

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



Estudio de la soldabilidad de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS): Martensíticos, Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP).

POR

Gladys Yerania Pérez Medina

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 05 DE NOVIEMBRE 2008

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



Estudio de la soldabilidad de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS): Martensíticos, Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP).

POR

Gladys Yerania Pérez Medina

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 05 DE NOVIEMBRE 2008

2.5 Aceros Ferrítico Bainítico (FB)	28
2.6 Aceros TWIP Plasticidad inducida por maclaje por deformación	29
CAPITULO 3 UNIONES DE LOS ACEROS	31
3.1 Procesos de Soldadura	31
3.1.1 Soldadura por resistencia	31
3.1.2 Soldadura por Inducción de Alta Frecuencia	36
3.1.3 Soldadura Láser.	38
3.1.4 Soldadura por Arco	40
3.1.5 Brazing	42
3.1.6 Soldadura por adhesivos	43
3.1.7 Ensamble Mecánico	44
3.1.8 Unión Híbrida	46
CAPITULO 4 IMPACTO DE LOS PROCESOS DE SOLDADURA EN LA MICROESTRUCTURA Y DUREZA DE LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA AHSS.	48
4.1 Aceros Doble Fase (DP).	48
4.1.1 Soldadura de Puntos por Resistencia para Aceros Doble Fase	48
4.1.2 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros Doble Fase 600 hecha por el proceso GMAW	50
4.1.3 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros Doble Fase 600 hecha por el proceso Brazing	52
4.1.4 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros Doble Fase 600 hecha por el proceso Láser CO ₂	54
4.1.5 Microestructura y evaluación de Durezas de Soldadura de Aceros Doble Fase 590,780 y 980 hecha por Soldadura de Puntos por Resistencia	55
4.2 Soldadura de lo Aceros TRIP Plasticidad Inducida Por Transformación	58

4.2.1 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros TRIP 800 hecha por el proceso GMAW.	58
4.2.2 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros TRIP 800 hecha por el proceso Brazing	60
4.2.3 Microestructura y evaluación de Dureza de Soldadura de Aceros TRIP 800 hecha por el proceso Láser CO ₂	61
4.3 Aceros Martensíticos	63
4.3.1 Soldadura de Aceros Martensíticos por soldadura de Puntos por Fricción	63
CAPITULO 5 Discusión	
5.1 Transformaciones de fase ocurridas durante el enfriamiento de los aceros	68
5.1.1 Transformaciones de reconstrucción	69
5.1.1.1 Ferrita	69
5.1.2 Transformación de desplazamiento.	70
5.1.2.1 Ferrita widmännstätten	71
5.1.2.2 Bainita.	72
5.1.2.3 Ferrita Acicular	73
5.1.2.4 Martensita	74
5.2 Transformaciones de fase encontradas en las soldaduras de los aceros doble fase por los procesos de soldadura GMAW-CMT, Láser CO ₂ y Brazing	74
5.3 Transformaciones de fase encontradas en las soldaduras de los aceros TRIP por los procesos de soldadura GMAW-CMT, Láser CO ₂ y Brazing.	74
CONCLUSIONES.	76
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78
LISTADO DE FIGURAS Y TABLAS	82

ALCANCE

En esta monografía se realiza una descripción del estado del arte de los efectos que resultan al utilizar distintos parámetros en los procesos de soldadura Láser, Brazing, Soldadura por Arco con Gas Inerte (MIG, GMAW) y Soldadura por Resistencia (RSW) en la microestructura y propiedades mecánicas de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia.

La importancia del conocimiento de los aceros avanzados de alta resistencia radica en su 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.

Para comprender el comportamiento de estos aceros al momento de ser soldados se describe la metalurgia fundamental para tener un entendimiento básico de cómo sus remarcables propiedades mecánicas dependen desde su particular procesamiento y estructura.

El estudio de esta monografía presenta un enfoque principalmente en los aceros avanzados de alta resistencia AHSS: Martensíticos, Doble Fase y TRIP, Plasticidad inducida por Transformación; ya que este tipo de aceros son los que tienen aplicación en la industria automotriz actualmente.

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 doble fase (DP), aceros TRIP plasticidad inducida por transformación y martensíticos, ya que estos 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 monografía se presentan las diferentes alternativas para soldar estos aceros y sus principales efectos en microestructura y propiedades mecánicas.

OBJETIVOS

Objetivo General:

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

Objetivos Específicos:

1. Determinar el proceso adecuado de soldadura para los Aceros Avanzados de Alta Resistencia.
2. Establecer la microestructura correspondiente a los diferentes parámetros involucrados en los procesos de soldadura.
3. Establecer la microestructura correspondiente a los diferentes tipos de Aceros Avanzados de Alta Resistencia con respecto a los distintos procesos de soldadura.
4. Mostrar las propiedades mecánicas de las microestructuras resultantes de los procesos de soldadura.

SÍNTESIS

Con la introducción de los Conceptos Avanzados en Aceros Ultraligeros para las Carrocerías de Vehículos (ULSAB – AVC, por sus siglas en inglés) en el año 2002, se hizo énfasis sobre los Aceros Avanzados de Alta Resistencia. Estos materiales proporcionan una combinación de propiedades mecánicas como son soldabilidad, resistencia, ductilidad así como también dureza al esfuerzo, esto implica que fases presentes en los aceros transforman mecánicamente incrementando su dureza. Esta última característica permite el diseño y manufactura de estructuras para vehículos más eficientes y con efectividad en los costos.

Este documento cuenta con información sobre la metalurgia del Metal Base de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia, integrando una recopilación sobre los diferentes procesos de soldadura para la unión. 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 monografía se describe la microestructura encontrada en uniones de aceros Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) soldados por los procesos Láser CO₂, Brazing y Soldadura por Arco con gas inerte (MIG, GMAW). Referente a los aceros martensíticos se incluyen los resultados microestructurales presentes en la soldadura de puntos por fricción (FSSW). De igual forma se agrega un análisis de microdureza para las diferentes soldaduras.

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 estos 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 a los que a su vez se les pueda 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 aun 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].

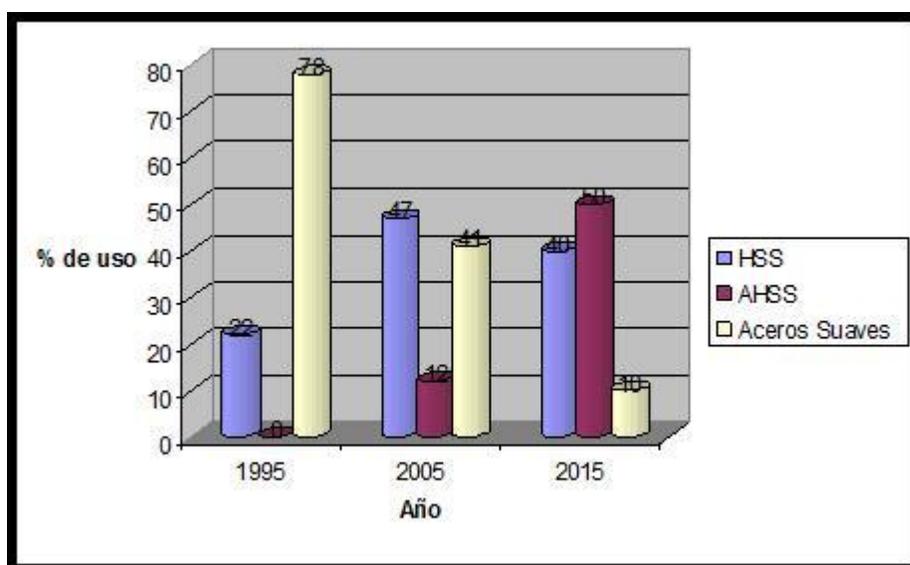


Figura 1.1 Grafica de la evolución de los AHSS usados en la carrocería de los autos

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, aceros microestructuralmente avanzados han sido diseñados para combinar alta formabilidad y elevada resistencia mecánica.

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 intersticiales, con contenidos de carbono muy bajos, menores a 0.010% (IF) 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 HSLA (alta resistencia, baja aleación).

- **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), etc. ^[5]

Otra definición 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]

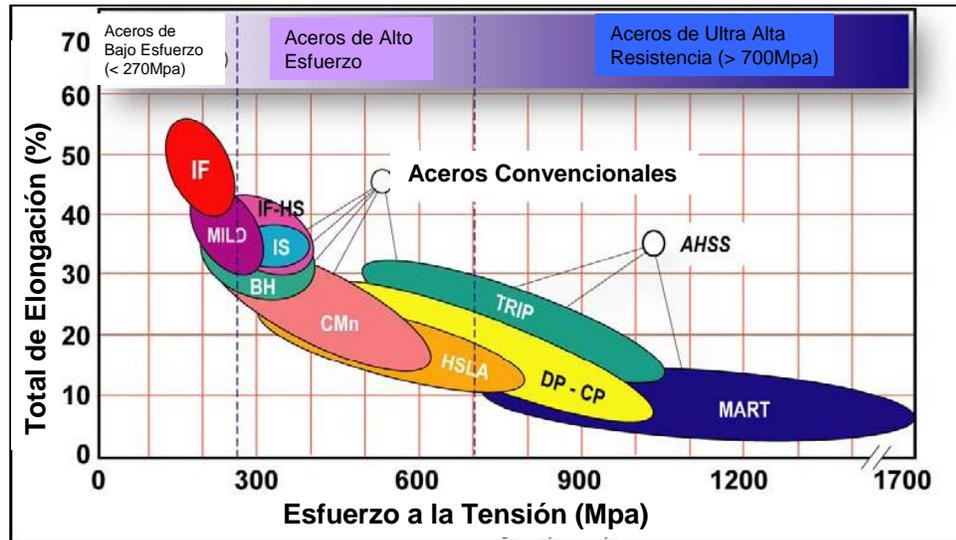


Figura 1.2 Grafica comparativa de resistencia y ductilidad de los aceros utilizados en la industria automotriz.

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 monografía 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 Vehicule Concepts).

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

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.

2.

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 algunas ocasiones se comparan con los aceros convencionales. Se describe a continuación un poco de la metalurgia de estos materiales, para tener un entendimiento básico de cómo sus remarcables propiedades mecánicas dependen desde 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 o 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 Aceros Doble Fase (DP)

2.1.1 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

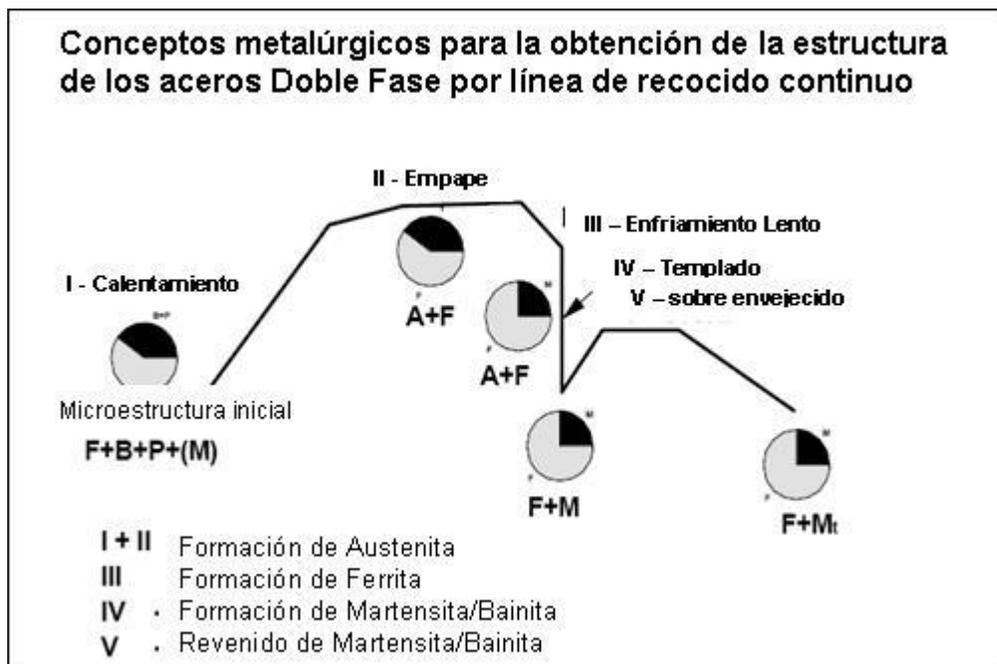


Figura 2.1 Esquema de obtención de Aceros Doble Fase por enfriamiento controlado.

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 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 transforman a martensita.

2.1.2 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 y 2.3 [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.

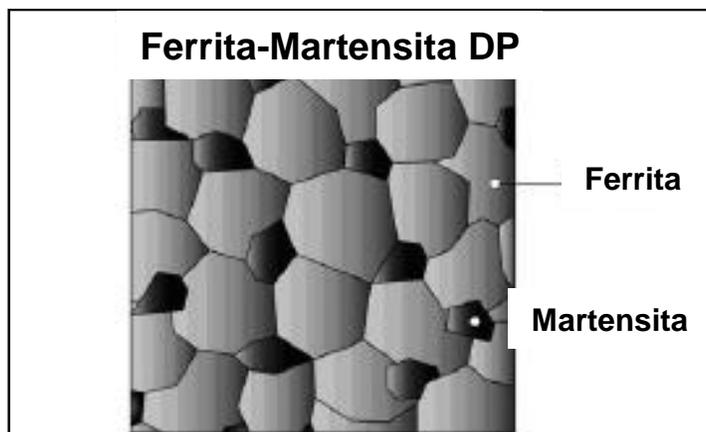


Figura 2.2 Esquema de la microestructura de los Aceros Doble Fase

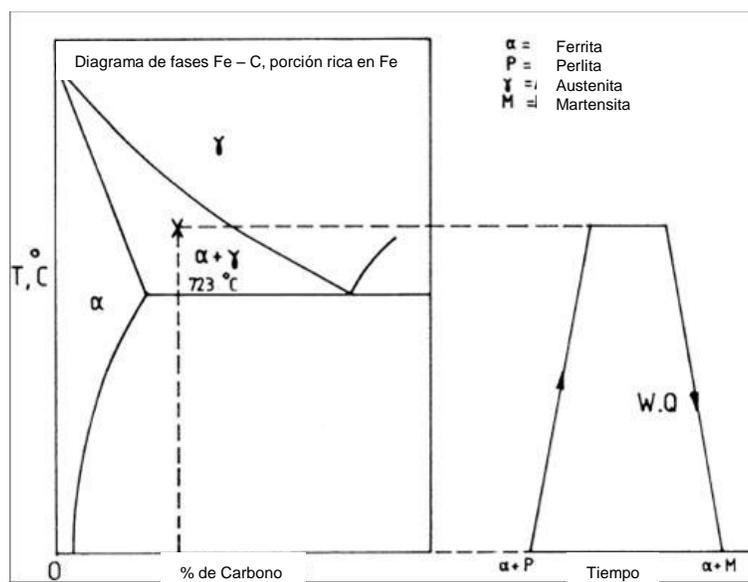


Figura 2.3 Representación esquemática de un ciclo de tratamiento térmico para producir un acero de Doble Fase (DP).^[8]

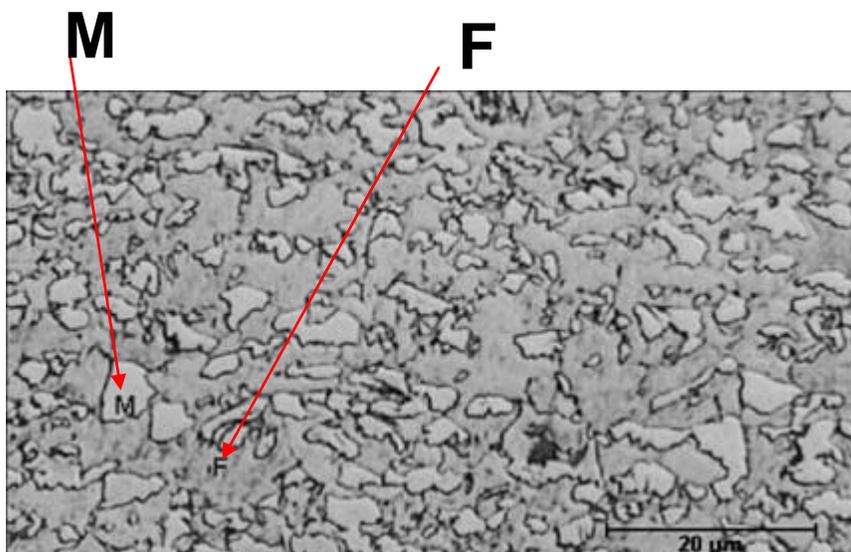


Figura 2.4 Fotomicrografía de un acero DP, mostrando una microestructura consistente de ferrita (oscuro, F) y 11% de martensita (claro,M). ^[8].

