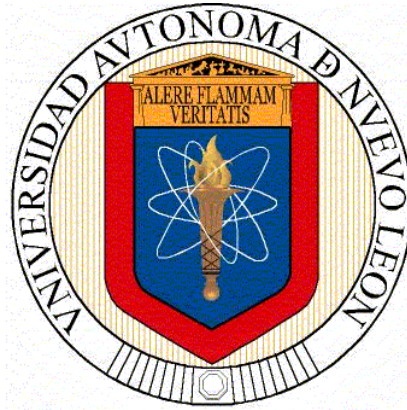


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



Efecto del Calor de Entrada en las Propiedades Mecánicas  
y Metalúrgicas de Soldaduras de Aceros Avanzados de  
Alta Resistencia de Plasticidad Inducida por  
Transformación TRIP Unidos por el Proceso GMAW para la  
Industria Automotriz

POR

VICTOR HUGO LÓPEZ CORTEZ

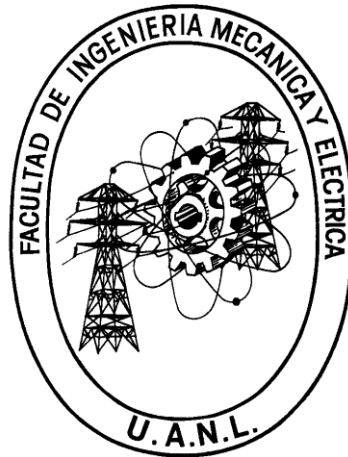
TESIS

En opción para obtener el Grado de  
Doctor en Ingeniería de Materiales

Monterrey, Nuevo Leon.

Octubre, 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



Efecto del Calor de Entrada en las Propiedades Mecánicas  
y Metalúrgicas de Soldaduras de Aceros Avanzados de  
Alta Resistencia de Plasticidad Inducida por  
Transformación TRIP Unidos por el Proceso GMAW para la  
Industria Automotriz

POR

VICTOR HUGO LÓPEZ CORTEZ

TESIS

En opción para obtener el Grado de  
Doctor en Ingeniería de Materiales

Monterrey, Nuevo Leon.

Octubre, 2013

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité tutorial recomendamos que la tesis “Efecto del Calor de Entrada en las Propiedades Mecánicas y Metalúrgicas de Soldaduras de Aceros Avanzados de Alta Resistencia de Plasticidad Inducida por Transformación TRIP Unidos por el Proceso GMAW para la Industria Automotriz” realizada por el M.C. Victor Hugo Lopez Cortez Matricula 1508353 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo

Coasesor

Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz

Coasesor

Dr. Arturo Juárez Hernández

Coasesor

Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés

Coasesor

Dr. Felipe de Jesús García Vázquez

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Octubre de 2013

# Agradecimientos

## ***A Dios:***

*Por darme el regalo de la vida y la oportunidad de la realización de esta tesis y darme salud, habilidades y bendiciones para lograrlo.*

## ***A FIME:***

*Por haberme aceptado para cursar este programa doctoral, y brindarme el apoyo para lograrlo y permitirme conocer a gente que durante las actividades programadas me apoyaron incondicionalmente.*

## ***A COMIMSA:***

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

## ***A mis maestros y asesores:***

*Por compartir todos sus conocimientos y apoyo incondicional en la realización de esta tesis. A la Dra. Patricia Zambrano; Dr. Arturo Reyes, por brindarme su amistad y conocimiento..*

## ***A mi familia:***

*A mi madre y hermanos por darme siempre su cariño, amor, comprensión y apoyo*

## ***A mi esposa e hijos:***

*A Mary, Víctor y Karen por darme siempre su apoyo, paciencia y comprensión en cualquier decisión importante además de ser mi motivo de lucha y perseverancia.*

## ***A mis amigos:***

*Por siempre darme ánimos, consejos y compartir conmigo mis tristezas y alegrías.*

# Dedicatoria

*Esta tesis es dedicada principalmente a mí Padre Teodoro Lopez Gonzalez †.*

*En tu memoria a ti que siempre fuiste un gran maestro en toda la extensión de la  
palabra*

*“No hay nada imposible , porque los sueños de ayer son las esperanzas de hoy y  
pueden convertirse en realidad mañana”*

# Resumen

El presente trabajo estudia el efecto del calor de entrada en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las soldaduras en la zona afectada por calor (ZAC) de las uniones soldadas mediante el proceso de soldadura de Arco Metálico con Protección de Gas (GMAW por sus siglas en ingles), evaluando los parámetros de soldadura típicamente utilizados durante la producción normal de chasis para la industria automotriz. El conocimiento del efecto térmico en la ZAC de las soldaduras es importante para la optimización de los parámetros de soldadura utilizados cuando se unen aceros avanzados de alta resistencia del tipo de Plasticidad Inducida por Deformación (TRIP por sus siglas en ingles), debido a que esto tendrá una gran influencia en las propiedades mecánicas y metalúrgicas finales de la unión soldada.

