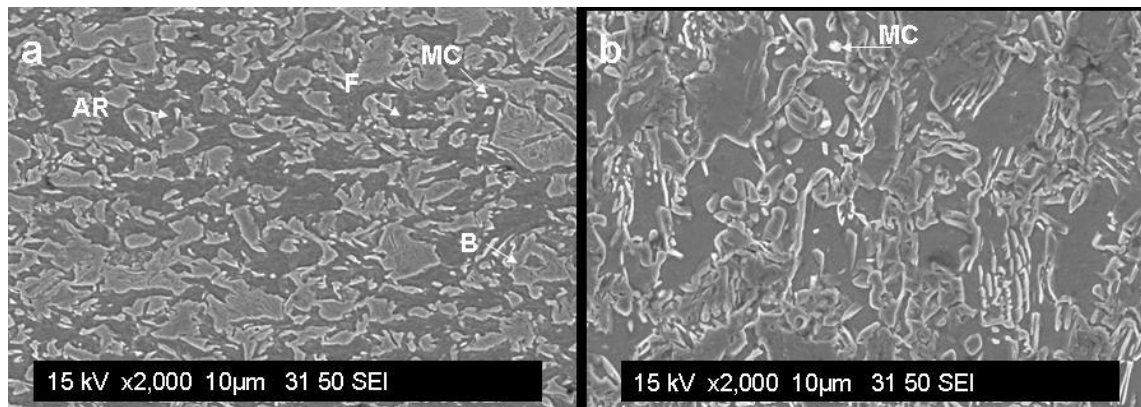


Figura 4.21 Una comparación de la microestructura resultante en la región del MB del proceso Láser CO₂ (a) región del MB lejos de la ZAC (b). Región del MB adyacente a la ZAC.

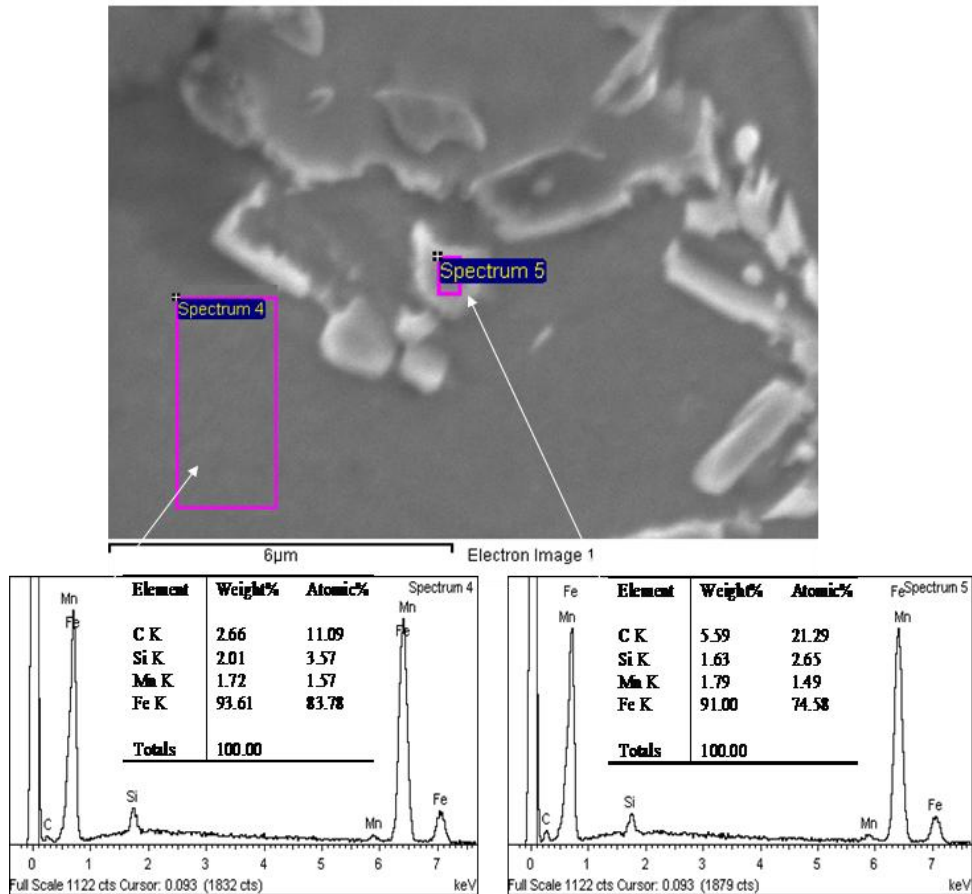


Figura 4.22 Micrografía en MEB de lo que asemeja ser un carburo incluyendo composición en espectrometría EDX.