2.1.3 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 menciono 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.

	C	Mn	Si	P	S	N	Al	Ti	Nb	V	B	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn
%	.115	1.55	.186	.026	.005	.0032	.035	.002	.003	.002	.0003	.012	.347	.026	.110	.003

Tabla 2.1 composición química del Acero Doble Fase 600.

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 Luders, 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.

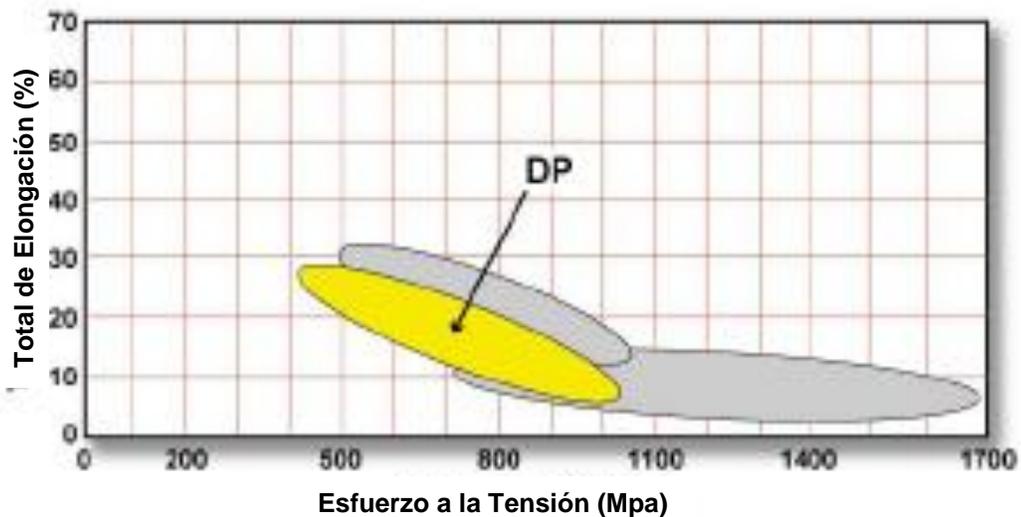


Figura 2.5 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Doble Fase y su porcentaje de elongación.

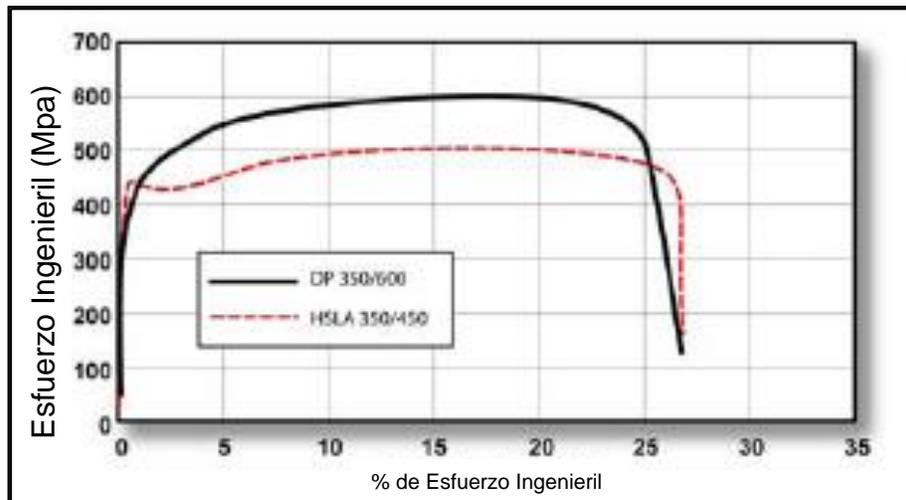


Figura 2.6 La grafica muestra el esfuerzo ingenieril de los Aceros Doble Fase, comparado con los Aceros de Alta Resistencia baja Aleación, notándose un mayor esfuerzo en Megapascales para los Aceros Doble Fase.

2.2 Aceros TRIP, Plasticidad Inducida por Transformación

2.2.1 Obtención de los Aceros TRIP.

El ciclo térmico aplicado para fabricarlos es similar al del usado en los aceros DP. 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 mediante solamente 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 solo 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].

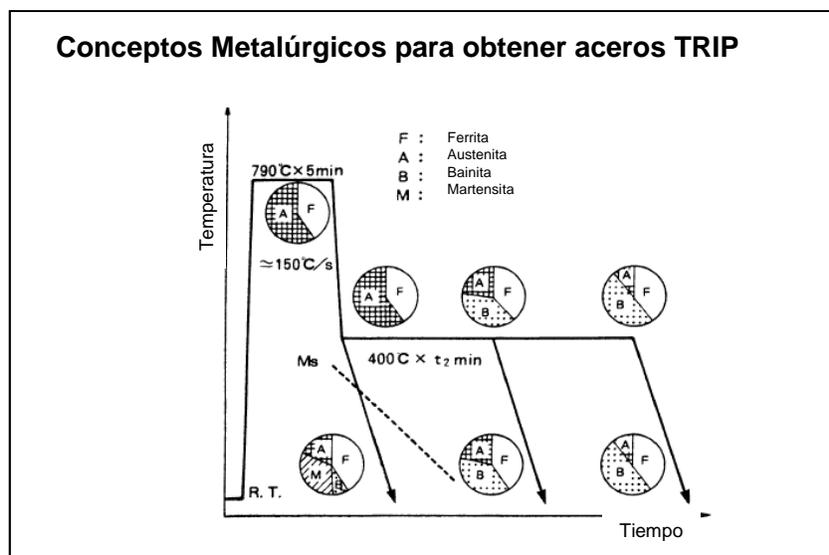


Figura 2.7 Esquema que muestra la obtención de los Aceros TRIP, Plasticidad Inducida por Transformación.

2.2.2 Microestructura de Aceros TRIP

Su microestructura consiste principalmente de tres fases: 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]

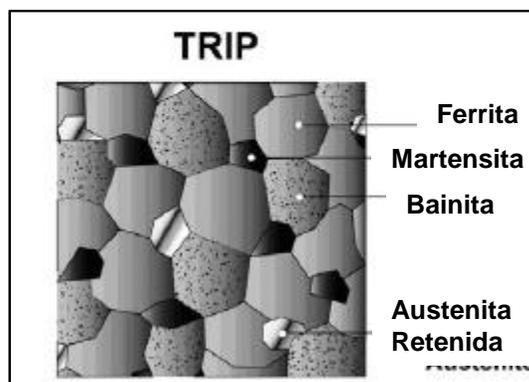


Figura 2.8 Microestructura típica de un acero TRIP

2.2.3 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 menciona anteriormente el Si y Al se añaden no solo para incrementar el endurecimiento por solución sólida sino principalmente para prevenir la precipitación carburos durante la formación bainítica.

	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr.	Mo	V	Ti	Sn	Al	Cu	B
%	0.232	1.653	1.55	0.004	0.010	0.036	0.033	0.018	0.006	0.004	0.006	0.041	0.033	0.002

Tabla 2.2 Composición química del Acero TRIP 800.

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].

Sin embargo, la producción de aceros TRIP con lleva 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 en el 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.

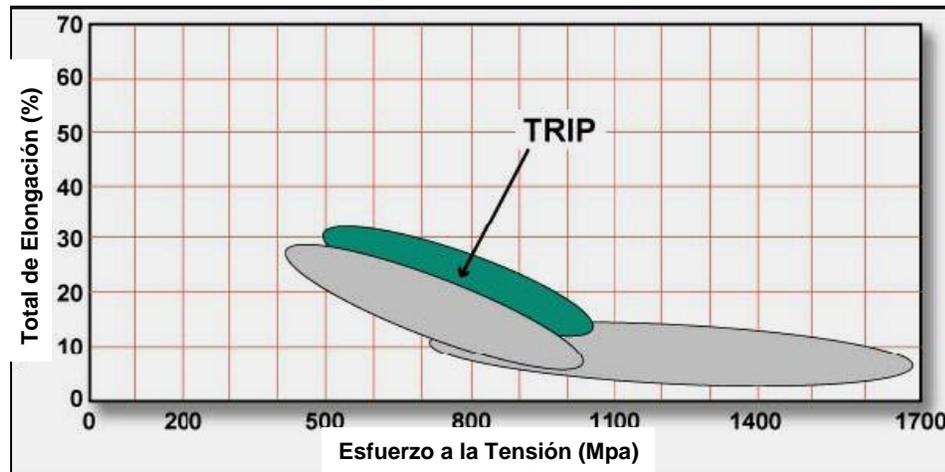


Figura 2.9 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros TRIP y su porcentaje de elongación.

2.3 Aceros Martensíticos

2.3.1 Obtención de los Aceros Martensíticos.

Para crear los aceros martensíticos, la austenita que existe durante el rolado en caliente o recocido es transformada casi totalmente a martensita durante el temple (enfriado rápidamente) desde una temperatura en fase austenítica (superior a A_3 o A_{cm}) hasta temperatura ambiente, la transformación ocurre a una estructura muy dura en la cual el carbono, originalmente en solución en austenita, se encuentra en forma de solución sólida. ^[13]

La transformación ocurre en forma atérmica, en un rango de temperaturas bien definido para un acero específico. Inicia a una temperatura M_s (martensita start) y termina a una temperatura M_f , ocurre en forma gradual con el enfriamiento. La austenita no transformada después de M_f se le conoce como austenita retenida o residual. Dados los deslizamientos que realiza la red durante la transformación se produce una alta densidad de dislocaciones y en ocasiones microfisuras.

2.3.2 Microestructura de Aceros Martensíticos

Los aceros martensíticos son caracterizados por una matriz martensítica con pequeñas cantidades de ferrita o bainita. La martensita corresponde a una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. La transformación martensítica ocurre, a diferencia de la transformación perlítica, en forma adifusional, en un proceso de deslizamiento de carácter altamente cristalográfico, que lleva a una microestructura lenticular o en listones. ^[13].



Figura 2.10 Esquema de la microestructura de los aceros Martensíticos.

2.3.3 Composición química de Aceros Martensíticos y Propiedades Mecánicas

Dentro del grupo de los aceros multifase, los aceros martensíticos muestran niveles de alto esfuerzo a la tensión, arriba de 1700 Mpa como esfuerzo último. Estos aceros son sujetos a tratamiento térmico de relevado de esfuerzos para proveer ductilidad y adecuada formabilidad con alta resistencia. ^[6].

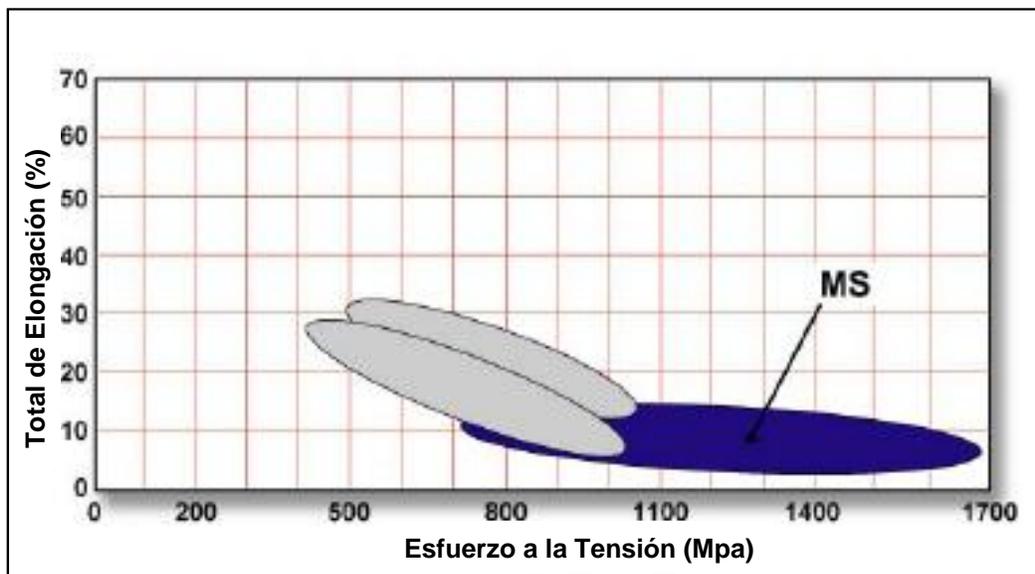


Figura 2.11 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Martensíticos y su porcentaje de elongación.

El carbono es agregado a los aceros martensíticos para incrementar templabilidad y fortalecer la martensita. Manganeso, silicio, cromo, molibdeno, boro, vanadio y níquel son también usados en varias combinaciones para incrementar la dureza. [6].

	C	S	Mn	P	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	W
%	0.19	0.004	0.49	.0004	0.24	0.03	.018	0.04	0.019	0.004	0.002	0.046	0.002

Tabla 2.3 Composición química del Acero Martensítico.

2.4 Aceros Fase Compleja (CP)

La microestructura de los aceros Fase Compleja esta compuesta de pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita contenida en un matriz de ferrita/bainita.

Un extremo refinamiento de grano es creado para retardar la recristalización o precipitación de elementos microaleantes como Ti o Cb. En comparación con

los aceros DP, estos aceros muestran significativamente alto esfuerzo a la sedencia y esfuerzos a la tensión de 800 Mpa o más. Están caracterizados por alta energía de absorción y alta capacidad de deformación. ^[6].