Se evaluaron las propiedades mecánicas y metalúrgicas de tres muestras soldadas con entradas de calor alto 0.304 kJ/mm, medio 0.273 kJ/mm y bajo 0.248 kJ/mm, variando los parámetros de soldadura para obtener diferentes afectaciones térmicas e investigar las variaciones en las partes de la unión soldada como son, la soldadura, zona afectada por el calor y el metal base, debido al calor aplicado por el proceso de soldadura. Las propiedades mecánicas se evaluaron por medio del ensayo de tensión a esfuerzo cortante, ensayo de Microdureza y Pruebas de Fatiga a esfuerzo constante. La evaluación metalúrgica se realizó mediante caracterización microestructural mediante las técnicas de Metalografía Óptica, Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), Fractografía y Difracción de Rayos X (DRX) para evaluar la transformación de la austenita retenida en las soldaduras debidas al efecto térmico del calor aplicado por el proceso de soldadura.

Los resultados obtenidos con las diferentes entradas de calor utilizadas en la elaboración de las probetas de soldadura, muestran que la propiedad mecánica del ensayo de tensión a esfuerzo cortante disminuye con el aumento en la entrada de calor a la unión soldada. El ensayo de microdureza muestra una

Zona de Ablandamiento en la transición del Metal Base con el inicio de la ZAC con mayor pérdida de dureza a medida que aumenta el calor de entrada, en cambio la ZAC presenta un aumento en su dureza a medida que se disminuye el calor de entrada. En el ensayo de fatiga las Curvas de vida a la fatiga S-N fueron similares para todas las entradas de calor, sin embargo a bajos esfuerzos se evidencia una mayor variación teniendo una mayor vida a la fatiga las probetas de soldadura con mayor afectación térmica por la entrada de calor alta.

Para las propiedades metalúrgicas la evaluación metalográfica muestra la presencia de estructuras ferríticas, bainíticas y trazas de austenita retenida presentando incremento tanto en cantidad como en engrosamiento de la ferrita y las colonias de bainita a medida que se incrementa el calor de entrada. La evaluación fractográfica presentó fractura dúctil en todos los casos de entrada de calor aplicados. El análisis por Difracción de Rayos X (DRX) mostro que el contenido de Austenita Retenida aumento en la ZAC de las soldaduras conforme aumenta el calor de entrada en el metal base esto se debe al efecto térmico provocado por el calor aportado por el proceso de soldadura GMAW.

# Índice general

<b>Capítulo 1 Introducción</b>	13
1.1 Antecedentes	13
1.2 Planteamiento del Problema	15
1.3 Justificación	15
1.4 Objetivos	16
1.5 Hipótesis	17
1.6 Aportaciones	17
1.7 Alcances	18
<b>Capítulo 2 Generalidades</b>	19
2.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia AHSS	19
2.2 Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación	21
2.3 Obtención de los Aceros TRIP	22
2.4 Composición Química de Aceros TRIP 800	24
2.5 Aplicaciones de Aceros AHSS en la Industria Automotriz	26
2.6 Plasticidad Inducida por Deformación	29
2.7 El Tratamiento Térmico TRIP	30
<b>Capítulo 3 Transformaciones de Fase en Aceros TRIP</b>	35
3.1 Transformación Austenítica	35
3.1.1 Antecedentes	35
3.1.2 Formación de Austenita en un Tratamiento Térmico TRIP	36
3.1.2.1 Transformación de Perlita a Austenita	37



3.1.2.2 Crecimiento de Austenita en Ferrita	38
3.2 Transformación de Austenita durante el Enfriamiento	39
3.2.1 Descomposición de la Austenita.	39
3.2.2 Transformaciones Reconstructivas	40
3.2.3 Productos de Transformación de las Reacciones Reconstructivas	40
3.2.4 Transformaciones Adifusionales	41
3.2.5 Productos de Transformación de las Reacciones Adifusionales	42
3.3 Transformaciones Bainíticas	43
3.3.1 Generalidades	43
3.3.2 Bainita Superior	44
3.3.3 Bainita Inferior	45
3.3.4 Transición de Bainita Superior a Bainita Inferior	46
3.3.5 Ferrita Acicular	48
3.3.5.1 Características	48
3.3.5.2 La Ferrita Epitaxial	49
3.4 Transformaciones Martensíticas y su efecto TRIP	50
3.4.1 Antecedentes	50
3.4.2 Características	51
3.4.3 Deformación del Cristal por Transformación Martensítica.	53
3.4.4 Cristalografía de la Martensita.	55
3.4.5 Transformación Inducida por Deformación	59

<b>Capítulo 4 Metalurgia de la Soldadura</b>	<b>63</b>
4.1 Transferencia de Calor en Soldadura por Fusión	63
4.1.1 Calor de Entrada	64
4.1.2 Absorción de Energía	65
4.2 Conducción de Calor Durante la Soldadura por Fusión	67
4.2.1 Velocidad de Enfriamiento	67
4.2.2 Temperatura Pico	68
4.2.3 Ancho de la Zona Afectada por el Calor	69
4.3 Evolución Microestructural	69
4.3.1 Solidificación	70
4.3.1.1 Modos de Solidificación	71
4.3.2 Transformaciones de Fase en Estado Sólido.	78
4.3.2.1 Crecimiento	78
4.3.2.2 Transformación de la Austenita	80
4.3.2.3 Influencia del Calor Aportado	93
4.3.3 Zona Afectada por el Calor	97
4.3.3.1 Recristalización y Crecimiento de Grano	98
<b>Capítulo 5 Proceso de Soldadura GMAW</b>	<b>100</b>
5.1 Definición	100
5.2 Principios de Operación	100
5.3 Mecanismos de Transferencia del Metal	103
5.3.1 Transferencia en Corto Circuito	103
5.3.2 Transferencia Globular	104