Con lo que respecta a las uniones hechas con los aceros DP soldadas por los dos procesos, las 6 probetas, 3 de cada proceso, fracturaron en la región del metal base muy lejos de la ZAC, lo que indica que los parámetros utilizados para estas uniones dan una soldadura con una resistencia mayor al metal base, es decir el esfuerzo mecánico de las zonas de fusión de los procesos GMAW y láser CO₂ fue superior al esfuerzo mecánico del metal base. En las uniones del acero DP con TRIP soldado por los dos procesos era de esperarse que la zona de fractura ocurriera en la región del MB del acero doble fase, ya que el espesor de este acero es 0.4mm mayor que el acero TRIP.

4.5. Resultados del diseño de experimentos

Para sustentar estadísticamente los resultados obtenidos de las pruebas de tensión se llevó a cabo un diseño factorial de la serie 2^K con tres replicas. En estos resultados se pudo observar que la fractura en los aceros TRIP unidos por el proceso Láser CO_2 fue en el área del metal base adyacente a la zona afectada por el calor, mientras que con el proceso GMAW y con el uso de ambos materiales fracturaron en el metal base lejos de la ZAC.

Como se mencionó, en el apartado 4.4, la región del metal base adyacente a la ZAC llega a ser susceptible a la fractura, como resultado de martensita inducida por esfuerzo y al desarrollo de un posible esfuerzo residual interno ocasionado por rápida velocidad de enfriamiento.

Dadas las condiciones anteriores, se puede decir, que el uso de un tipo de proceso de soldadura en combinación con cierto acero tiene un efecto importante sobre la dureza de las zonas afectadas por el calor. Con lo cual, considerando los resultados de las mediciones de microdureza se evidenció un incremento en la dureza del MB adyacente a la ZAC, esto queda sustentado con los resultados del análisis del diseño experimental.

En la Figura 4.23 se puede observar que el acero TRIP soldado por el proceso láser presenta mayor efecto en la dureza de la zona afectada por el calor, lo cual tiene relación con la composición química del acero, además de su micro estructura y al bajo calor de entrada de este proceso. Sin embargo, se puede observar que el acero tiene un mayor efecto en la dureza de la ZAC que el proceso mismo.

El análisis de varianza correspondiente al diseño experimental (Tabla 4.4) muestra que los efectos principales (proceso y acero) son estadísticamente significativos (valor $p=0.004$), lo que representa que realmente al utilizar un tipo

de proceso de soldadura en combinación con cierto acero se tiene un efecto importante en la dureza de la ZAC. Es importante mencionar que las interacciones entre factores no son estadísticamente significativas (valor $p=0.529$).

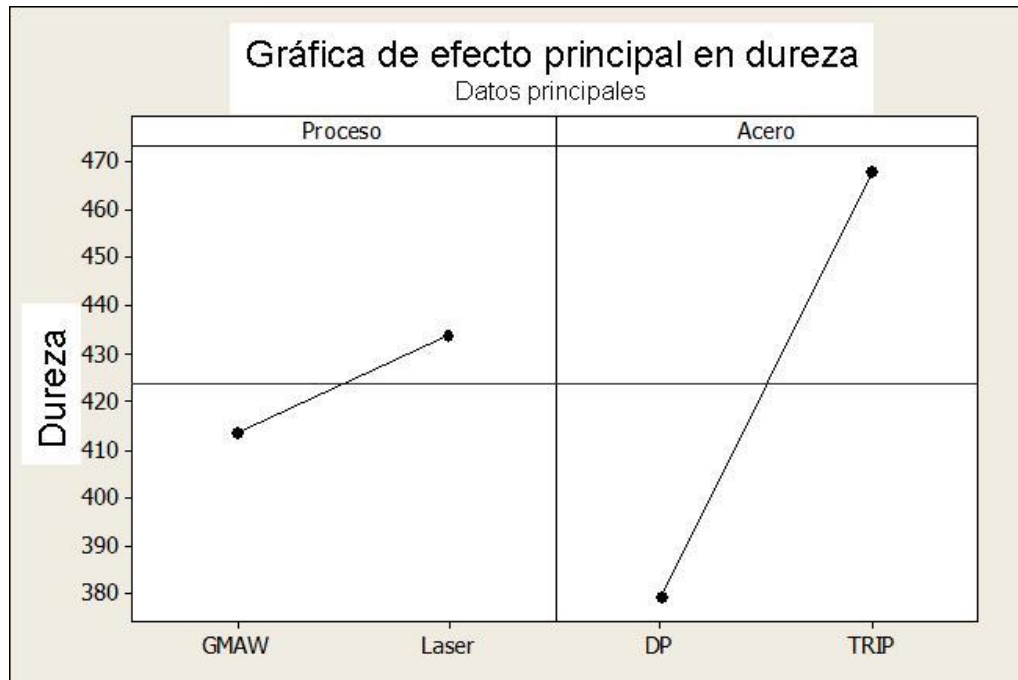


Figura 4.23 Efecto principal en dureza de la ZAC.