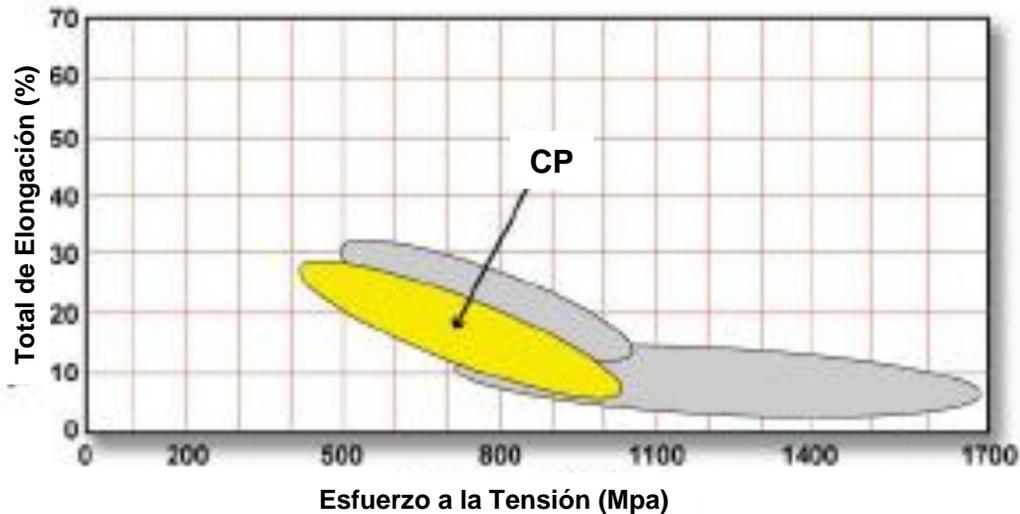


Figura 2.12 El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Fase Compleja y su porcentaje de elongación.

2.5 Aceros Ferrítico – Bainítico FB

Estos aceros contienen una estructura de ferrita fina y bainita. El esfuerzo se obtiene por refinamiento de grano y por la bainita presente, este tipo de acero esta disponible como producto rolando en caliente.

Estos aceros tienen buena soldabilidad, buen rendimiento al impacto y resistencia a la fatiga. ^[6].

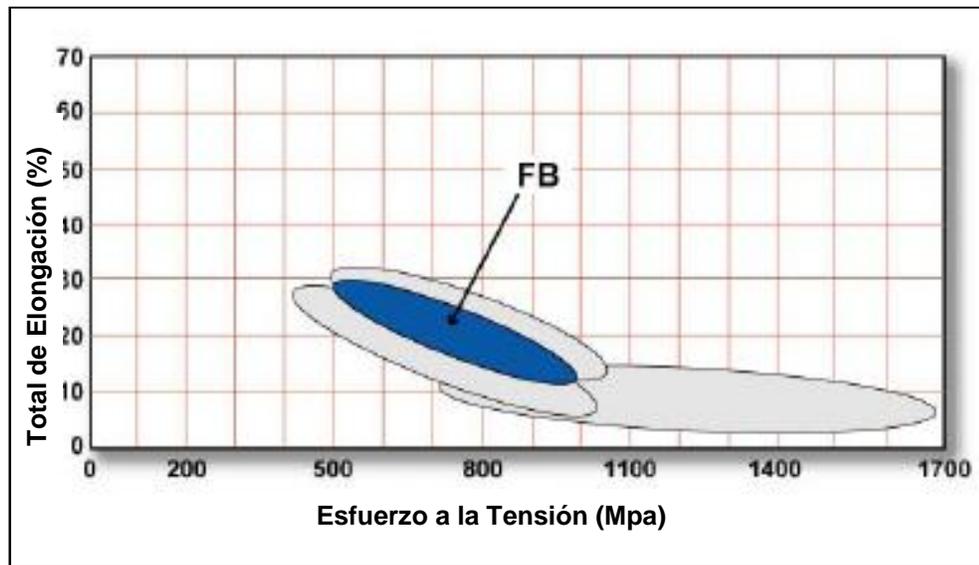


Figura 2.13 Muestra los rangos de esfuerzo de tensión y sedencia en donde se encuentran los aceros Ferríticos – Bainíticos.

2.6 Aceros TWIP Plasticidad inducida por maclaje por deformación.

Estos aceros tienen altos porcentajes de manganeso (17- 24%) lo cual causa que los aceros sean completamente austeníticos a temperatura ambiente. Esta característica es el principal modo de plasticidad inducida por maclaje, generadas durante la deformación. Las maclas causan un incremento instantáneo (valor n), así es como la microestructura llega a ser muy fina. El resultado del maclaje se manifiesta dándole resistencia al acero. Los aceros TWIP combinan una extrema resistencia con una alta formabilidad. El valor n incrementa para un valor de 0.4 a un esfuerzo ingenieril aproximado de 30 % y entonces permanece constante hasta una elongación total alrededor del 50 %. La resistencia a la tensión es mas alta que 1000 Mpa. ^[6].

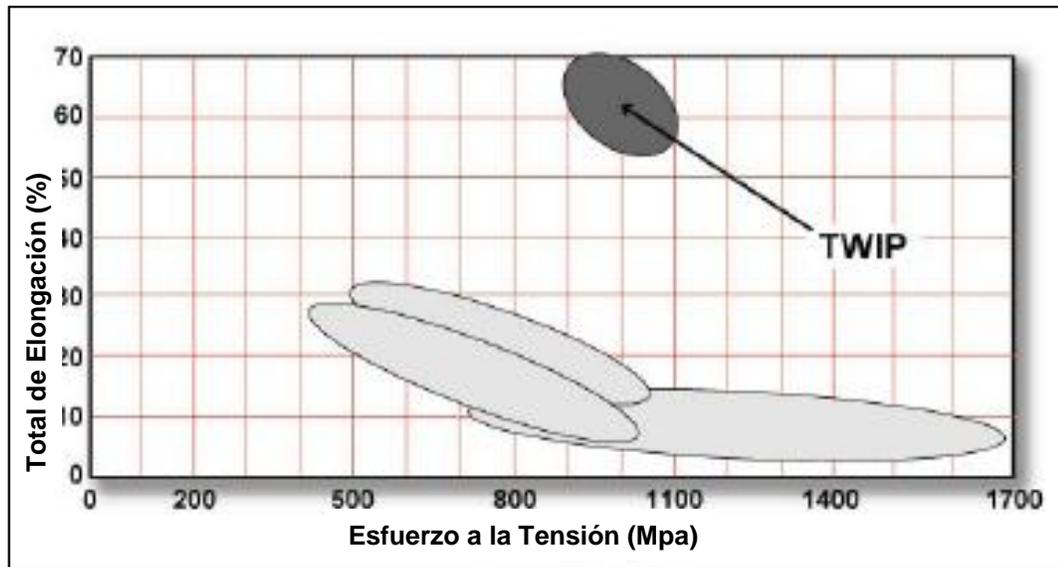


Figura 2.14 Muestra los rangos de esfuerzo de tensión y sedencia en donde se encuentran los aceros de TWIP.

3.

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.

3.1 Procesos de soldadura.

3.1.1 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 sedencia.

- 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 mas alta. ^[14,17]

Por lo tanto, los niveles de corriente para AHSS no se aumentan y se pueden incluso reducir dependiendo de la composición química material.

Sin embargo, AHSS puede requerir fuerzas más altas del electrodo para el mismo grueso de aceros suaves porque la fuerza del electrodo depende de la fuerza del material. ^[14,17]

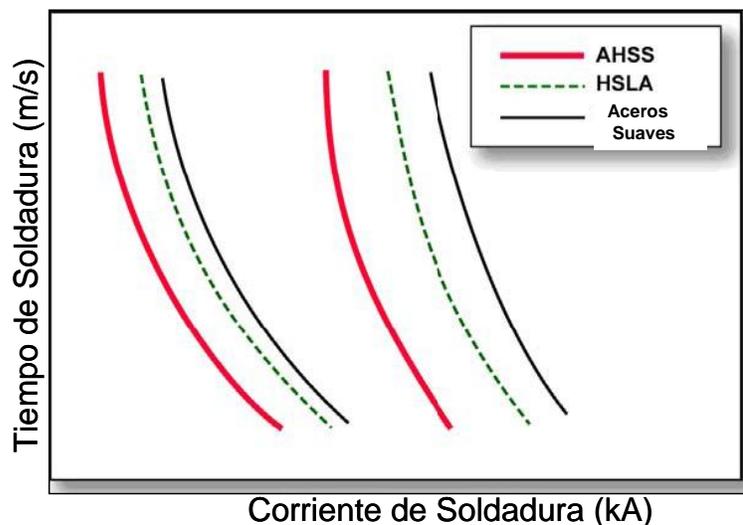


Figura 3.1 Grafica donde se muestra que los AHSS requieren menor corriente que los Aceros suaves y aceros de alta resistencia baja aleación.

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. Controlando el calor de entrada según el calibre y el grado se llama balance de calor en la soldadura de puntos por resistencia.

Para espesores constantes, la tabla 3.1 demuestra la clasificación de acero basada en el nivel de esfuerzo. 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].

Grupo	Esfuerzo minimo 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

Tabla 3.1 Clasificación de los aceros para soldadura de puntos de resistencia.

B. Modo de transmisión de energía de Soldadura

Los AHSS se pueden soldar con ambos modos CA y CD. 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 C.A. y la C.D. pueden producir fácilmente soldaduras aceptables. También se ha observado que los tamaños de la pepita son estadísticamente más grandes al usar la soldadura de C.D. con los mismos parámetros secundarios de soldadura. Algunos estudios han demostrado que el soldar con MFDC corriente directa frecuencia media proporciona mejoras en el balance de calor y tamaño del botón de soldadura. ^[6, 14]

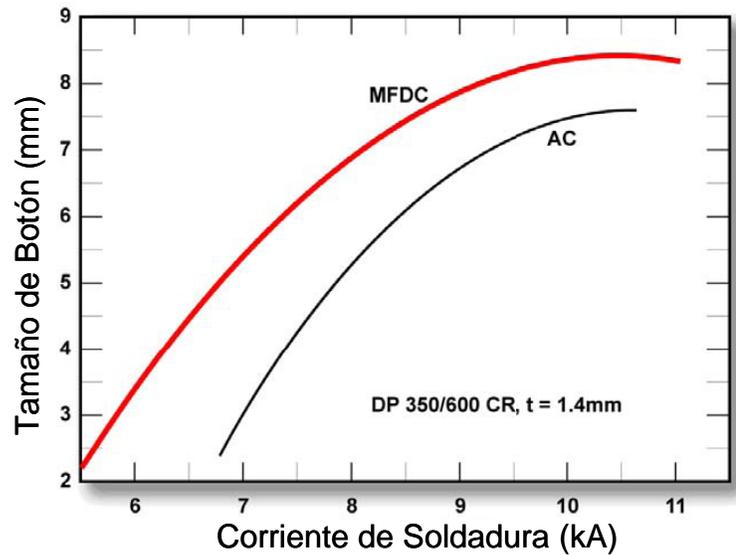


Figura 3.2 Rangos para 1.4 milímetros de acero laminado en frío del DP 350/600 en diversos modos de corriente con pulso simple.

C. Geometría del Electrodo

Aunque hay diferencias en 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 3.3). 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].

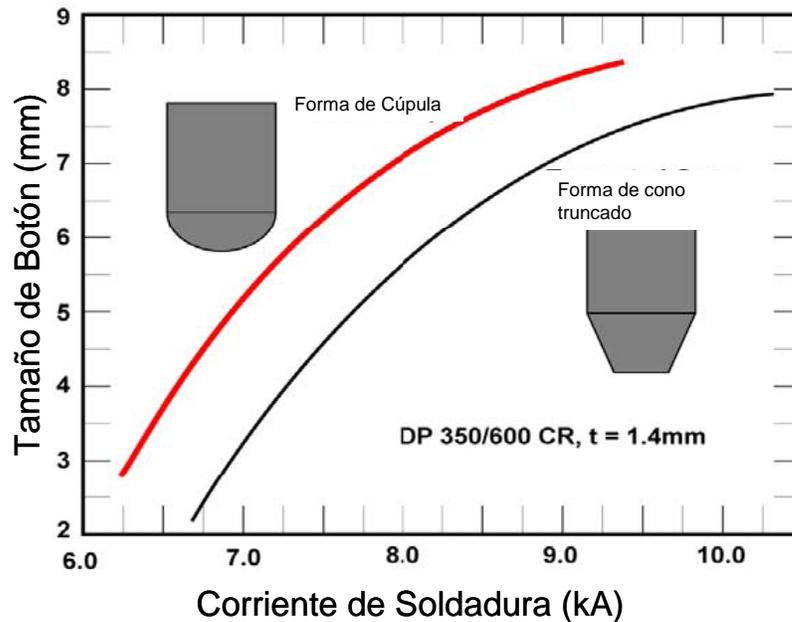


Figura 3.3 Efecto de geometría del electrodo usando Corriente Alterna y pulso simple.

3.1.2 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 el 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 hoja de acero (tales como química,

microestructura, y esfuerzo), así como de la disposición del proceso de fabricación del tubo. [6, 14, 16]. La figura 3.4 y 3.5 muestran ejemplos de la distribución de dureza para soldadura de alta frecuencia en comparación con los aceros suaves.

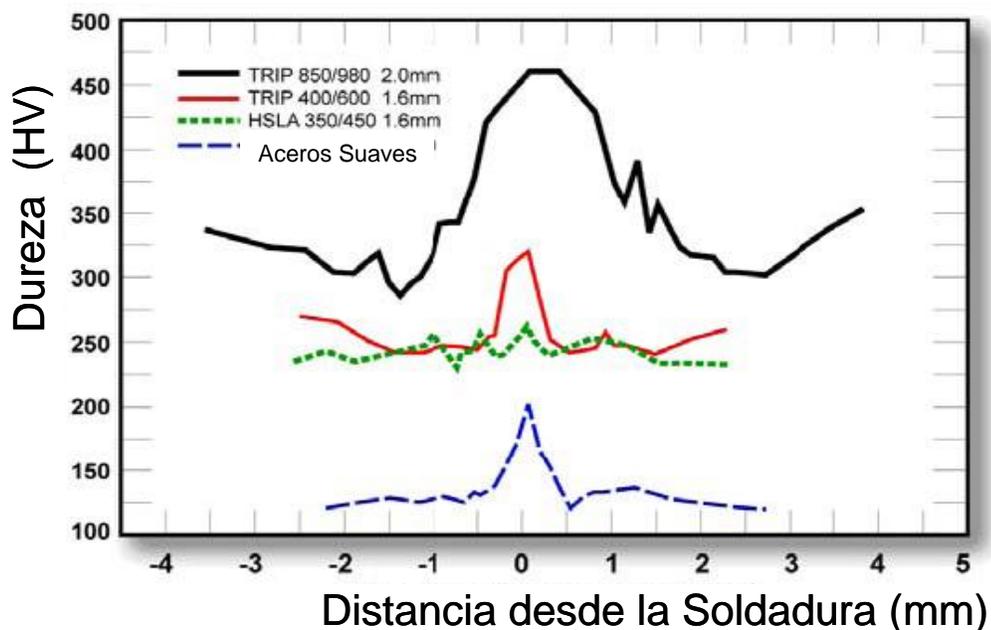


Figura 3.4 Variación de la dureza para varios tipos de acero.