5.3.3 Transferencia por Aspersión	105
5.3.4 Transferencia Pulsada	105
5.4 Variables del Proceso	106
5.4.1 Corriente de Soldadura	107
5.4.2 Voltaje del Arco (Longitud de Arco)	108
5.4.3 Velocidad de Recorrido	109
5.5 Gases Protectores	110
<b>Capítulo 6 Desarrollo Experimental</b>	<b>112</b>
6.1 Determinación de Variables	113
6.2 Diseño de Experimentos	114
6.3 Elaboración de Probetas de Soldadura	115
6.4 Ensayos Realizados	116
6.4.1 Ensayos de Propiedades Mecánicas	116
6.4.1.1 Ensayo de Tensión a Esfuerzo Cortante	116
6.4.1.2 Ensayo de Microdureza	117
6.4.1.3 Ensayo de Fatiga	118
6.4.2 Ensayos de Evaluación Metalúrgica	120
6.4.2.1 Metalografía Microscopia Óptica	120
6.4.2.2 Metalografía Microscopia Electrónica de Barrido MEB	121
6.4.2.3 Fractografía	122
6.4.2.4 Difracción de Rayos X	123
	126

<b>Capítulo 7 Análisis de Resultados y Discusión</b>	126
7.1 Resultados de Ensayos de Evaluación de Propiedades Mecánicas	126
7.1.1 Ensayo de Tensión a Esfuerzo Cortante	129
7.1.2 Ensayo de Microdureza	135
7.1.3 Ensayo de Fatiga	141
7.2 Resultados Ensayos de Evaluación Metalúrgica	141
7.2.1 Metalografía por Microscopia Óptica	145
7.2.2 Metalografía Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)	150
7.2.3 Fractografía	157
7.2.4 Difracción de Rayos X	
<b>Capítulo 8 Conclusiones</b>	161
8.1 Propiedades Mecánicas	161
8.2 Propiedades Metalúrgicas	162
<b>Bibliografía</b>	164
<b>Índice de Figuras</b>	174
<b>Índice de Tablas</b>	181
<b>Publicaciones</b>	182

# Capítulo 1

## Introducción

### 1.1 Antecedentes

El uso de Aceros Avanzados Alta Resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) proporciona beneficios potenciales de reducción de peso en el vehículo, aumento en la resistencia de las partes e incremento en seguridad de los componentes utilizados en la manufactura de partes automotrices. Mediante la aplicación de espesores más delgados se obtienen ahorros en materiales y menor consumo de combustible, además de mejoras en el desempeño en absorción de energía durante las pruebas de choque [1].

Los Aceros AHSS de primera generación, base ferrita como son los Fase Dual (DP), Fase Compleja (CP), Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) y Martensíticos (MS), actualmente son utilizados en la manufactura de componentes automotrices y unidos por diferentes procesos de soldadura. Sin embargo los Aceros Avanzados Alta Resistencia de Segunda generación base Austenita como son los Aceros Inoxidables Austenita (ASS), Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) y Aceros ligeros con Plasticidad Inducida (L-IP) se encuentran actualmente en fase de prueba para su introducción a la producción en masa de partes automotrices [2].

Estos aceros difieren de los aceros al carbón convencionales en su composición química y microestructura. En los aceros AHSS las altas resistencias obtenidas son logradas principalmente a través de la modificación de su microestructura durante el proceso de fabricación. La microestructura original del acero es modificada durante el proceso de soldadura utilizado. A mayor cantidad de calor de entrada aplicado es mayor el efecto sobre la microestructura y por consecuencia en sus propiedades mecánicas, a diferentes calores de entrada y rangos de enfriamiento, se pueden encontrar diferentes transformaciones microestructurales en el metal base, soldadura, y zona afectada por el calor de la unión soldada.

Cuando se unen Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) mediante el proceso de arco eléctrico con protección de gas (GMAW por sus siglas en inglés), el uso de los parámetros de soldadura adecuados durante el proceso de producción es una de las partes más importantes para la manufactura de un ensamble exitoso. Los fabricantes automotrices requieren parámetros de soldadura óptimos que produzcan uniones de soldadura que cumplan los requerimientos de calidad del cliente además de obtener el mejor desempeño de las uniones soldada durante la vida útil del vehículo. Durante el proceso de producción se realizan modificaciones a los parámetros de soldadura. Por lo tanto, el desempeño de las uniones soldadas cambia y las propiedades mecánicas y metalúrgicas son modificadas.

El presente trabajo estudia la variación en propiedades mecánicas y metalúrgicas de uniones soldadas mediante el proceso de soldadura GMAW a diferentes calores de entrada en Aceros TRIP, actualmente utilizados en la industria automotriz y mediante esta información analiza los cambios microestructurales, en propiedades mecánicas y de comportamiento a la fatiga que permitan comprender los mecanismos metalúrgicos que producen estos cambios y con esta información poder establecer los parámetros de soldadura óptimos que puedan ser utilizados en las líneas de producción actuales en la industria automotriz.