Tabla 4.4 Análisis de varianza correspondiente al diseño experimental.

Fuente	Grados libertad	Suma de cuadrados secuencial	Suma de cuadrados ajustada	Suma de cuadrados medios	Estadístico F	Valor P
Efecto principal	2	24726.6	24726.6	12363.3	10.78	0.004
Error Residual	9	10317.9	10317.9	1146.4		
Falta de ajuste	1	528.9	528.9	528.9	0.43	0.529
Error Puro	8	9788.9	9788.9	1223.6		
Total	11	35044.5				

La interacción ocurre cuando el efecto de un factor depende del nivel de un segundo factor lo cual se presenta en la relación proceso-acero. La figura 4.24

revela que al utilizar el acero TRIP, soldado por los dos diferentes procesos, presentará siempre mayor dureza comparándolo con acero DP.

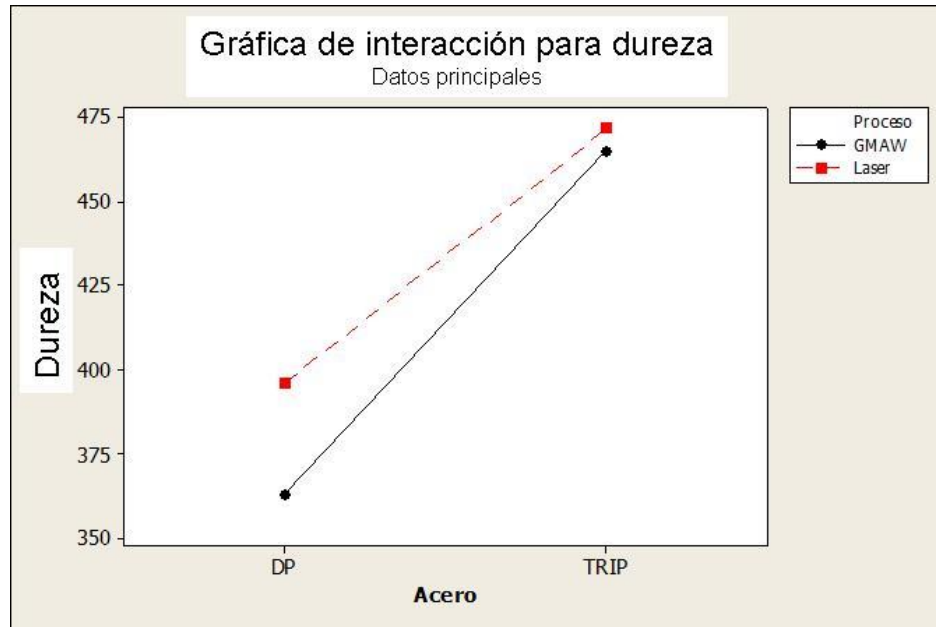


Figura 4.24 Interacción entre el tipo de proceso

Como se observó en la Figura 4.24 el acero tiene un efecto mayor en la dureza de la ZAC, lo cual se comprueba con la prueba de significancia de factores en la Tabla 4.5

Tabla 4.5 Prueba de significancia de factores.

Termino	Efecto	Coficiente	SE Coficiente	T	P
Constante		423.71	9.774	43.35	0
Proceso	20.03	10.02	9.774	1.02	0.332
Acero	88.55	44.27	9.774	4.53	0.001

Note que el acero tiene un efecto mayor sobre la dureza de la ZAC comparado con el efecto del tipo de proceso. El acero tiene un efecto estadísticamente significativo (valor-p=0.001), lo cual sugiere que independientemente del proceso que se utilice, la dureza de la ZAC será influida principalmente por el tipo de acero que se utilice.