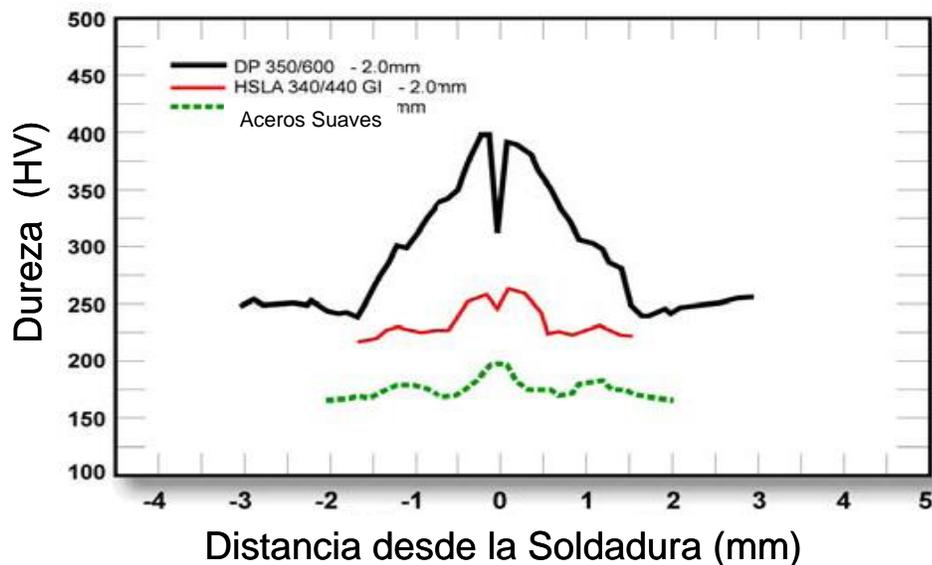


Figura 3.5 Variación de la dureza para varios tipos de acero

3.1.3 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 lamina 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 3.6). 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].

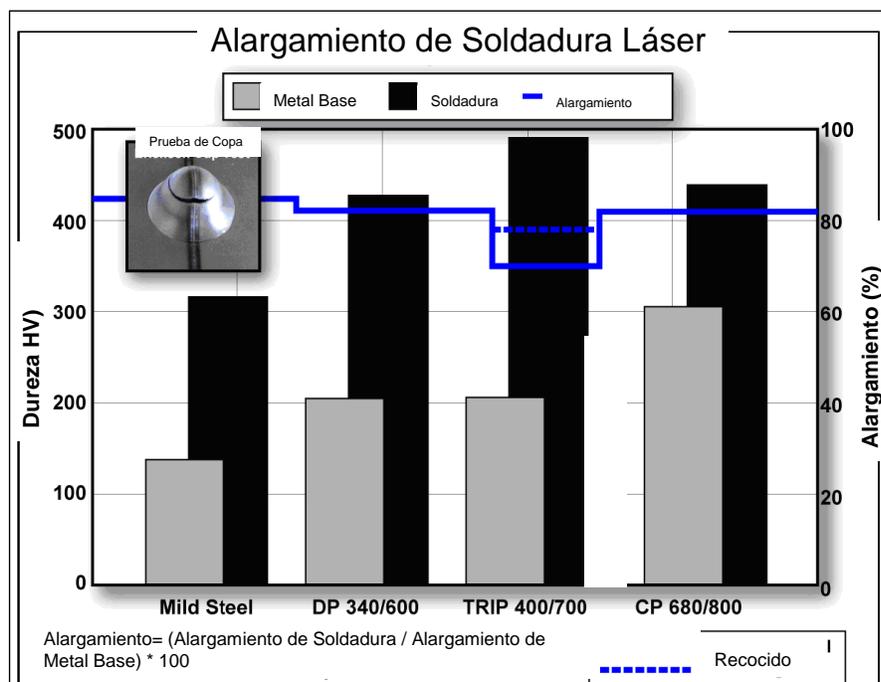


Figura 3.6 Dureza y Alargamiento de Soldadura Láser a tope con dos hojas de AHSS del mismo espesor.

La dureza de los Aceros Suaves es mas 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 mas 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 3.7). [6, 14].



Figura 3.7 Muestra la Cantidad de alargamiento para Acero TRIP Galvanizado 400/700.

La soldadura Láser a tope de los AHSS de muy alto esfuerzo (por ejemplo Martensíticos) tiene alto 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 con unión a traslape

bueno para AHSS recubiertos con Zinc un pequeño hueco intermitente (0.1-0.2 mm) entre las hojas es recomendado. 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].

3.1.4 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. 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.

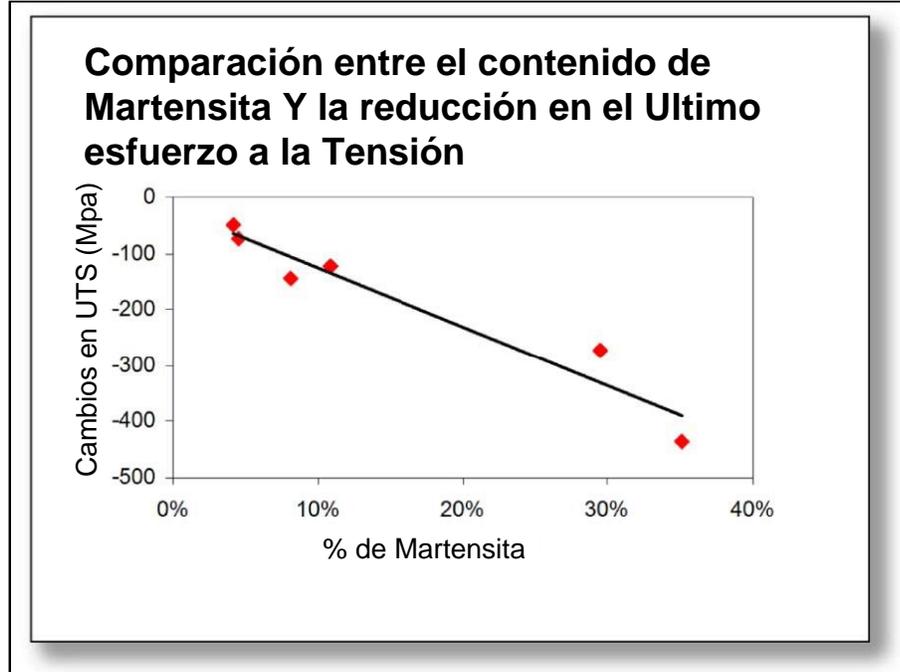


Figura 3.8 Muestra la relación entre el contenido de martensita y la reducción en el último esfuerzo a la tensión.

Para soldar AHSS de alta resistencia se recomiendan aportes de igual magnitud, (figura 3.9) 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 adicionales asociados a este tipo de empalme, el esfuerzo de la unión a traslape es más bajo que la unión a tope. [6, 14,17].

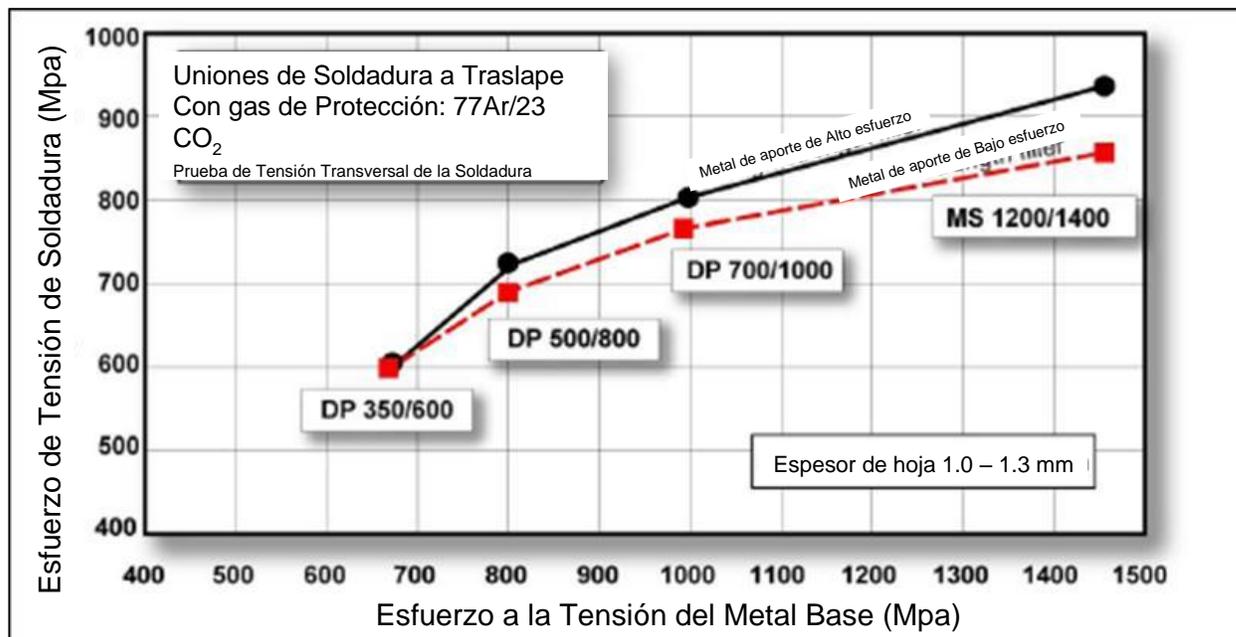


Figura 3.9 Influencia del esfuerzo del metal de aporte en la soldadura por arco de los aceros Doble Fase y Martensíticos. El esfuerzo a la tensión es de 560 Mpa para materiales de aporte de bajo esfuerzo y 890 Mpa para alto esfuerzo. La posición de la fractura fue en la ZAC para todos los casos excepto Doble Fase 700/1000 y Martensíticos 1200/1400 que fracturaron en la soldadura.

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.

3.1.5 Brazing

Este tipo de soldadura se puede usar para uniones de AHSS recubiertos de zinc. Hoy 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. 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 3.10).

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].

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

Tabla 3.2 Propiedades del material para soldar con Brazing

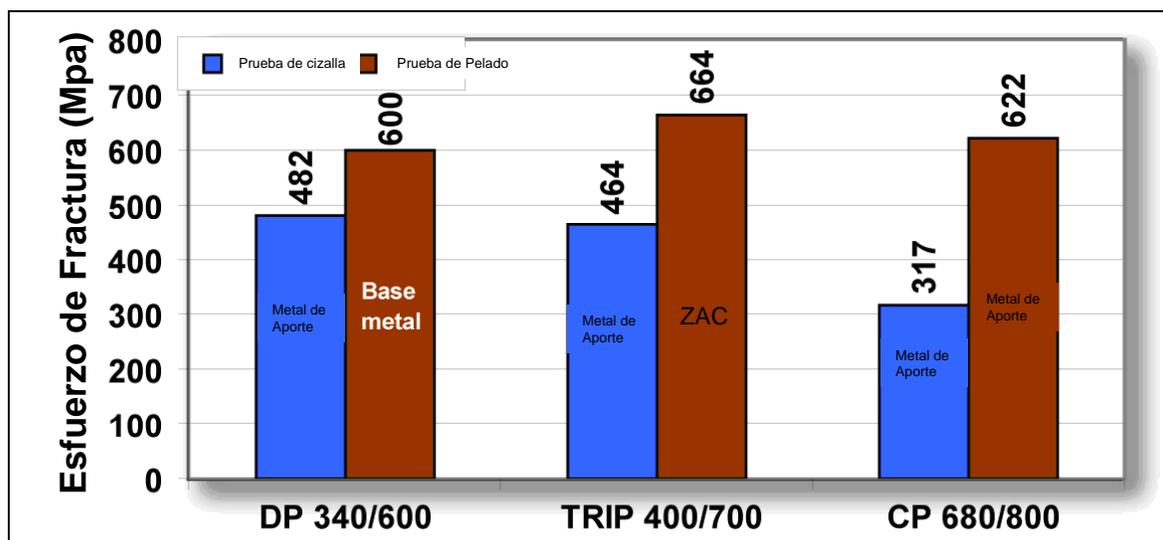


Figura 3.10 Los resultados de las pruebas de cizalla (soldadura de filete sobre unión a traslape) y la prueba de pelado del material SG-CuSi3.

3.1.6 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 3.11).

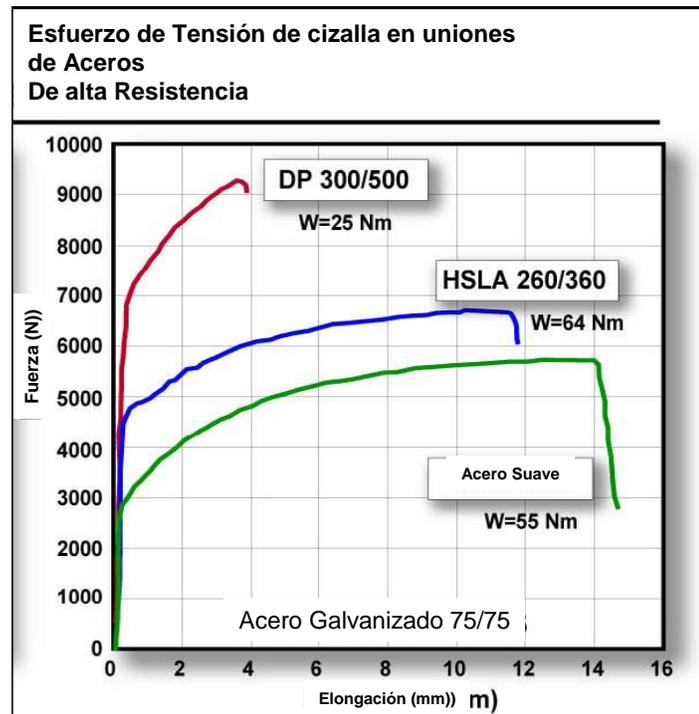


Figura 3.11 Efecto del esfuerzo cortante de Tensión de enlaces de aceros de alta resistencia

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].

3.1.7 Ensamble Mecánico

Ejemplos de ensamble mecánico son el engrapado y los remaches. La figura 3.12 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 del lado del dado.

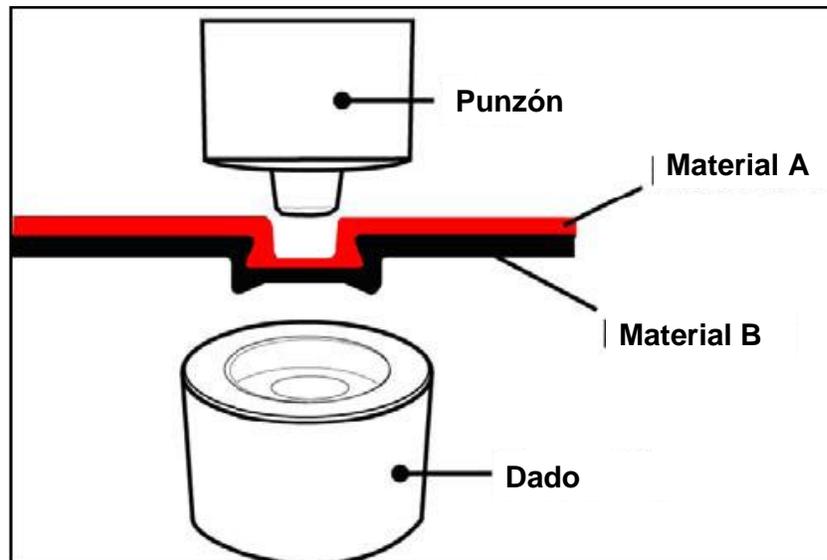


Figura 3.12 Esquema que muestra el mecanismo de engrapado

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 3.13).