## **1.2 Planteamiento del Problema**

La industria automotriz ha estado en la búsqueda de materiales que le permitan el reducir el peso de sus vehículos con el objetivo de reducir el consumo de combustible, además de cumplir con las nuevas reglamentaciones de seguridad en las pruebas de impacto. Por esto la necesidad de contar con materiales más resistentes con menos espesor que los tradicionalmente utilizados como son los aceros al carbón y alta resistencia baja aleación (HSLA por sus siglas en ingles). El desarrollo de los AHSS de primera generación TRIP, ha cumplido con esta expectativa, sin embargo al ser materiales nuevos con estructuras complejas presentan un gran reto para las tecnologías de soldadura actuales. Es aquí en donde se requiere un mayor entendimiento y conocimiento de cómo estos materiales pueden ser soldados conservando las propiedades de los materiales base originales y el efecto que se presenta en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las soldaduras, al existir variaciones en la entrada de calor a las uniones soldadas debido al cambio de parámetros de soldadura durante los procesos normales de producción de estos componentes, es necesario el entendimiento de los mecanismos que producen estos cambios y así poder cumplir con el desempeño de las uniones soldadas y los estándares de calidad establecido en las bases de diseño del fabricante [3][4].

## **1.3 Justificación**

Actualmente se están utilizando en la industria automotriz AHSS TRIP para la fabricación de componentes automotrices, que deberán ser unidos mediante el proceso de soldadura GMAW, en donde se requiere conocer el efecto de las variables involucradas, así como la interacción de estas y del efecto del calor de entrada del proceso de soldadura en la microestructura, propiedades

mecánicas y de resistencia a la fatiga obtenidas. Además de comprender y explicar los mecanismos metalúrgicos que producen estos cambios y con esta información poder establecer los parámetros de soldadura óptimos que puedan ser utilizados en la industria automotriz .

## **1.4 Objetivos**

### **Objetivo General:**

Estudiar el efecto del Calor de Entrada en las Propiedades Mecánicas y Metalúrgicas de Soldaduras de Aceros Avanzados de Alta Resistencia de Plasticidad Inducida por Transformación TRIP unidos por el Proceso GMAW de componentes manufacturados en la industria automotriz.

### **Objetivos Específicos:**

- a) Determinar las principales variables que afectan la soldabilidad de los Aceros Avanzados Alta Resistencia TRIP.
- b) Determinar la interacción que existe entre las principales variables que afectan la soldabilidad de los Aceros Avanzados Alta Resistencia AHSS TRIP.
- c) Determinar cómo el calor de entrada del proceso de soldadura modifica la estructura metalográfica resultante y cómo afecta el desempeño de la unión soldada en sus propiedades mecánicas, metalúrgicas y de resistencia a la fatiga.
- d) Generación de conocimiento que permita comprender los mecanismos de transformación microestructural y afectación térmica debido al proceso de soldadura GMAW en la unión de aceros avanzados de alta



resistencia TRIP para su utilización en la elaboración de procedimientos de soldadura confiables a ser utilizados en la industria automotriz.

## **1.5 Hipótesis**

La afectación térmica de la unión soldada de aceros avanzados de alta resistencia AHSS de primera generación TRIP debida al cambio de calor de entrada en la soldadura produce variaciones en las propiedades mecánicas, metalúrgicas y de resistencia a la fatiga que modifican el desempeño de la unión soldada.

## **1.6 Aportación Científica**

El desarrollo del presente trabajo aportará conocimiento del efecto en las propiedades mecánicas, metalúrgicas y de resistencia a la fatiga que son resultado de la afectación térmica que es producida debido al cambio de parámetros de soldadura tales como amperaje, voltaje y velocidad de avance que normalmente son modificados durante la manufactura de partes automotrices en las corridas de producción normal, Por tal motivo no se tienen establecidos los efectos que pueden producir estos cambios en las propiedades de la junta, ya que actualmente solo se tienen estudiados estos efectos en los aceros al carbono convencionales y HSLA. Con el estudio de nuevos materiales avanzados multifases, se aportará información la cual puede ser utilizada para establecer hasta donde estos cambios pueden afectar el desempeño de las uniones soldadas.

## **1.7 Alcances**

El presente trabajo estudia el comportamiento en propiedades mecánicas, metalúrgicas y de resistencia a la fatiga de aceros avanzados de alta resistencia AHSS del Tipo TRIP de 2.0 mm sin recubrimiento utilizados para la fabricación de componentes automotrices para chasis unidos mediante el proceso de soldadura de arco eléctrico con protección de gas GMAW en aplicación automática mediante robot y variando la entrada de calor mediante la manipulación de los parámetros de soldadura de voltaje, amperaje y velocidad de avance.

# Capítulo 2

## Generalidades

### 2.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia AHSS

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 componentes 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), endurecibles por tratamiento térmico, y HSLA (alta resistencia, baja aleación).
- Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS): Primera generación: Fase Dual (Dual-Phase, DP, ferrita + martensita), aceros TRIP (de plasticidad inducida por transformación), de fase compleja (CP, ferrita + martensita + bainita), martensíticos (martensita). Segunda Generación:

Aceros Inoxidables Austenita (Aust.SS), Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) y Aceros ligeros con Plasticidad Inducida (L-IP) [5]. En la Fig. 2.1 se muestran este tipo de aceros.