Por otro lado, la gráfica de cubo mostrada en la Figura 4.25 indica que la combinación del acero TRIP con el proceso láser CO₂ genera una mayor dureza en la ZAC. Además, se puede observar que usando el acero TRIP, independientemente del tipo de proceso, se obtiene una mayor dureza

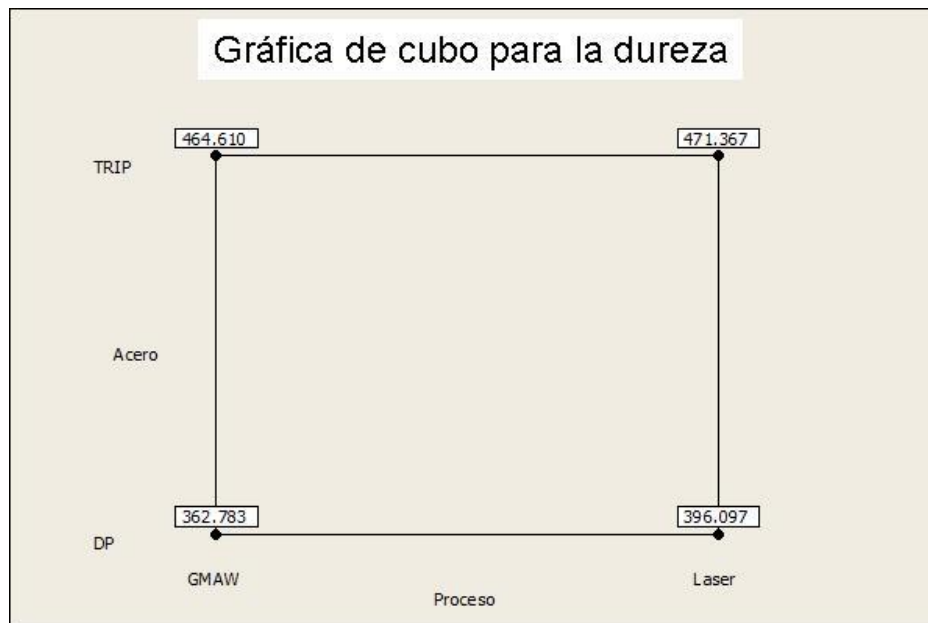


Figura 4.25 Gráfica de cubo para factor dureza

Esto sustenta estadísticamente los resultados obtenidos en las pruebas de tensión, en donde se manifiesta que la fractura en los aceros TRIP, unidos por el proceso láser CO₂, fue en el área del metal base adyacente a la zona afectada por el calor, mientras que con el proceso GMAW y con el uso de ambos materiales fracturaron en el metal base lejos de la ZAC.

Como trabajo complementario se requiere identificar los parámetros de soldadura que evitarían la pérdida de esfuerzo y ductilidad, tal como se encontró en el MB cerca de la ZAC, para poder decidir si el uso del proceso láser en los aceros TRIP es adecuado.

4.6 Conclusiones

Los resultados de análisis de microdureza fueron combinados con los resultados de las pruebas de tensión para investigar la soldabilidad de laminas aceros AHSS tipo Doble Fase (DP) y de Plasticidad inducida por deformación (TRIP), aplicando los procesos GMAW y láser CO₂.

Con base en estos resultados se puede concluir lo siguiente:

1. Al usar el proceso láser CO₂ la microestructura resultante en los aceros TRIP fue principalmente martensita en la zona de fusión y una mezcla de ferrita, bainita y algo de martensita, en la ZAC. En los aceros Doble fase la zona de fusión presentó ferrita alotrópica con algunas áreas de bainita, mientras que en la ZAC la bainita inferior y superior estuvo presente al igual que algunas áreas de martensita y ferrita idiomórfica.
2. Las zonas de fusión incluyendo las ZAC de las soldaduras de los aceros DP y TRIP, soldados por ambos procesos, exhibieron mayor dureza comparada con la dureza en el metal base. Cabe destacar que las ZAC de mayor dureza se presentaron en las uniones realizadas por el proceso láser CO₂ en los aceros TRIP.
3. El proceso GMAW promueve la formación de fases como bainita y ferrita tanto en la ZAC como en la zona de fusión, además de proveer zonas afectadas por el calor con una menor dureza comparada con las ZAC del proceso láser CO₂.
4. Las propiedades mecánicas indican que en las probetas soldadas del acero TRIP por el proceso Láser CO₂, la región del metal base adyacente a la ZAC experimento fractura frágil, al parecer, esto se debe a la presencia de carburos en esta zona.