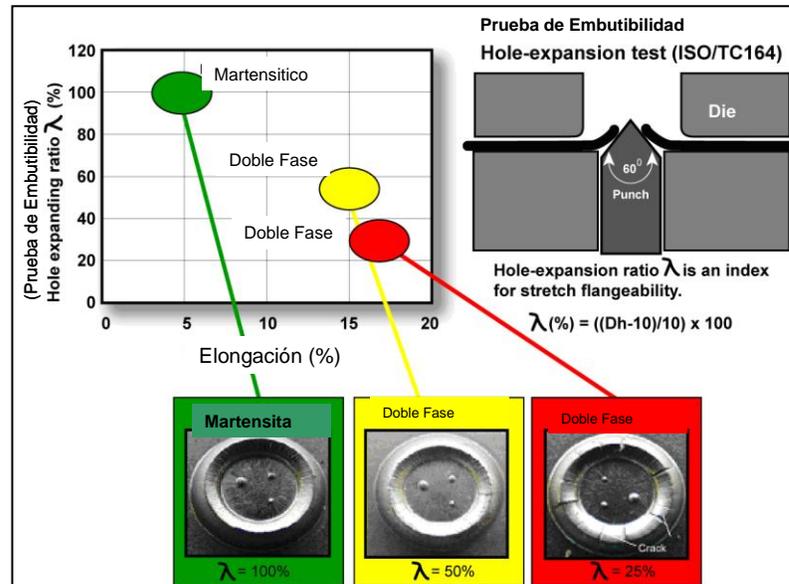


Figura 3.13 Muestra la Prueba de Embutibilidad para los Aceros Doble Fase y Martensíticos. Para AHSS de 980 Mpa.

3.1.8 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 3.14). 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].

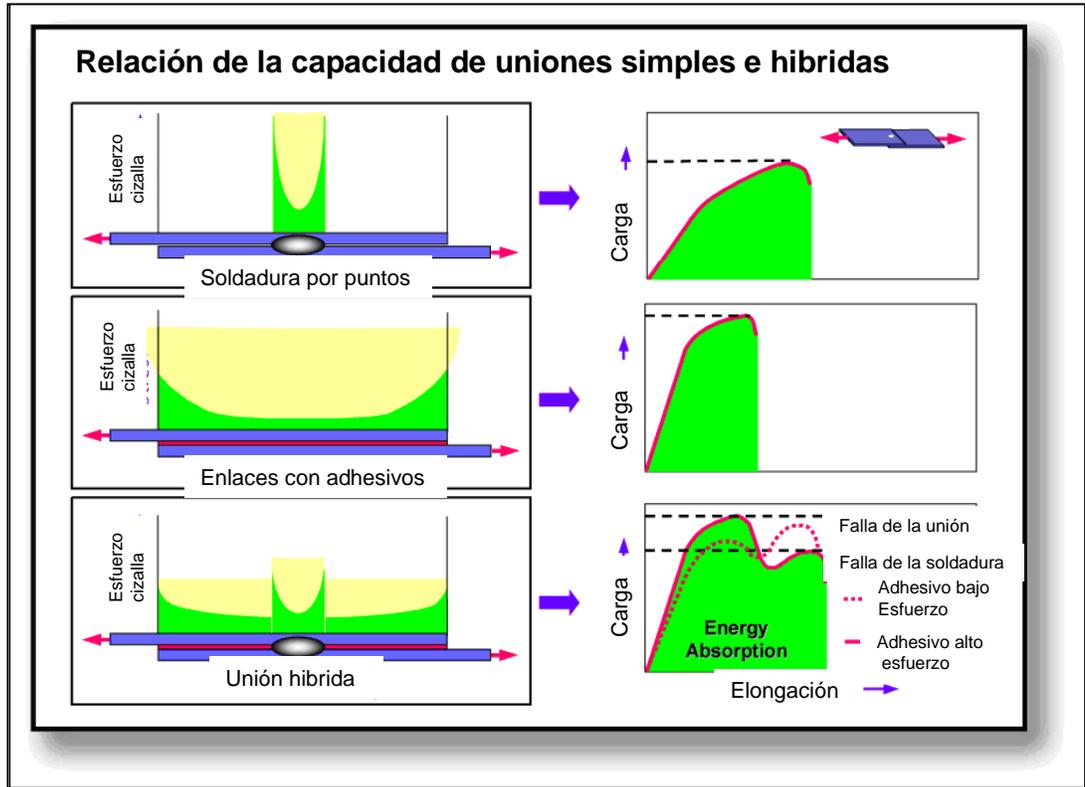


Figura 3.14 Relación de la capacidad de uniones simples e híbridas.

4.

IMPACTO DE LOS PROCESOS DE SOLDADURA EN LA MICROESTRUCTURA Y DUREZA DE LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA AHSS

4.1 Aceros Doble Fase (DP)

4.1.1 Soldadura de Puntos por Resistencia para Aceros Doble Fase

Soldadura puntual por resistencia (resistance spot welding, RSW) es el método principal de unión utilizado en la industria automotriz, donde cada vehículo llega a presentar varios miles de puntos de soldadura de este tipo. ^[1]

Para la soldadura de los AHSS, este proceso requiere de modificaciones necesarias en la práctica para resolver problemas relacionados con la introducción de estos nuevos grados de acero.

Problemas tales como la formación de martensita en los “nuggets” o puntos soldados ^[5]. La martensita, particularmente con contenidos de carbono

elevados, resulta en zonas soldadas con niveles de dureza suficientes para provocar fracturas de tipo frágil bajo la acción de un esfuerzo.

La dureza alcanzada en estos aceros se asocia de manera directa con las altas velocidades de enfriamiento implicadas en estos procesos. Además estas velocidades de enfriamiento son difíciles de medir en el caso de la RSW automotriz, debido principalmente a las altas velocidades de proceso relacionadas con estas tecnologías ^[23]. Estas velocidades de enfriamiento, estimadas mediante modelación matemática ^[24,25] son del orden de 10^3 a 10^5 °C/s, siendo 250°C/s la velocidad de enfriamiento requerida para formar martensita en aceros DP ^[29] lo que dificulta establecer de manera precisa los cambios micro estructurales que ocurren.

Recientemente se estimó mediante un modelo matemático la velocidad de enfriamiento de diversos procesos de soldadura de aceros de alta resistencia, resultando que las más elevadas se esperan para el proceso RSW, seguido del LBW (soldadura por rayo láser), y ya más lejos el GMAW ^[5]. En este mismo trabajo se predice que incluso los aceros IF y los aceros suaves pueden formar martensita al ser soldados con RSW, pero al ser su contenido de carbono tan bajo no llegarían a presentar modos indeseables de fractura. Sin embargo los aceros AHSS, pueden llegar a presentar martensita incluso con GMAW, con la consiguiente disminución en su desempeño. Esta susceptibilidad a la formación de martensita se cree sea menos dependiente del grado de acero, que de la composición química usada para alcanzar los niveles de esfuerzo requeridos para dichos grados ^[5].

Un fenómeno al que se atribuye fallas en las uniones soldadas por RSW de aceros de alta resistencia es la “sensitividad al tiempo de mantenimiento”, la cual se define por un agrietamiento bajo esfuerzo, a lo largo de la superficie de contacto soldada durante tiempos de mantenimiento convencionales (30 a 60 ciclos), y que no ocurre a tiempos más cortos (5 ciclos o menos) ^[27]. Este

fenómeno se atribuye a los siguientes tres factores: Un estado de esfuerzo desventajoso en la soldadura, (tal como pequeños nuggets en piezas gruesas), la presencia de caminos preferenciales para la propagación de grietas (porosidad y grietas producidas durante la solidificación) y una microestructura susceptible (grandes cantidades de martensita, que promuevan una fractura frágil) [27].

Un método para prevenir este fenómeno consiste en mantener el punto soldado entre los electrodos durante un tiempo corto, pero necesario para que se enfríe lo suficiente, y a continuación aplicar un pulso eléctrico que eleva la temperatura de tal manera que la martensita experimenta un revenido, o “revenido-en-proceso”, lo que permite que se suavice la estructura del punto soldado. La respuesta al pulso de revenido varía según la composición química del acero soldado, por lo que se desconoce como los aceros desarrollados más recientemente reaccionan a este revenido [27,28].

4.1.2 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].

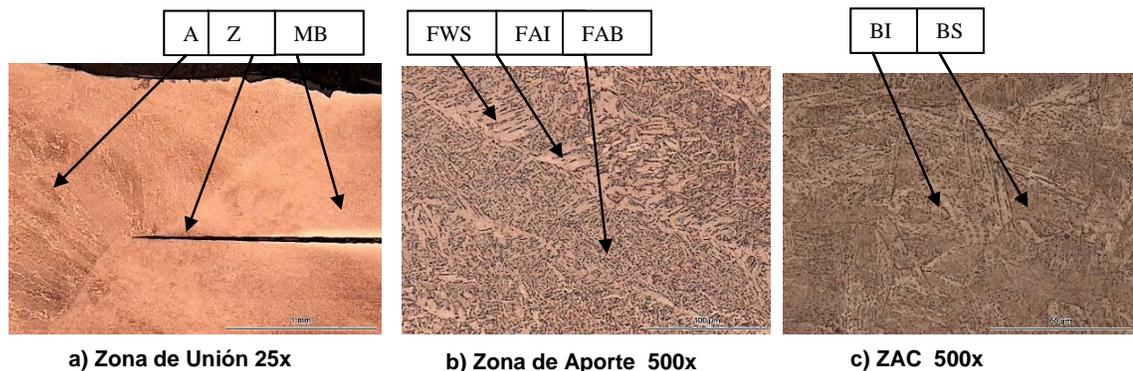


Figura 4.1 Aspecto microestructural de DP 600 soldado con GMAW: CMT; (a) Zona de unión de las placas, evidenciando zona de aporte, ZAC y metal base; (b) Zona de aporte, mostrando Ferrita Widmanttaten secundaria (FWS), bainas de Ferrita alotriomórfica (inter granular, FAI) y ferrita acicular bainítica (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.

Microestructura.- Las fases presentes 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 4.1 y en el esquema la distribución de durezas figura 4.2.

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	

Tabla 4.1 Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por GMAW

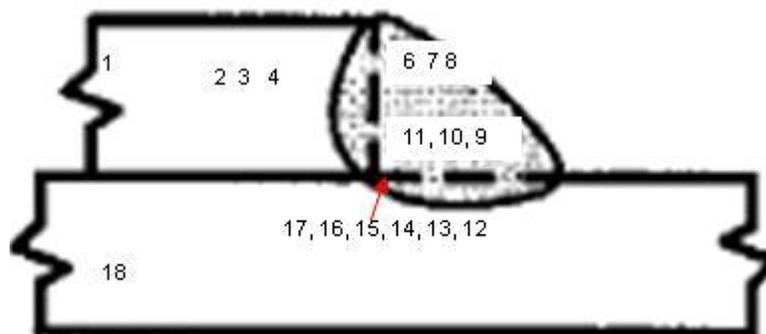


Figura 4.2 Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso GMAW.

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

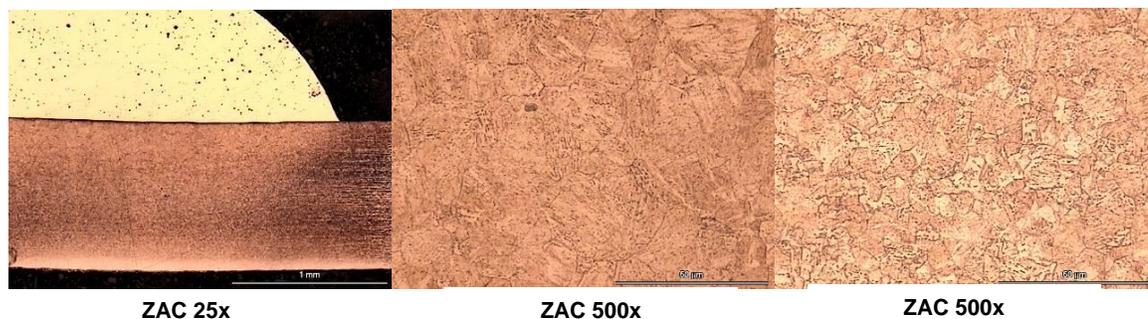


Figura 4.3 - ZAC de acero DP soldado por Brazing, la ZAC casi afecta todo el espesor de la placa inferior, la microestructura se compone de bainita superior (precipitación transgranular de carburos en granos de ferrita). Atacado con HNO_3 2% (Nital)+ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (Le Pera). Parámetros: 110 Amper, 9.5 Volts y 1000 mm/min. Calor de entrada: 1592.58 J/in.

Microestructura.- Se compone principalmente de bainita superior con precipitación de carburos en granos de ferrita, como se muestra en la figura 4.3. La zona afectada por el calor cubrió casi $\frac{3}{4}$ del espesor de la placa inferior. La dureza más alta detectada fue de 355 HV0.1 en la ZAC de la placa superior. (Figura 4.4 y tabla 4.2)

Brazing DP		
Identaciones	HV _{0,2}	Distancia μm
1	191	
2	196	448
3	214	384
4	274	772
5	355	443
6	351	
7	128	
8	293	879
9	239	743
10	201	901
11	262	
12	288	1003
13	280	823

Tabla 4.2 Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Brazing.

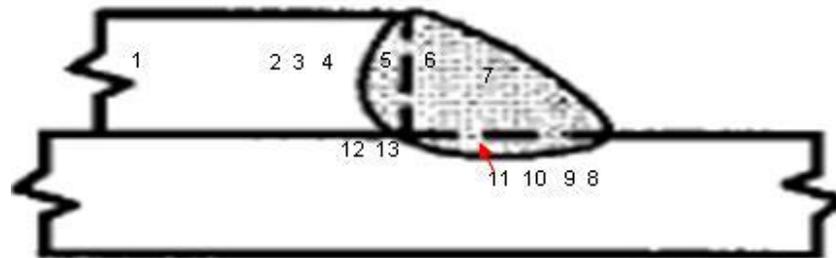


Figura 4.4 Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Brazing.

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

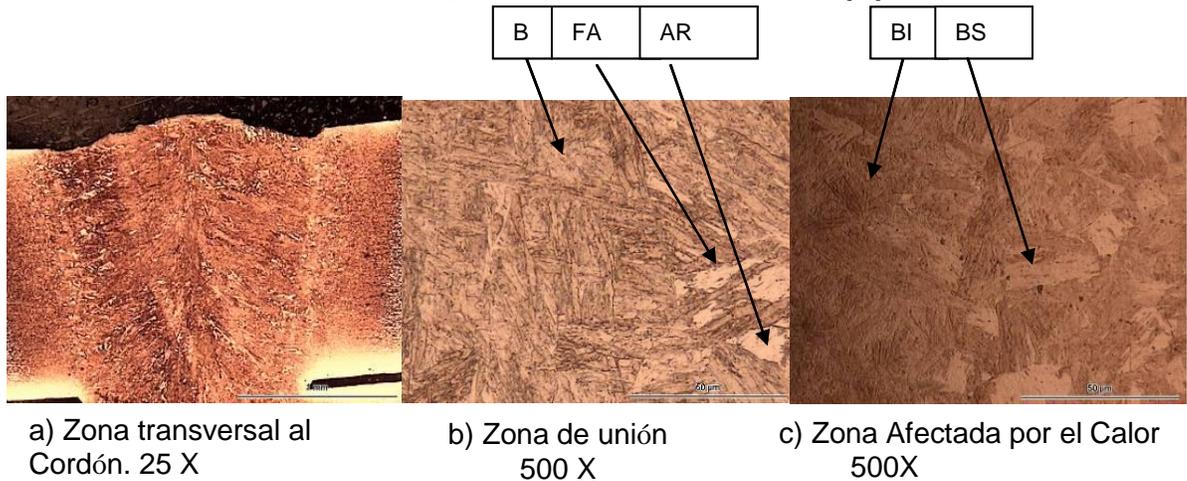


Figura 4.5 Microestructura de la unión soldada por láser, del acero DP 600. La foto (a) muestra la zona transversal al cordón en la lámina superior, la foto (b) presenta la zona de unión, en donde se evidencia bainita (B), ferrita alotrópica (FA) con posibles lagunas de austenita retenida (AR). La foto (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.