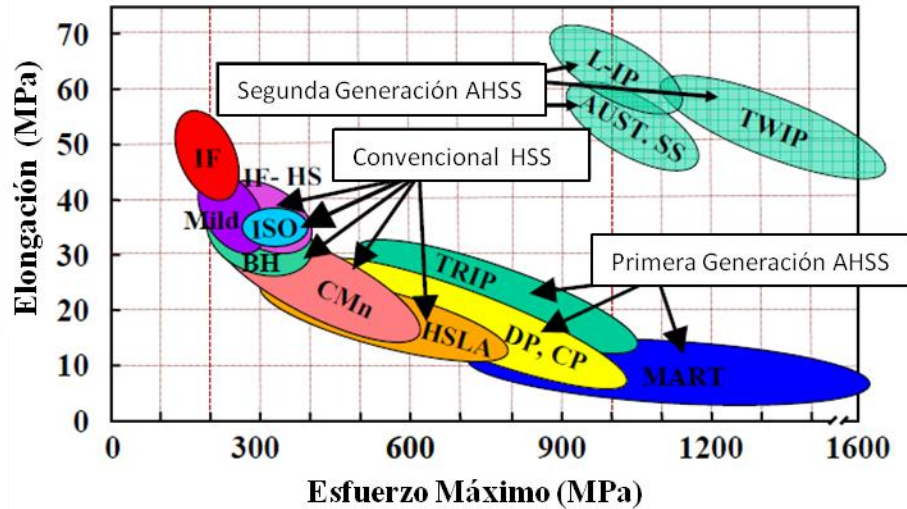


Figura 2.1 Relación ductilidad – Resistencia para diferentes tipos de aceros [5].

La principal diferencia entre los aceros HSS convencional y los aceros AHSS es su microestructura. Los aceros HSS convencionales son de una sola fase. Los aceros AHSS primeramente, son aceros multifáses, 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 cadencia y resistencia a la tensión, y presentan comportamiento de endurecimiento en caliente (Bake Hardening) [6].

La terminología utilizada para clasificar productos de acero varía considerablemente en el mundo, una forma de identificar cada grado es por su tipo metalúrgico, resistencia a la tensión (MPa) y esfuerzo de cedencia (MPa). Por ejemplo, MS900T/700Y significa un acero del tipo Martensítico con 900 MPa mínimo, de esfuerzo de tensión y 700 MPa de esfuerzo de cedencia mínimo. Los aceros AHSS son principalmente de multifases que contienen ferrita, martensita, bainita y/o austenita en cantidades suficientes para producir

propiedades mecánicas mayores a 550 Mpa en esfuerzo de cedencia (YS) y 700 Mpa en Esfuerzo Ultimo (TS) [5].

La metalurgia fundamental de aceros convencionales de baja y alta resistencia, generalmente es bien conocida por fabricantes y usuarios finales de productos de acero, por lo que la metalurgia y procesamiento de los grados AHSS en algunas ocasiones se comparan con los aceros convencionales. 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 [7].

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia AHSS 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. Durante el enfriamiento rápido se forma martensita y/o bainita en el metal soldado y en la zona afectada por el calor ZAC [8].

La microestructura original es modificada mientras se realiza el proceso de soldadura. Entre mayor sea la entrada de calor mayor es el efecto en la modificación de la microestructura. Entre más rápido sea el enfriamiento se obtendrán estructuras martensíticas y/o bainíticas en la soldadura y la zona afectada por el calor, las cuales pueden modificar el desempeño de la unión soldada.

## **2.2 Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación**

La microestructura de los aceros TRIP consiste en austenita retenida dentro de una matriz primaria de ferrita, con un volumen mínimo de 5% de esta austenita

retenida, fases como lo son martensita y bainita se presentan en cantidades variables.

En los aceros TRIP; por lo general, se requiere mantener una temperatura isotérmica e intermedia, lo cual puede producir algunas cantidades de bainita. Los altos contenidos de silicio y carbono de los aceros TRIP también dan como resultado un volumen significativo de austenita retenida en las microestructura finas.

Durante la deformación, la dispersión de las segundas fases duras en las ferritas suaves, se crea un alto índice de endurecimiento por deformación, tal como se observa en los aceros doble fase, sin embargo en los aceros TRIP la austenita retenida transforma progresivamente a martensita aumentando su resistencia, incrementando así el rango de endurecimiento por deformación a niveles altos.

Los rangos de endurecimiento por deformación en los aceros TRIP son substancialmente mayores que los aceros convencionales HSS, esto es particularmente útil para los diseñadores que requieren aceros de alta dureza [9].

### **2.3 Obtención de los Aceros TRIP**

El ciclo térmico aplicado para fabricarlos es similar al usado en los aceros DP. La lámina es calentada rápidamente en la región intercrítica  $A_3$  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 disminuir la temperatura donde empieza la transformación martensítica por debajo del acero, al enriquecer en carbono la austenita no transformada, un ejemplo de procesamiento de una acero TRIP se muestra en la figura 2.2.