5. No se le puede atribuir fragilidad a la formación de martensita en ambos procesos de soldadura.
6. El proceso de soldadura con menor aporte térmico es el proceso láser CO₂, además de presentar zonas de fusión paralelas y zonas afectadas por el calor 12 veces más delgadas que el proceso GMAW. Sin embargo, el uso de este tipo de soldadura en los aceros TRIP al realizar pruebas de tensión genera fragilidad en el MB adyacente a la ZAC, por lo que es conveniente, para trabajos posteriores, identificar los parámetros de soldadura que evitarán la pérdida de esfuerzo y ductilidad.
7. El proceso GMAW además de tener beneficio por el bajo costo, ofrece ventajas de ser empleado en cualquier tipo de posición, ya sea sobre cabeza, horizontal o vertical, sin olvidar que los dos tipos de acero DP y TRIP presentaron una resistencia mayor en la unión fracturando en la MB lejos de la ZAC.
8. Los aceros TRIP mostraron martensita como microestructura principal en los dos diferentes procesos, sin embargo, la austenita retenida no estuvo presente en calores de entrada más grandes que 3368.04 J/in para el proceso GMAW y 1300.97 J/in para el proceso láser CO₂. Recordando que la austenita retenida cambia a martensita cuando una fuerza es inducida y ésta absorbe la energía de impacto.
9. Por último es recomendable un tratamiento térmico para tener zonas afectadas por el calor homogéneas al metal base, investigaciones anteriores han presentado un diseño pero para los aceros AHSS tipo martensíticos.

BIBLIOGRAFIA

1. Tumuluru M. D.; (2006) Resistance spot welding of coated high-strength dual-phase steels, *Welding Journal*, August 2006, 31.
2. Oliver, S. T.B. Jones, G. Fourlaris, (2006), Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing, *Materials Characterization*, Paper in Press, accepted 4 July 2006.
3. S. Dinda, R. Díaz; (1995) The partnership for a new generation of vehicles (PNGV) and its impact on body engineering, *Proc. IBEC 95, Advanced Technologies and Processes*, IBEC, Ltd., 5.
4. M. Maurizio Mini; AHSS: Advanced High-Strength-Steels; GED
5. Gould J.E, S.P. Khurana, T. Li; (2006), Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels; *Welding Journal*, AWS, May 2006, 111.
6. International Iron and Steel Institute, (2002).Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB – AVC) Report / AISI.
7. Tavares S.S.M., P.D. Pedroza, J.R. Teodósio, T. Gurova; (1999), Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel; *Scripta Materialia*, 40, 8, 887.
8. I.A. El-Sesy, Z.M. El-Baradie; (2002) Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels, *Materials Letters* 57, 580–585.
9. J. Lis, A.K. Lis, C. Kolan; (2005), *Journal of Materials Processing Technology* 162–163, 350–354.
10. K. Miura, S. Takagi, T. Hira, O. Furukimi; (1998) High strain rate deformation of high-strength sheet steels for automotive parts. *Soc. of Automotive Engineers, International Congress and Exposition*, February 1998. Detroit, MI, USA, Session: New Steel Sheet Products and Processing For Automotive Applications.

11. I.D. Choi et al. (2002), Deformation behaviour of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. *ISIJ Int* 2002;42(12):1483–9
12. T.B. Jones, et al. (2000), Optimisation of both steel properties and autobody structural designs for axial, side and off-set impact loading. *Final Report, ECSC Sponsored Research Project, Agreement No. 7210. PR/052*, July 1997–December 2000.
13. Olsen G.B. and Owen W.S; Martensite a tribute a Morris Cohen; pp.281.
14. Beenken, “Joining of AHSS versus Mild Steel,” Processing State-of-the-Art Multi-phase Steel; European Automotive Supplier Conference, Berlin (September 23, 2004).
15. Carlsson, P. Bustard, D. Eriksson, “Formability of High Strength Dual Phase Steels, Paper F2004F454, SSAB Tunnpåt AB, Borlänge, Sweden (2004).
16. Cuddy et al, “Manufacturing Guidelines When Using Ultra High Strength Steels in Automotive Applications,” EU Report (ECSC) R585 (January 2004).
17. American Iron and Steel Institute, “Advanced High-Strength Steel Repairability Studies: Phase I Final Report and Phase II Final Report,” www.autosteel.org. 2006.
18. Friction Stir Spot Welding of Advanced High-Strength Steels – Feasibility Study. Z. Feng, M. L. Santella, and S. A. David (2005).
19. N.T. Williams, Resistance spot welding (1993), *ASM Handbook, Volume 6, Welding, Brazing and soldering*, ASM International, 227.
20. Resistance welding Manual, 4th ed. (1989), Resistance Welding Manufacturers Association.
21. J. E., Gould, L. R. Lehman, S. Holmes, (1996). A design of experiments evaluation of factors affecting the resistance spot weldability of high-strength steels. Proc. Sheet Metal Welding Conference VII, AWS Detroit Section.
22. J. E., Gould, D. Workman, (1998), Fracture morphologies of resistance spot welds exhibiting hold time sensitivity behavior. *Proc. Sheet Metal Welding Conference VIII*, AWS Detroit Section.
23. J. E. Gould, (1987). An examination of nugget development during spot welding using both experimental and analytical techniques, *Welding Journal* 67(1): 1-s
24. D. Rosenthal, (1941). Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Welding Journal* 20(5): 220-s to 234-s.