Microestructura.- Se compone principalmente de Bainita superior (BS) y Bainita inferior (BI) como se muestra en la figura 4.5. La dureza más alta detectada fue de 446 HV_{0.1} en la soldadura de la placa superior. (Figura 4.6 y tabla 4.3).

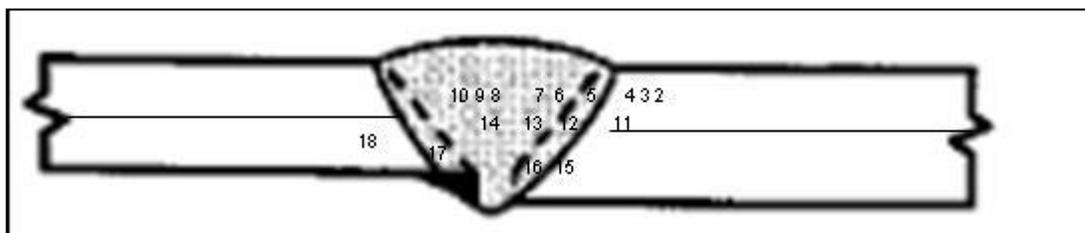


Figura 4.6 Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Láser CO₂.

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	

Tabla 4.3 Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Láser CO₂.

4.1.5 Microestructura y evaluación de dureza de soldaduras de aceros Doble Fase 590, 780 y 980 Mpa. Hechas por soldadura de puntos por resistencia. ^[1].

- **Equipo:** Manufacturado por Taylor Winfield Corp. Tipo pedestal, transformador 100 kVA.
- **Parámetros:** Se muestran en la tabla 4.4

	Espesor de Placa	Fuerza de electrodo	Diámetro del electrodo y tipo	Tiempo de compresión	Tiempo de soldadura	Tiempo de sujeción
DP 590	1.6 mm	4.2 kN	7 mm tipo truncado	30 ciclos	18 ciclos	10 ciclos
DP 780	2.0 mm	5.3 kN	8 mm tipo domo	30 ciclos	23 ciclos	10 ciclos
DP 980	1.6 mm	5.3 kN	7 mm tipo truncado	30 ciclos	18 ciclos	10 ciclos

Tabla 4.4 Parámetros utilizados en la soldadura de punto por resistencia de aceros Doble Fase.

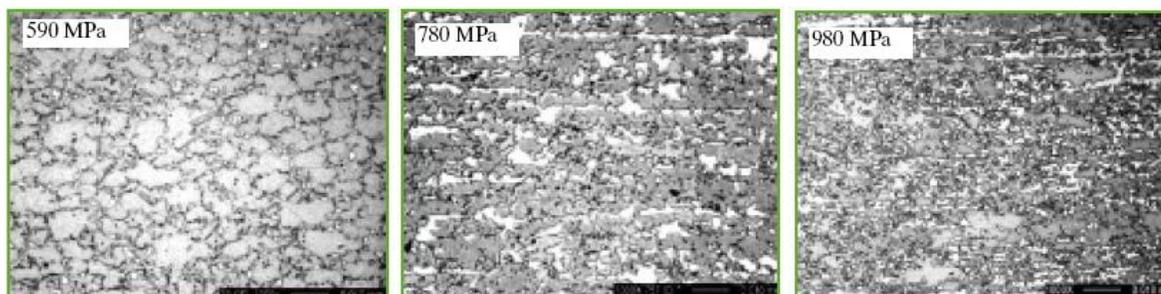


Figura 4.7 Microestructura del Metal Base para 3 diferentes grados de Acero Doble Fase 590, 780 y 980 Mpa. Compuesta por islas de martensita en una matriz ferrítica.

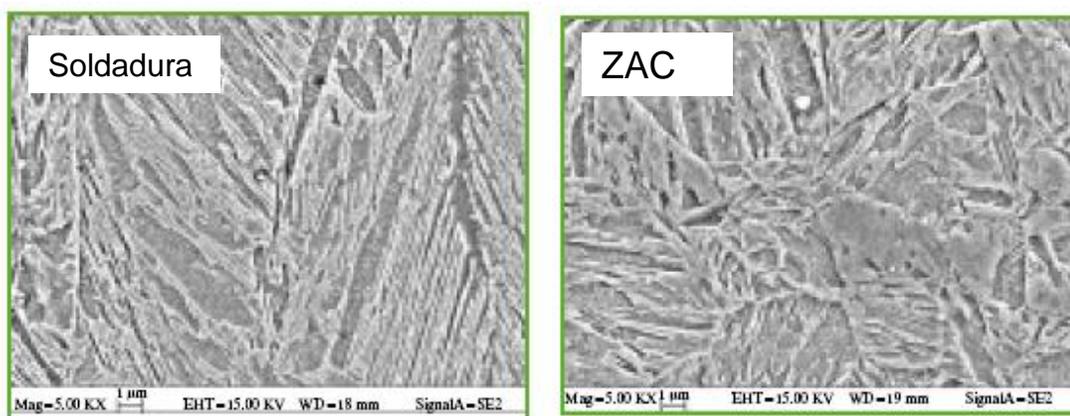


Figura 4.8 Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por Calor de los aceros Doble Fase compuesta principalmente por martensita.

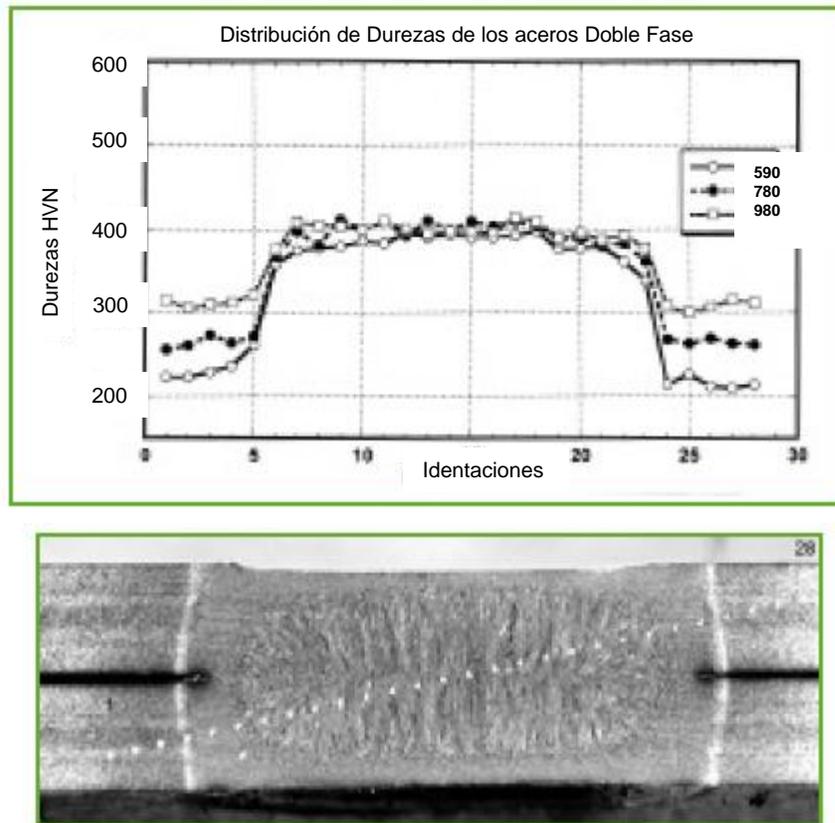


Figura 4.9 Distribución de dureza y localización de indentaciones a 0.4 mm de espacio entre ellas a lo largo de una diagonal en una Sección transversal de soldadura en los aceros DP 590, 780 y 980 Mpa.

El promedio de las durezas fue alrededor de 415 Hv para los aceros 780 y 980 Mpa, ya que aumenta la dureza del Metal Base y se incrementa la resistencia. La razón por la cual tiene similitud las durezas en la zona de soldadura, es por la presencia de Martensita sin revenir en la soldadura y ZAC. La dureza de la martensita es controlada por el contenido de Carbono y estos aceros tienen contenido similar.

Para el acero DP 590 Mpa la dureza tiene un promedio de 380 Hv, ligeramente menor que la dureza de los aceros anteriores debido a un contenido de carbono bajo, el cual se requiere para lograr el nivel de resistencia de estos aceros. Sin embargo la microestructura en los 3 diferentes grados de acero fue similar.

4.2 Soldadura de los Aceros TRIP

Aun no se han realizado diversas investigaciones del comportamiento de los aceros TRIP al ser sometidos a procesos de soldadura, lo que si se sabe es que el comportamiento de las uniones soldadas, depende de la composición química del acero, contrario al comportamiento de formado, el cual depende grandemente de la microestructura y condición superficial del material [26]. El alto contenido de carbono de los grados TRIP, comparado con los aceros estructurales, resulta en un alto potencial de endurecimiento después de la soldadura. Adicionalmente, el comportamiento de fractura es atípico, esto se vio después de realizar pruebas destructivas.

4.2.1 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].

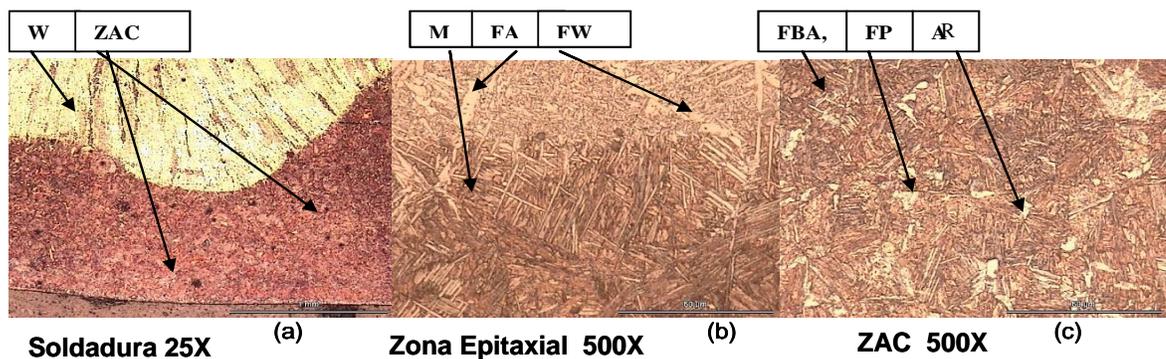


Figura 4.10- La foto (a) muestra la afectación en todo el espesor de la placa inferior. Las fotos (b) y (c) presentan la zona epitaxial ZAC, respectivamente, mostrando crecimiento de agujas de martensita y ferrita intergranular en zona de aporte, y martensita con ferrita bainítico acicular, ferrita poligonal y posiblemente austenita retenida en ZAC. Atacado con HNO_3 2% (Nital)+ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (Le Pera). Parámetros: 118 Amper, 14.3 Volts y 800 mm/min. Calor de entrada: 3214.50. J/in.

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 4.10 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 4.11 y Tabla 4.5).

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	

Tabla 4.5 Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.

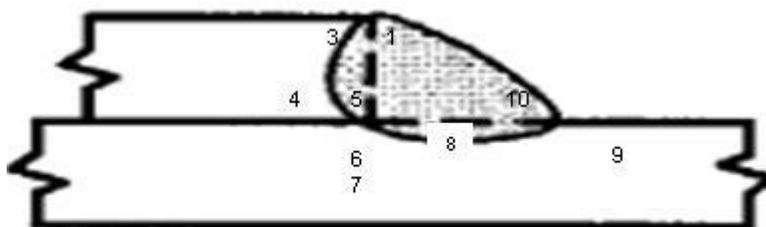


Figura 4.11 Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso GMAW.

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

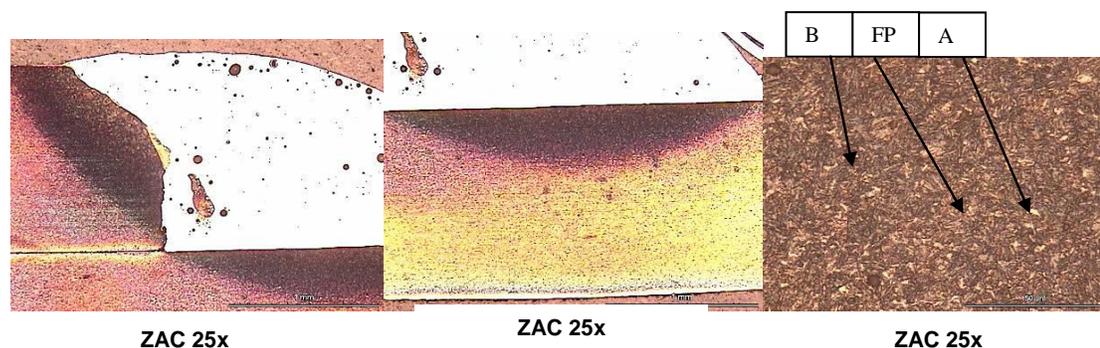


Figura 4.12 Aspecto de las zonas de unión de acero TRIP por el proceso Brazing. Se puede apreciar la ZAC, de aproximadamente la mitad del espesor de la placa inferior. En la foto (c) se muestra la microestructura compuesta de Bainita con ferrita poligonal, posiblemente austenita retenida. Atacado con HNO_3 2% (Nital)+ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (Le Pera). Parámetros: 110 Amper, 9.5 Volts y 1000 mm/min. Calor de entrada: 1592.58 J/in.

Microestructura.- Para este acero, y con el proceso brazing, se detectó una ZAC con una afectación significativa, mostrando una microestructura compuesta por Bainita (B) y ferrita poligonal (FP).

La zona de mayor dureza se detectó en la zona afectada por el calor con un valor de $480 \text{ HV}_{0.1}$ localizada en la placa superior de la soldadura (figura 4.13 y tabla 4.6).

TRIP Brazing		
Identaciones	$\text{HV}_{0.1}$	Distancia μm
1	160	512
2	465	598
3	480	689
4	322	1990
5	296	
6	135	1780
7	468	354
8	460	829
9	380	
10	333	

Tabla 4.6 Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Brazing.