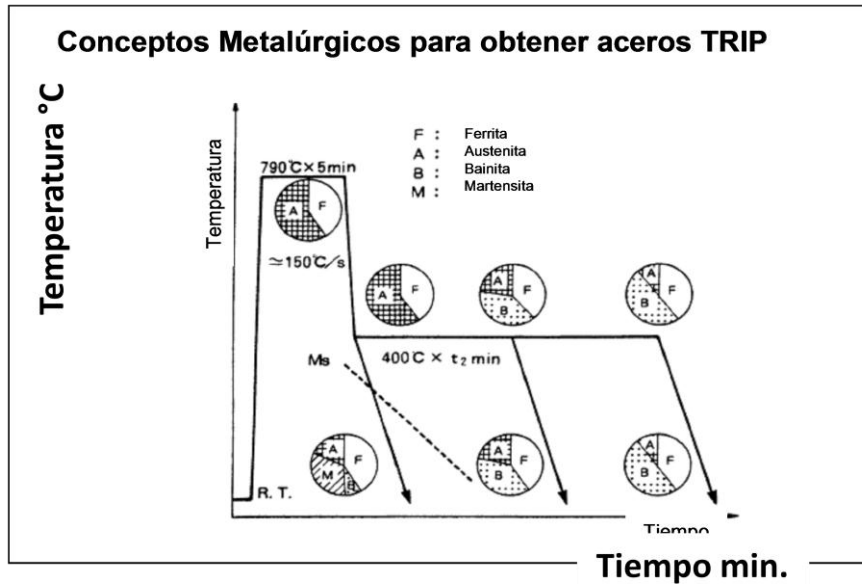


Figura 2.2 Concepto metalúrgico para obtener aceros TRIP [13].

El enriquecimiento en carbono considerando la formación de ferrita es insuficiente. Por lo tanto, un mayor enriquecimiento en carbono se alcanza mediante la formación de bainita. De esta manera el carbono rechazado desde la ferrita enriquece a la austenita, la cual queda retenida en la microestructura final [10].

Los aceros TRIP usan mayores cantidades de carbono que los aceros DP para estabilizar la fase de austenita retenida por debajo de la temperatura ambiente, por consiguiente se obtienen mejores propiedades en los aceros TRIP que en aceros DP como se muestra en la figura 2.3 en donde se puede observar cómo se obtienen resistencias más altas a altos valores de deformación, además de que con altos contenidos de silicio y aluminio se acelera la formación de ferrita a bainita, así, estos elementos ayudan a mantener el contenido necesario de carbono dentro de la austenita retenida. La supresión de la precipitación de carburos durante las transformaciones bainíticas puede ser crucial en los aceros TRIP. El silicio y el aluminio son usados para evitar la precipitación de carburos en la región bainítica [9].

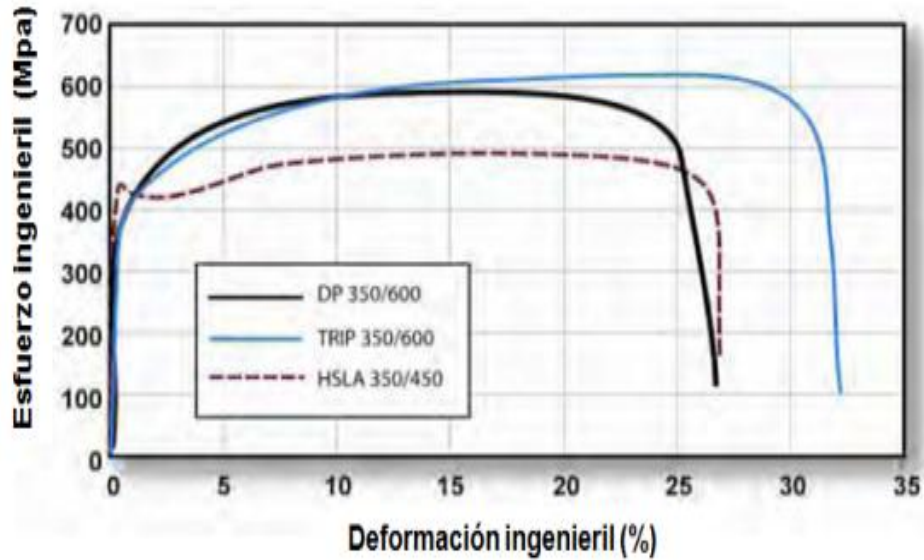


Figura 2.3 Comparación del esfuerzo ingenieril y deformación ingenieril de los aceros TRIP en comparación con los aceros de doble fase y los aceros HSLA notando sus mejores propiedades mecánicas <sup>[9]</sup>.

El nivel de esfuerzo en el cual la austenita retenida comienza la transformación a martensita, es controlado mediante el ajuste del contenido de carbono, a bajos niveles de carbono, la austenita retenida comienza la transformación casi inmediatamente después de la deformación, incrementándose los rangos de endurecimiento por deformación durante el proceso de estampado. A altos contenidos de carbono, la austenita retenida es más estable y empieza la transformación solo a niveles de tensión más allá de los producidos durante el formado, a estos niveles de carbono, la austenita retenida persiste dentro de la parte final, se transforma en martensita durante la deformación posterior [9].