25. C. M. Adams, Jr. (1958). Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. *Welding Journal* 37(5): 210-s to 215-s.
26. O. Grong, (1997). Metallurgical Modeling of Welding. *The Institute of Materials*, London, U.K.
27. W. L. Chuko, J. E. Gould; (2002), Development of appropriate resistance spot welding practice for transformation-hardened steels, *Welding Journal*, January 2002, 3.
28. D. W. Dickinson, (1981),. *Welding in the Automotive Industry*. Republic Steel Research Report SG 81-5.
29. Sandra Taint, Andrea Pichler, Robert Sierlinger, Heinrich Pauli, Ewald A. Werner; Voestalpine Stahl Linz GmbH, Linz Austria and Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik, Technische Universität München, Germany; *Steels Research int.* 77 (2006) No. 9-10.
30. Volpone L.M. ; Reyes F. A. ; Muller S. M. ; Rutilli G; “ Impact of the Welding process in microstructure and hardness of AHSS (DP and TRIP), applying the GMAW : CMT, Brazing: CMT and Laser LBW- CO₂ processes”, Proceedings of the 3^{er} encuentro y congreso internacional en tecnología de la soldadura industrial, Setiembre 5-7 2007, Saltillo (Mexico).
- 31.1 H.K.D.H. Bhadesia and L. –E. Svensson, Eds. H. Cerjak and K. E. Eastering. Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metals, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Institute of Materials, London (1993).
32. H.K.D.H. Badhesia. J.R. Yang. Reaustenitization experiments on some High strength Steel Weld Deposits. Taiwan National University, Department of Material Engineering, Taipei (Taiwan). University of Cambridge, Department of Materials Science Metallurgy.
33. G. Thewlis. Clasification and Quantification of Microstructure in Steels. *Materials Perspective*.
34. Leonard E. Samuels. Optical Microscopy of carbon steels. American Society for Metals. 1980. p 293-308, 255, 277.
35. Sindou Kou. *Welding Metallurgy*. Second. Edition. A Jhon Wiley & sons, Inc., Publication.
36. J. CHEN, K. SAND, M.S. XIA, C. OPHUS, R. MOHAMMADI, M.L. KUNTZ, Y. ZHOU and D. MITLIN Transmission Electron Microscopy and Nanoindentation Study of the Weld Zone Microstructure of Diode-Laser-

Joined Automotive Transformation-Induced Plasticity Steel. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2008.

37. T.K. Han, S.S. Park., K.H. Kim, C.Y.Kang, I.S. Woo, and J.B Lee: ISIJ Int. 2005 vol, 45 pp. 60-65.
38. BY. N. Kapustka, C. Conrardy, S. Babu, and C. Albright: Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. American Welding Society , June 2008.
39. C. M. Adams Jr., 'Cooling rates and peak temperatures in fusion welding'. Welding Journal, 1958, 37, 210s.
40. Li, M. V; Niebuhr, D. V; Meekisho, LL and Atteridge, D.G.1998. 'A computational model for the prediction of steel hardenability'. Metallurgical and Materials Transactions 29B (6):661-672.
41. Bhadeshia, H. K. D. H; and Svensson, L-E 1993. Mathematical Modeling of Weld Phenomena, eds, H. Cerjack and K. E. Easterling, Institute of Metals, London, pp.109-180.
42. J.E. Gould, S.P. Khurana, T. Li; 'Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels'; Welding Journal, AWS, May 2006, 111.
43. Welding Handbook, American Welding Society (AWS), eighth edition volume 2.
44. Bhadeshia, H. K. D. H; 2001. Bainite in steels, Transformations, microstructure and properties; pp.237-276.