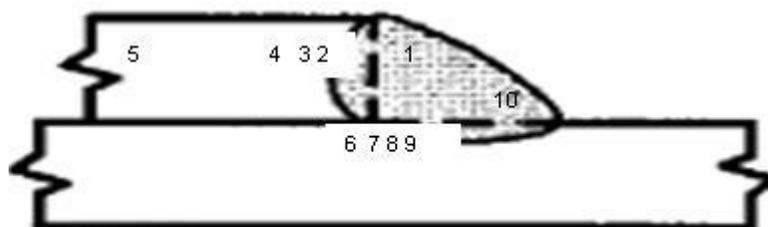


Figura 4.13 Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Brazing

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

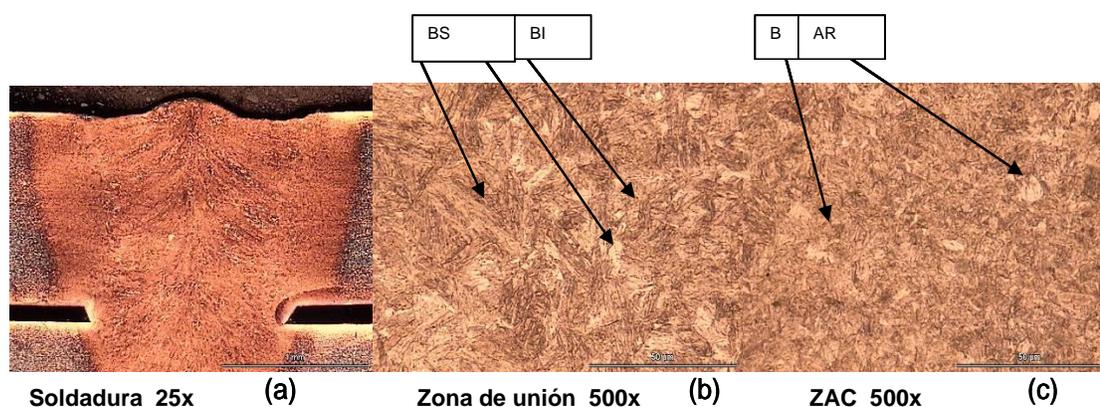


Figura 4.14.- Aspecto de la unión soldada por láser de placas TRIP 800. La foto (a) muestra la zona superior, la (b) muestra la zona de unión, compuesta de bainita (B), algunas zonas de bainita superior (BS) e inferior (BI), no se encontró austenita retenida. La foto (c) presenta la microestructura de 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.

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 4.15 y tabla 4.7).

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	

Tabla 4.7 Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO₂.

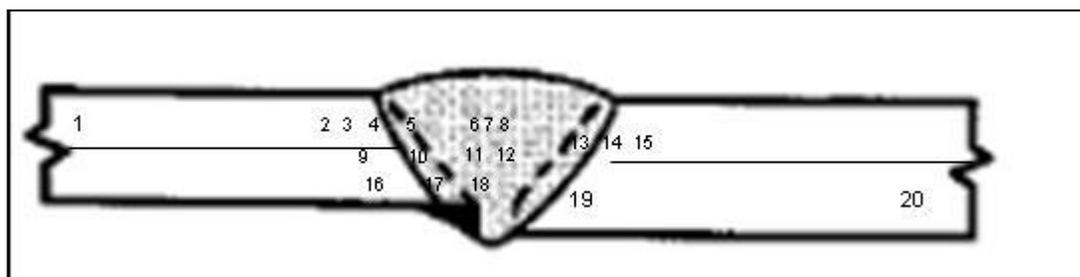


Figura 4.15 Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Láser CO₂

4.3 Aceros Martensíticos

4.3.1 Soldadura de Aceros Martensíticos por Soldadura de Puntos por fricción (Friction Stir Spot Welding) FSSW.

Es un nuevo proceso que recientemente ha tenido considerable atención en la industria automotriz, es una variación del proceso de soldadura por fricción (Friction Stir Welding) sin el movimiento lateral de la herramienta durante el proceso de soldadura. Mazda reporto la primera aplicación de este proceso en la producción en masa del modelo 2003 RX-8.

Este proceso se ha utilizado en materiales con aleaciones de aluminio y estudios recientes lo han probado con los AHSS Martensíticos y Doble Fase. Con la finalidad de tener énfasis en la seguridad de los usuarios de sus vehículos y sobre todo reducir el peso de estos. Sin embargo la soldadura de estos aceros presenta un reto único.

Se realizo un diseño experimental con la utilización de un martensítico M190 con esfuerzo nominal de 1310 Mpa, con un espesor de 1.6mm, la figura 4.16 muestra el proceso utilizado para soldar este material. ^[18].

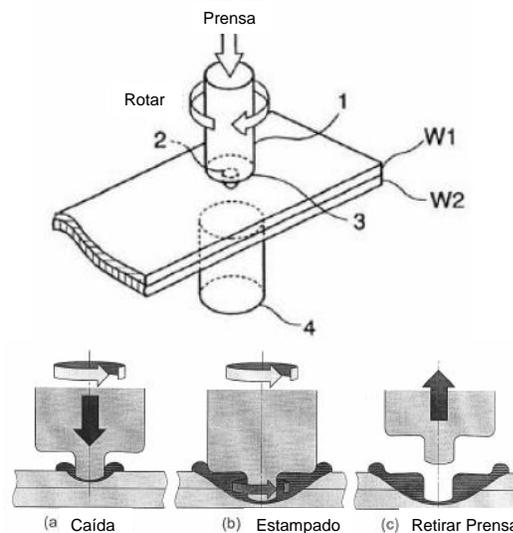


Figura 4.16 Principios de la soldadura por fricción con la utilización de un pin.

Los ciclos de soldadura fueron realizados con una velocidad de rotación de 1500 rpm, el tiempo total de la soldadura varia de 1.6 segundos a 3.2 segundos, el pin utilizado fue de 2 mm de longitud y el hombro de la herramienta fue de 10 mm de diámetro.

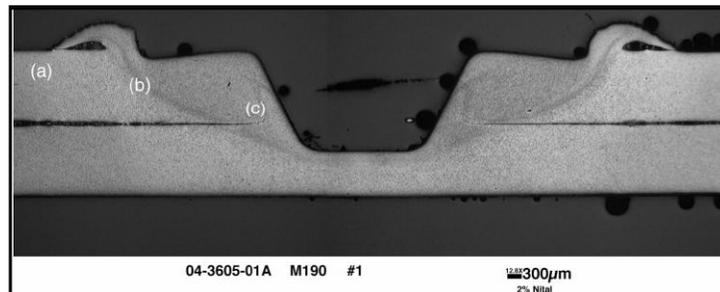


Figura 4.17 Sección transversal del acero martensítico soldado con un tiempo de 2.1 segundos.

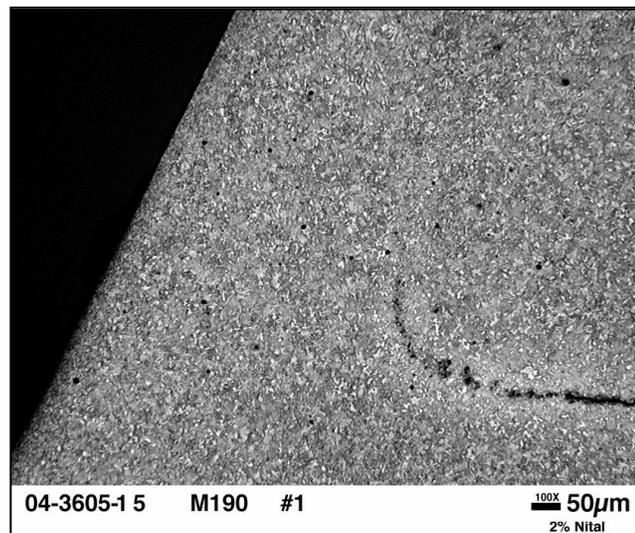
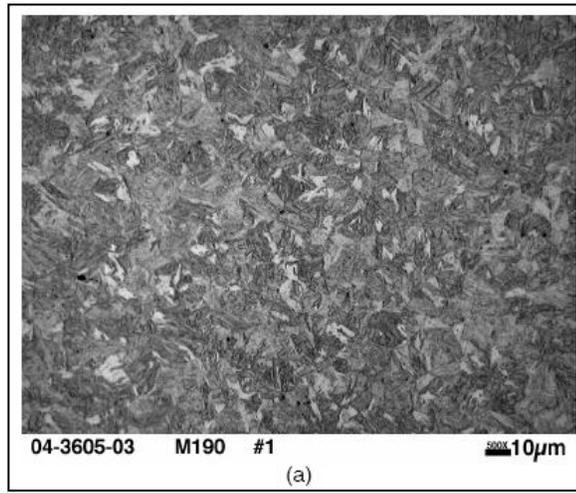
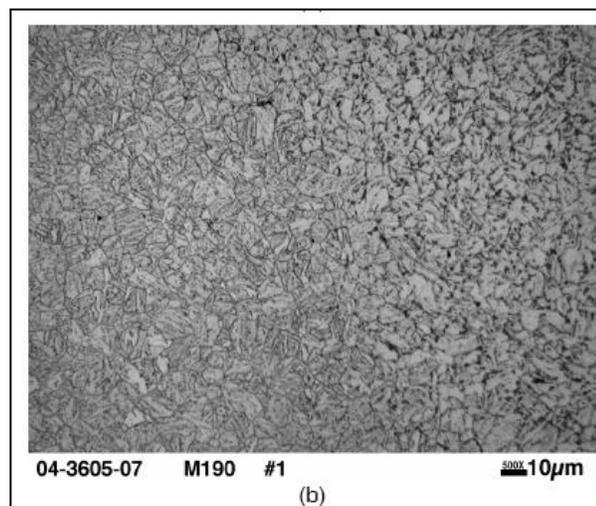


Figura 4.18 Muestra claramente el enlace metalúrgico formado entre la parte superior y el fondo de la pieza de trabajo con la penetración del pin.

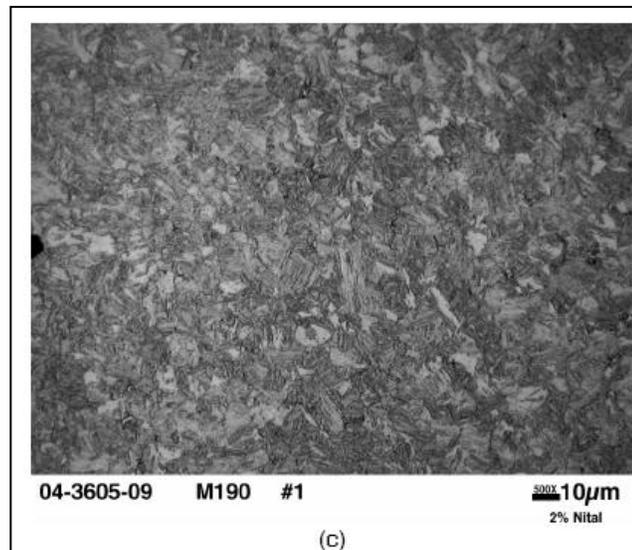
Figuras 4.20 a, b y c. Muestran la microestructura del Metal Base, Zona Afectada por el Calor y Soldadura del acero martensítico.



Figuras 4.20 a) Microestructura martensítica correspondiente al metal base.



Figuras 4.20 b) Muestra la microestructura presente en la Zona Afectada por el Calor la cual corresponde a una matriz martensítica con islas de ferrita.



Figuras 4.20 c) Muestra la región de soldadura con microestructura resultante en matriz martensítica.

El metal base del martensítico M190 tiene una microestructura de matriz martensítica, en la transición localizando la región cerca de la periferia, el material parece haberse calentado a temperatura entre A1 y A3, a la cual se llama región intercrítica, donde la ferrita y austenita co- existen a la cima de la temperatura, mientras la austenita transformara regresando a martensita sobre el enfriamiento, la ferrita es remanente.

Los resultados sugieren que, para el acero martensítico estudiado, el proceso de soldadura FSSW por sus siglas en ingles, es hábil para mantener en gran parte, la dureza y la microestructura del metal base, en la región de interfase de enlace, esto puede ser atribuido a la combinación del rango de enfriamiento moderado asociado con el proceso FSSW (comparado con la soldadura de puntos por resistencia) y la relativa alta dureza de los AHSS. Esto provee la técnica base para el refinamiento y optimización del proceso FSSW para controlar y mantener la microestructura y propiedades en la región de enlace de la soldadura de AHSS^[18].

5 DISCUSIÓN

5.1 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 esencialmente en dos categorías: desplazamiento y reconstrucción; se muestra en el siguiente esquema figura 5.1. ^[31].



Figuras 5.1 Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado. .

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

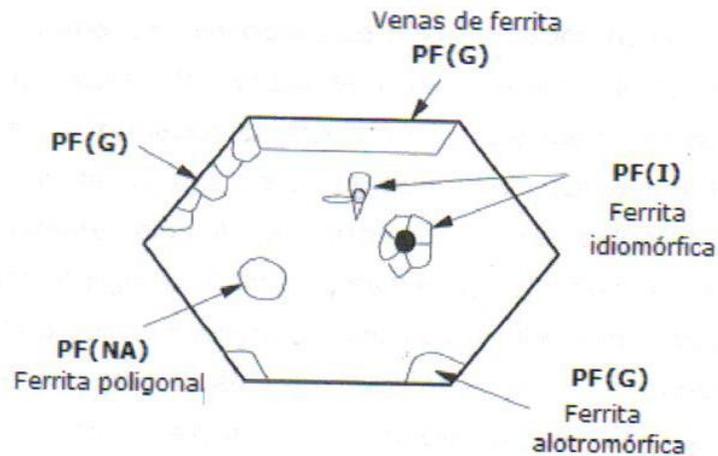
5.1.1 Transformaciones de reconstrucción:

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].

5.1.1.1 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 (ver figura 5.2): 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 lo 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 5.2 Ferrita Primaria (FP).

5.1.2 Transformación de desplazamiento

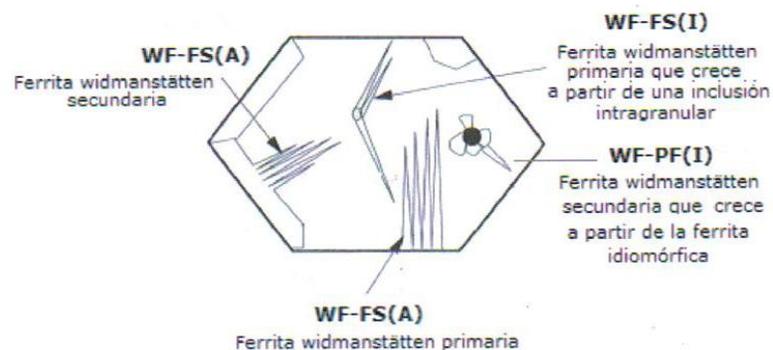
En este mecanismo, las reacciones de transformación tienden a ser rápidas y a baja temperatura. Un cambio de la red cristalina de austenita a ferrita ocurre por una deformación ocasionada por un esfuerzo de corte dentro de un plano invariante. La energía de tensión puede ser reducida al mínimo si la 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].

5.1.2.1 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 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 alotrópica WF- FS(A). de acuerdo a su sitio de nucleación se le asigna un termino en particular, según IIW.

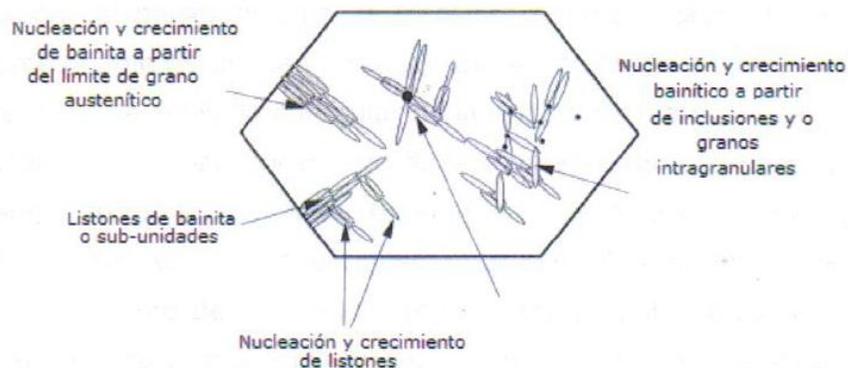


Figuras 5.3 Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita widmanstätten (WF).