## 2.4 Composición Química de Aceros TRIP

Los aceros TRIP usualmente contienen mayor cantidad de carbono y silicio y/o aluminio que los aceros DP, a fin de promover su microestructura multifase. Como se mencionó anteriormente el Sí y Al se añaden no solo para



incrementar el endurecimiento por solución sólida, sino principalmente para prevenir la precipitación de carburos durante la transformación bainítica. En la Tabla 2.1 se muestra una composición típica de estos aceros.

Tabla 2.1 Composición química de un acero TRIP 800 (% e.p.)<sup>[10]</sup>.

	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

Los aceros TRIP pueden ser diseñados o adaptados para obtener una excelente formabilidad para fabricaciones complejas. Los aceros TRIP exhiben un endurecimiento por deformación en las colisiones automovilísticas mostrando una excelente absorción de energía, el esquema y la microestructura de este tipo de material se muestra en las figuras 2.4 y 2.5 [4].

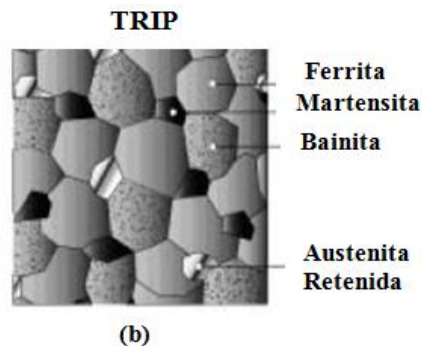
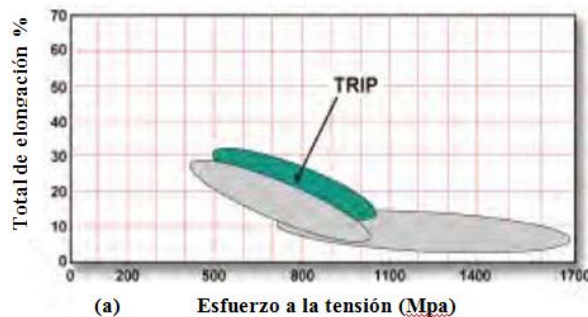


Figura 2.4 (a) Representación gráfica de la ubicación de los aceros de TRIP de acuerdo a su esfuerzo- deformación (b) Estructura típica de un acero TRIP<sup>[9]</sup>.

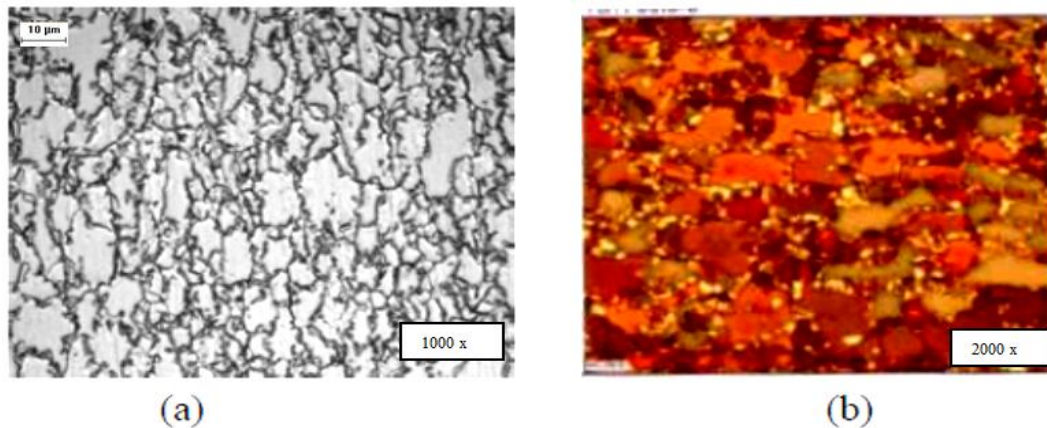


Figura 2.5 Microestructura típica de un acero TRIP 1000x (a) Atacada con nital. (b) Atacada con Le Pera 2000x <sup>[11]</sup>.

## 2.5 Aplicaciones de Aceros AHSS en la Industria Automotriz

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se han estado estudiando para desarrollar la comprensión fundamental y la capacidad de predicción en los efectos de la soldadura y el comportamiento estructural de los elementos formados por aceros AHSS en las uniones soldadas en la industria automotriz, así como investigar la soldabilidad de los aceros AHSS conforme a los parámetros que se aplican en torno a la producción de automóviles [12].

En la actualidad, la industria automotriz ha ido avanzando significativamente en cuanto a los materiales utilizados, en años pasados las estructuras de los autos eran principalmente de aceros de bajo carbono. En recientes años ha habido una lenta tendencia al uso de aceros de alta resistencia tales como los HSLA. Hoy en día la utilización de nuevos materiales como lo son los AHSS se está desarrollando [13].

El principal uso de los aceros DP, como consecuencia de sus altas propiedades mecánicas y su potencial de aligeramiento en torno al 15%, en comparación con los aceros convencionales, se usan en piezas con alto grado de responsabilidad estructural como son estribo, el montante A, correderas de asientos, cimbras de techo. Así mismo, los aceros TRIP se adaptan sobre todo

a piezas de estructura y seguridad, debido a su fuerte capacidad de absorción de energía y buenas propiedades mecánicas, como son largueros, travesaños, refuerzos.