LISTADO DE FIGURAS

Figura 1.1.	Gráfica de la evolución de los AHSS usados en la carrocería de los autos	3
Figura 1.2.	Gráfica comparativa de resistencia y ductilidad de los aceros utilizados en la industria automotriz	5
Figura 2.1	Esquema de obtención de Aceros Doble Fase por enfriamiento controlado.	12
Figura 2.2	Esquema que muestra la microestructura de los Aceros Doble Fase	14
Figura 2.3.	Representación esquemática de una ciclo de tratamiento térmico para producir un acero de Doble Fase (DP).	14
Figura 2.4.	Fotomicrografía de un acero DP, mostrando una microestructura consistente de ferrita (oscuro, F) y 11% de martensita (claro, M).	14
Figura 2.5.	El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Doble Fase y su porcentaje de elongación.	16
Figura 2.6	La gráfica muestra el esfuerzo ingenieril de los Aceros Doble Fase, comparado con los Aceros de Alta Resistencia baja Aleación.	16
Figura 2.7	Esquema que muestra la obtención de los Aceros TRIP, Plasticidad Inducida por Transformación.	17
Figura 2.8	Microestructura típica de un acero TRIP	18
Figura 2.9.	El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros TRIP y su porcentaje de elongación.	19
Figura 2.10.	Gráfica donde se muestra que los AHSS requieren menor corriente que los Aceros suaves y aceros de alta resistencia baja aleación.	21
Figura 2.11.	Rangos para 1.4 milímetros de acero laminado en frío del DP 350/600 en diversos modos de corriente con pulso simple.	24
Figura 2.12.	Efecto de geometría del electrodo usando Corriente Alterna y pulso simple.	25
Figura 2.13.	Variación de la dureza para varios tipos de acero.	26
Figura 2.14.	Variación de la dureza para varios tipos de acero	26
Figura 2.15.	Dureza y Alargamiento de Soldadura Láser a tope con dos hojas de AHSS del mismo espesor.	27
Figura 2.16.	Muestra la Cantidad de alargamiento para Acero TRIP Galvanizado 400/700	28
Figura 2.17.	Muestra la relación entre el contenido de martensita y la reducción en el último esfuerzo a la tensión.	30
Figura 2.18	Influencia del esfuerzo del metal de aporte en la soldadura por arco de los aceros Doble Fase y Martensíticos.	31

Figura 2.19	Los resultados de las pruebas de cizalla (soldadura de filete sobre unión a traslape) y la prueba de pelado del material SG-CuSi3.	32
Figura 2.20	Efecto del esfuerzo cortante de Tensión de enlaces de aceros de alta resistencia	33
Figura 2.21	Esquema que muestra el mecanismo de engrapado	34
Figura 2.22	Muestra la Prueba de embutibilidad para los Aceros Doble Fase y Martensíticos. Para AHSS de 980 Mpa.	35
Figura 2.23	Relación de la capacidad de uniones simples e híbridas.	36
Figura 2.24	Aspecto microestructural de DP 600 soldado con GMAW: CMT	37
Figura 2.25	Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso GMAW.	38
Figura 2.26	Microestructura de la unión soldada por láser, del acero DP 600.	38
Figura 2.27	Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Láser CO ₂ .	39
Figura 2.28	Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por el Calor de los aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.	40
Figura 2.29	Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso GMAW.	41
Figura 2.30	Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por el Calor de los aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO ₂	41
Figura 2.31	Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Láser CO ₂	42
Figura 2.32	Microestructura con MEB de la zona soldada con láser de diodo	43
Figura 2.33	Microestructura con MET de la zona soldada con láser de diodo	45
Figura 2.34	Imagen del área de nano-indentaciones	47
Figura 2.35	Resultados de dureza en GPa. De aceros TRIP soldados con láser diodo	47
Figura 2.36	Microestructura de la zona de fusión del acero DP 780/ER70S-6 con alto porcentaje de enfriamiento	50
Figura 2.37	Microestructura de la zona de fusión del acero TRIP780/ER70S-6 con alto porcentaje de enfriamiento	50
Figura 2.38	Microestructura de la HAZ del acero DP 780, con alto porcentaje de enfriamiento	51
Figura 2.39	Microestructura de la HAZ del acero DP 780, con alto porcentaje de enfriamiento	52

Figura 2.40	Microestructura de la HAZ del acero TRIP 780, con alto porcentaje de enfriamiento	52
Figura 2.41	Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado.	53
Figura 2.42	Ferrita Primaria (FP).	55
Figura 2.43	Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita widmanstättén (WF).	56
Figura 2.44	Ferrita de Segunda Fase (FS). Bainita (B-FS).	57
Figura 2.45	Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior	58
Figura 2.46	Ferrita Acicular	59
Figura 3.1	Microestructura de los aceros DP600 y TRIP800	60
Figura 4.1	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800	68
Figura 4.2	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800	69
Figura 4.3	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO ₂ en los aceros DP600 y TRIP800	70
Figura 4.4	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO ₂ en los aceros DP600 y TRIP800	70
Figura 4.5	Microestructura de la zona afectada por el calor para la unión de los aceros DP600 con TRIP800, soldado por el proceso GMAW.	71
Figura 4.6	Microestructura de la zona afectada por el calor para la unión de los aceros DP600 con TRIP800, soldado por el proceso Láser CO ₂	71
Figura 4.7	Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros DP600 soldado por el proceso GMAW. a) MEB. 2000X. b) MO 500X	72
Figura 4.8	Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros DP600 soldado por el proceso Láser CO ₂ . a) MEB. 2000X. b) MO 500X.	72
Figura 4.9	Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros TRIP800 soldado por el proceso Láser CO ₂ y GMAW. a) GMAW. MO 500X. b) GMAW. MEB. 2000X. c) Láser. MEB 2000X.	75
Figura 4.10	Microestructura de la zona de fusión para la unión de los aceros TRIP800 con DP600 soldados por el proceso Láser CO ₂ y GMAW.	75
Figura 4.11	Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero TRIP 800 usando el proceso (a) láser CO ₂ y (b) GMAW.	76
Figura 4.12	Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero DP 600 usando el proceso (a) GMAW y (b). láser CO ₂	77
Figura 4.13	Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura del acero DP 600-TRIP 800 usando el proceso (a) láser CO ₂ y (b) GMAW.	78