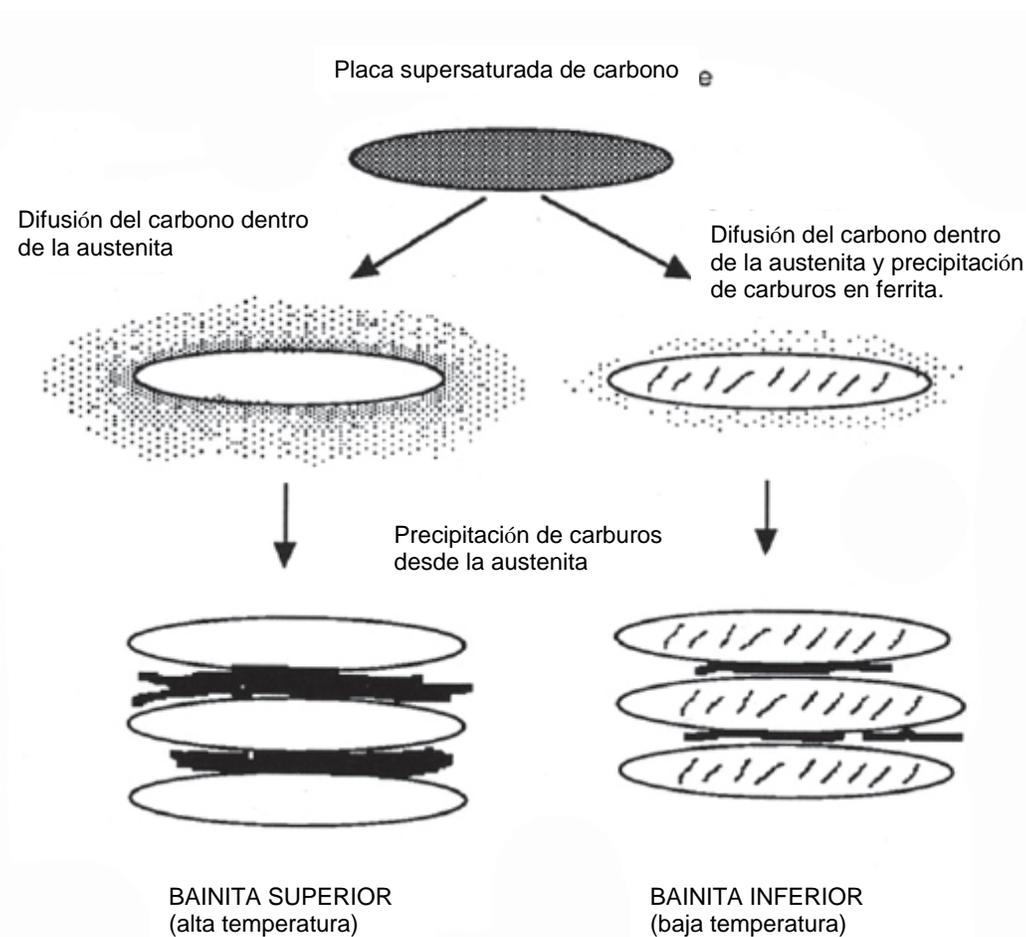
5.1.2.2 Bainita

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 5.4. 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, ver figura 5.5. 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 5.4 Ferrita de Segunda Fase (FS). Bainita (B-FS).

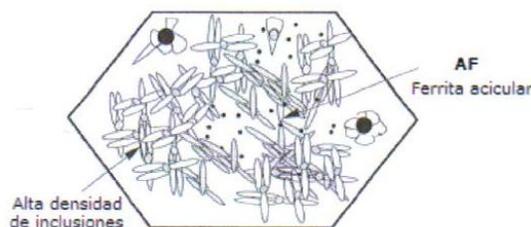


Figuras 5.5 Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior.

5.1.2.3 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 IIV, la ferrita acicular es designada por AF figura 5.6 [33].



Figuras 5.6 Ferrita Acicular

5.1.2.4 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 flechas.^[34,35]

5.2 TRANSFORMACIONES DE FASE ENCONTRADAS EN LAS SOLDADURAS DE ACEROS DOBLE FASE POR LOS PROCESOS DE SOLDADURA GMAW-CMT, LÁSER CO₂ Y BRAZING.

La microestructura resultante en el proceso GMAW fue significativa con un calor de entrada de 4551.68 J/in (figura 4.1, capítulo 4) ya que en la Zona de fusión se pudo ver la formación de ferrita alotriomórfica intergranular la cual fue la primera fase formada a partir de los límites de grano austenítico. La formación de la ferrita widmanstätten secundaria a partir de la ferrita alotriomórfica se debió a un relativo bajo subenfriamiento, mientras que en la zona afectada por el calor la formación de bainita superior se dio por un mecanismo de paraequilibrio acompañado de una difusión de átomos intersticiales de carbono, en donde se indica que con un aporte térmico alto causa velocidades de enfriamiento rápidos y deja en solución al carbono, así como también origina

distorsiones en la red pero sin precipitación de carburos permitiendo encontrar zonas suaves en el área de aporte.

Con lo que respecta a la soldadura del acero Doble Fase (figura 4.5, capítulo 4) hecha por el proceso Láser CO₂ con un calor de entrada de 1524 J/in, provocando un bajo aporte térmico, cediendo así a transformaciones de fase como la austenita retenida, la cual indica que ocurrió un enfriamiento lento, permitiendo la formación de bainita superior e inferior y en esta última generando la precipitación de carburos incrementando la dureza en la zona de fusión. Se puede incluir también a la soldadura hecha por el proceso Brazing en la cual el calor de entrada fue de 1592.58 J/in, ocasionando dureza más alta que en el proceso GMAW lo que comprueba que el bajo aporte térmico, generó solamente transformaciones de fase por difusión como la bainita inferior en paraequilibrio.

5.3 TRANSFORMACIONES DE FASE ENCONTRADAS EN LAS SOLDADURAS DE ACEROS TRIP POR LOS PROCESOS DE SOLDADURA GMAW-CMT, LÁSER CO₂ Y BRAZING.

En la soldadura hecha por el proceso GMAW de los aceros TRIP con un calor de entrada de 3214.50 J/in, (Figura 4.10, capítulo 4); la aparición de martensita a baja temperatura formada por una transformación adifusional en la zona epitaxial nos indica que el alto calor de entrada provocó un rápido enfriamiento. La ferrita acicular de acuerdo al esquema de clasificación IIW (International Institute Welding) nuclea intragranularmente a partir de inclusiones dentro de los granos de austenita. La soldadura presentó una dureza de 485Hv. ligeramente menor que el metal soldado por el proceso Láser CO₂ y Brazing,

CONCLUSIONES

El uso de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) para la industria automotriz, generará beneficios de bajo costo y alto impacto, ya que son fácilmente formables, soldables y pueden ser reparados con facilidad, además de ofrecer protección a los usuarios, ya que por sus características metalúrgicas, absorben el impacto durante una colisión. Al usar este tipo de aceros en la carrocería de los automóviles se reduce el peso de estos y a su vez lleva a un ahorro de combustible.

Los procesos de soldadura con menor aporte térmico son láser y brazing. El mas adecuado, hasta el momento para los aceros Doble Fase y TRIP, sería el proceso láser, ya que mostró zonas afectadas por el calor muy angostas y con transformaciones de fases como ferrita bainítica acicular, bainita superior y bainita inferior, además de presentar austenita retenida. Esta última fase transforma en martensita y absorbe la energía causada en colisiones por medio de la deformación plástica, generando la protección que el usuario requiere.

El proceso GMAW – CMT aplicado a los aceros Doble Fase y TRIP también presento microestructura bainitica en la Zona Afectada por el Calor proporcionando así zonas suaves en los aceros Doble Fase por la formación de Bainita superior y zonas ligeramente con mayor dureza en los aceros TRIP a consecuencia de la bainita inferior.

Dependiendo del tipo de junta que se requiere para la unión de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia en la Industria Automotriz es posible la utilización de los procesos:

- Láser CO₂ para uniones a tope y traslape para láminas con espesores mínimos y
- GMAW para soldadura de filete.

El proceso brazing muestra zonas afectadas por el calor angostas y microestructura bainítica tanto superior como inferior, sin embargo no es el más adecuado para uso en la industria automotriz por ser una soldadura de débil unión y no resultaría apto para los fines que la industria requiere.

Referente a los aceros martensíticos, los cuales serán de gran uso en poco tiempo, aun no se tienen estudios de su comportamiento con respecto a diferentes procesos de soldadura, por lo que se recomienda realizar estudios con este material.

Se sugiere además la realización de estudios de las propiedades mecánicas tanto de tensión como impacto a las soldaduras de estos aceros para determinar si la unión cuenta con las características adecuadas para su uso en la industria automotriz.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. M. D. “Tumuluru; (2006) Resistance spot welding of coated high-strength dual-phase steels, *Welding Journal*, August 2006, 31.
2. S. Oliver, 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. J.E. Gould, 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. S.S.M. Tavares, 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. Información Clase Tratamientos Termicos.
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 Tunplåt 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.
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 Traint, 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. Classification 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.

LISTADO DE FIGURAS Y TABLAS

- Figura 1.1.** Grafica de la evolución de los AHSS usados en la carrocería de los autos
- Figura 1.2.** Grafica comparativa de resistencia y ductilidad de los aceros utilizados en la industria automotriz
- Tabla 1.1.** Ejemplos de grados de aceros y sus propiedades en base a ULSAB-AVC
- Figura 2.1** Esquema de obtención de Aceros Doble Fase por enfriamiento controlado.
- Figura 2.2** Esquema que muestra la microestructura de los Aceros Doble Fase
- Figura 2.3.** Representación esquemática de una ciclo de tratamiento térmico para producir un acero de Doble Fase (DP).
- Figura 2.4.** Fotomicrografía de un acero DP, mostrando una microestructura consistente de ferrita (oscuro, F) y 11% de martensita (claro, M).
- Tabla 2.1** Composición química del Acero Doble Fase 600.
- 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.
- Figura 2.6** La grafica muestra el esfuerzo ingenieril de los Aceros Doble Fase, comparado con los Aceros de Alta Resistencia baja Aleación.
- Figura 2.7** Esquema que muestra la obtención de los Aceros TRIP, Plasticidad Inducida por Transformación.
- Figura 2.8** Microestructura típica de un acero TRIP
- Tabla 2.2.** Composición química del Acero TRIP 800.
- 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.
- Figura 2.10.** Esquema de la microestructura de los aceros Martensíticos.
- Figura 2.11.** El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Martensíticos y su porcentaje de elongación.
- Tabla 2.3** Composición química del Acero Martensítico.
- Figura 2.12.** El Esquema muestra los rangos de esfuerzo a la tensión en MPa en los cuales se encuentran los aceros Fase Compleja y su porcentaje de elongación.
- Figura 2.13.** Muestra los rangos de esfuerzo de tensión y sedencia en donde se encuentran los aceros Ferríticos – Bainíticos.
- Figura 2.14.** Muestra los rangos de esfuerzo de tensión y sedencia en donde se

encuentran los aceros de TWIP

- Figura 3.1.** Grafica donde se muestra que los AHSS requieren menor corriente que los Aceros suaves y aceros de alta resistencia baja aleación.
- Tabla 3.1.** Clasificación de los aceros para soldadura de puntos de resistencia.
- Figura 3.2.** Rangos para 1.4 milímetros de acero laminado en frío del DP 350/600 en diversos modos de corriente con pulso simple.
- Figura 3.3.** Efecto de geometría del electrodo usando Corriente Alterna y pulso simple.
- Figura 3.4.** Variación de la dureza para varios tipos de acero.
- Figura 3.5.** Variación de la dureza para varios tipos de acero
- Figura 3.6.** Dureza y Alargamiento de Soldadura Láser a tope con dos hojas de AHSS del mismo espesor.
- Figura 3.7.** Muestra la Cantidad de alargamiento para Acero TRIP Galvanizado 400/700
- Figura 3.8** Muestra la relación entre el contenido de martensita y la reducción en el último esfuerzo a la tensión.
- Figura 3.9** Influencia del esfuerzo del metal de aporte en la soldadura por arco de los aceros Doble Fase y Martensíticos.
- Tabla 3.2.** Propiedades del material para soldar con Brazing.
- Figura 3.10** Los resultados de las pruebas de cizalla (soldadura de filete sobre unión a traslape) y la prueba de pelado del material SG-CuSi3.
- Figura 3.11** Efecto del esfuerzo cortante de Tensión de enlaces de aceros de alta resistencia
- Figura 3.12** Esquema que muestra el mecanismo de engrapado
- Figura 3.13** Muestra la Prueba de Embutibilidad para los Aceros Doble Fase y Martensíticos. Para AHSS de 980 Mpa.
- Figura 3.14** Relación de la capacidad de uniones simples e híbridas.
- Figura 4.1** Aspecto microestructural de DP 600 soldado con GMAW: CMT
- Tabla 4.1** Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por GMAW
- Figura 4.2** Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso GMAW.
- Figura 4.3** ZAC de acero DP soldado por Brazing,
- Tabla 4.2** Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Brazing.
- Figura 4.4** Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Brazing.
- Figura 4.5** Microestructura de la unión soldada por láser, del acero DP 600.
- Figura 4.6** Muestra la distribución de durezas del Acero Doble Fase soldado por el proceso Láser CO₂.
- Tabla 4.3** Valores de microdureza para soldadura de aceros DP 600 soldados por Láser CO₂.
- Tabla 4.4** Parámetros utilizados en la soldadura de punto por resistencia de aceros Doble Fase.
- Figura 4.7** Microestructura del Metal Base para 3 diferentes grados de Acero Doble Fase

590, 780 y 980 Mpa.

- Figura 4.8** Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por Calor de los aceros Doble Fase compuesta principalmente por martensita.
- Figura 4.9** Distribución de dureza y localización de indentaciones de soldadura en los aceros DP 590, 780 y 980 Mpa.
- Figura 4.10** Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por el Calor de los aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.
- Figura 4.11** Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso GMAW.
- Tabla 4.5** Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso GMAW.
- Figura 4.12** Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por el Calor de los aceros TRIP soldados por el proceso Brazing.
- Tabla 4.6** Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Brazing.
- Figura 4.13** Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Brazing
- Figura 4.14** Microestructura de la soldadura y Zona Afectada por el Calor de los aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO₂
- Figura 4.15** Muestra la distribución de durezas del Acero TRIP soldado por el proceso Láser CO₂
- Tabla 4.7** Valores de microdureza para soldadura de aceros TRIP soldados por el proceso Láser CO₂.
- Figura 4.16** Principios de la soldadura por fricción con la utilización de un pin.
- Figura 4.17** Sección transversal del acero martensítico soldado con un tiempo de 2.1 segundos.
- Figura 4.18** Muestra claramente el enlace metalúrgico formado entre la parte superior y el fondo de la pieza de trabajo con la penetración del pin.
- Figura 4.19** Muestra la distribución de micro dureza en la parte superior de la placa, con un tiempo de soldadura de 2.1
- Figuras 4.20 a, b y c.** Muestran la microestructura del Metal Base, Zona Afectada por el Calor y Soldadura del acero martensítico respectivamente.
- Figuras 5.1** Diagrama de Flujo de los mecanismos de transformación en estado sólido presentes en un metal soldado.
- Figuras 5.2** Ferrita Primaria (FP).
- Figuras 5.3** Ferrita de Segunda Fase (FS). Ferrita widmanstätten (WF).
- Figuras 5.4** Ferrita de Segunda Fase (FS). Bainita (B-FS).
- Figuras 5.5** Esquema de trayectoria de transición de bainita superior e inferior
- Figuras 5.6** Ferrita Acicular