Figura 4.14	Perfil de microdurezas en varias regiones de la soldadura de los aceros DP 600 y TRIP 800 usando el proceso (a) GMAW y (b) láser CO ₂	79
Figura 4.15	Diferencia en las dimensiones de la ZAC de los procesos GMAW y Láser.	79
Figura 4.16	Muestra las discontinuidades encontradas en las muestras 6L y 5G soldadas por el proceso láser y GMAW respectivamente.	80
Figura 4.17	Muestra las dimensiones de las probetas utilizada para realizar las pruebas de tensión a las láminas de acero DP y TRIP unidas por el proceso láser CO ₂ y GMAW.	81
Figura 4.18	Muestra el esfuerzo ultimo ala tensión (UTS) y ductilidad las láminas de acero DP y TRIP unidas por el proceso láser CO ₂ y GMAW.	82
Figura 4.19	(a) MEB. La micrográfica muestra el aspecto dúctil de la fractura del metal base en GMAW y (b). En el microscopio óptico se puede observar la localización de la fractura en el proceso Láser CO ₂ .	83
Figura 4.20	(a) Vista total de la superficie de fractura (b).aspecto de la fractura frágil con lo que asemeja marcas de río.	83
Figura 4.21	Una comparación de la microestructura resultante en la región del MB del proceso Láser CO ₂ (a) región del MB lejos de la ZAC (b). Región del MB adyacente a la ZAC.	84
Figura 4.22	micrografía en MEB de lo que asemeja ser un carburo incluyendo composición en espectrometría EDX.	85
Figura 4.23	Efecto principal en dureza de la ZAC	87
Figura 4.24	Interacción entre el tipo de proceso	88
Figura 4.25	Gráfica de cubo para factor dureza	89

LISTADO DE TABLAS

Tabla 1.1	Ejemplos de grados de aceros y sus propiedades en base a ULSAB-AVC	6
Tabla 2.1	Composición química del Acero Doble Fase 600.	15
Tabla 2.2	Composición química del Acero TRIP 800.	18
Tabla 2.3	Clasificación de los aceros para soldadura de puntos de resistencia.	23
Tabla 2.4	Propiedades del material para soldar con Brazing.	32
Tabla 2.5	Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por GMAW	37
Tabla 2.6	Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Láser CO ₂ .	39
Tabla 2.7	Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.	40
Tabla 2.8	Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO ₂ .	42
Tabla 2.9	Dureza y microestructura resultante de aceros DP 780, soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6.	48
Tabla 2.10	Dureza y microestructura resultante de aceros DP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER100S-G.	48
Tabla 2.11	Dureza y microestructura resultante de aceros DP 980, soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6.	49
Tabla 2.12	Dureza y microestructura resultante de aceros TRIP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER70S-6.	49
Tabla 2.13	Dureza y microestructura resultante de aceros TRIP 780 soldado por GMAW, utilizando un electrodo ER100S-G.	49
Tabla 3.1	Composición química de los aceros DP600 y TRIP800	60
Tabla 3.2	Parámetros utilizados en el proceso GMAW	61
Tabla 3.3	Parámetros utilizados en el proceso Láser CO ₂	62
Tabla 3.4	Muestra las cuatro combinaciones de tratamientos.	64
Tabla 3.5	Diseño experimental 2 ²	65
Tabla 4.1	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso GMAW en los aceros DP600 y TRIP800.	67
Tabla 4.2	Microestructura de la zona afectada por el calor para las uniones realizadas por el proceso Láser CO ₂ en los aceros DP600 y TRIP800.	68

Tabla 4.3	Muestra los resultados de las pruebas de tensión realizadas a las soldaduras de los aceros TRIP y DP unidos por los procesos Láser y GMAW.	81
Tabla 4.4	Análisis de varianza correspondiente al diseño experimental	87
Tabla 4.5	Prueba de significancia de factores	88