En la figura 2.6 se puede observar como parte de los aceros HSLA puede ser sustituida por aceros AHSS, esto debido a que existen ciertas similitudes en cuanto a las propiedades mecánicas dependiendo del tipo y del grado del acero [14], si bien es cierto que los aceros AHSS proveen de una mayor resistencia por lo que se pueden utilizar menores espesores. El costo de estos aceros avanzados está por encima de los aceros HSLA.

Sin embargo en estudios realizados se puede observar que el costo puede ser absorbido gracias a que se necesitan menores espesores es decir un menor volumen de material, así como una menor fabricación de piezas para la conformación de la estructura, manteniendo siempre el mismo soporte estructural gracias a las altas propiedades mecánicas, lo cual conlleva a una menor cantidad de uniones conformadas y por lo tanto la longitud de soldaduras realizadas es menor.

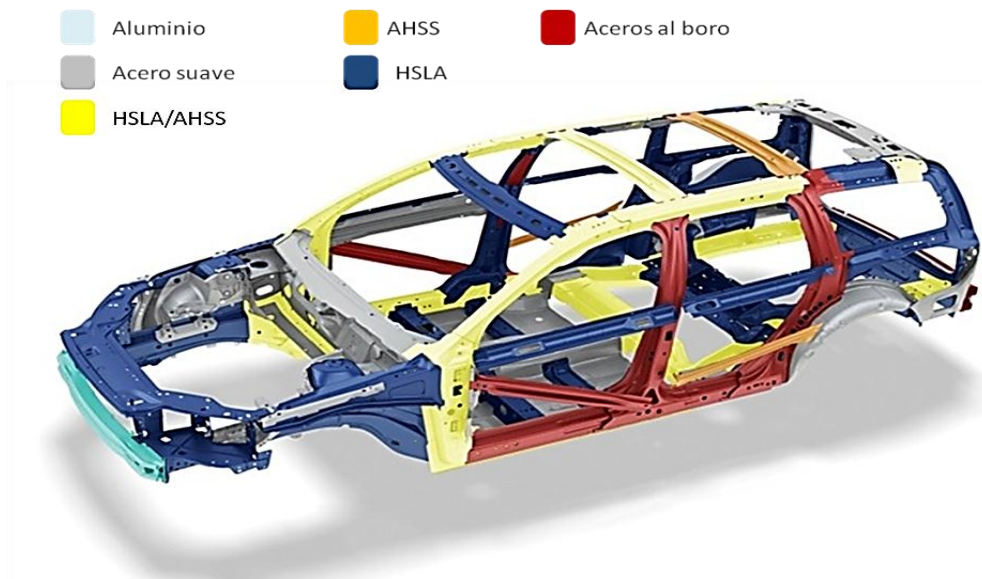


Figura 2.6 Uso de los diferentes tipos de aceros en la estructura de un automóvil [14].

Un estudio realizado por la Auto Steel Partnership (A/SP) compara una estructura de un chasis con aceros convencionales y otro en aceros avanzados y TRIP; se obtuvieron los siguientes datos mostrados en las Tablas 2.2 y 2.3 y Figuras 2.7 y 2.8 siempre manteniendo el soporte estructural necesario con el menor número de piezas. En donde se concluye que con el uso de este tipo de acero se puede lograr reducir el número de piezas con el consecuente disminución de peso.

Tabla 2.2 Especificación total de piezas, peso y soldadura en chasis acero convencional <sup>[13]</sup>.

CHASIS Aceros convencionales ( bajo carbono)			
Total de piezas	Peso (Kg)	Longitud total de soldaduras	Rango de espesores(mm)
88	226	51000 mm	2.5-5

Tabla 2.3 Especificación total de piezas, peso y soldadura en chasis Acero HSS+ AHSS <sup>[13]</sup>.

CHASIS LIGERO Aceros convencionales, HSS + AHSS			
Total de piezas	Peso (Kg)	Longitud total de soldaduras	Rango de espesores(mm)
68	174	24000 mm	4.2-4

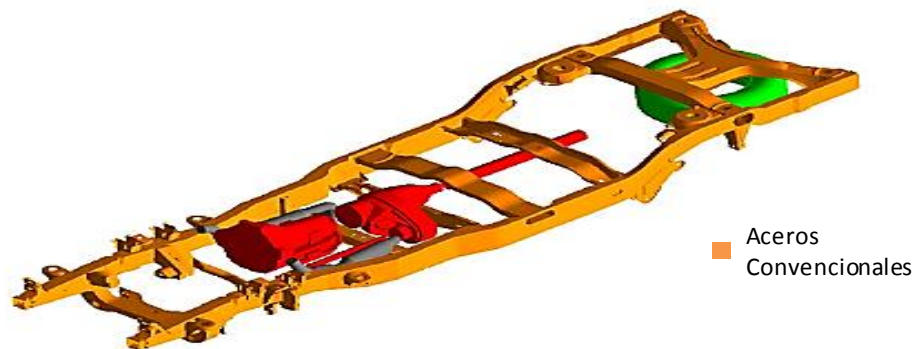


Figura 2.7 Chasis estructural de una camioneta utilitaria con aceros convencionales <sup>[13]</sup>.

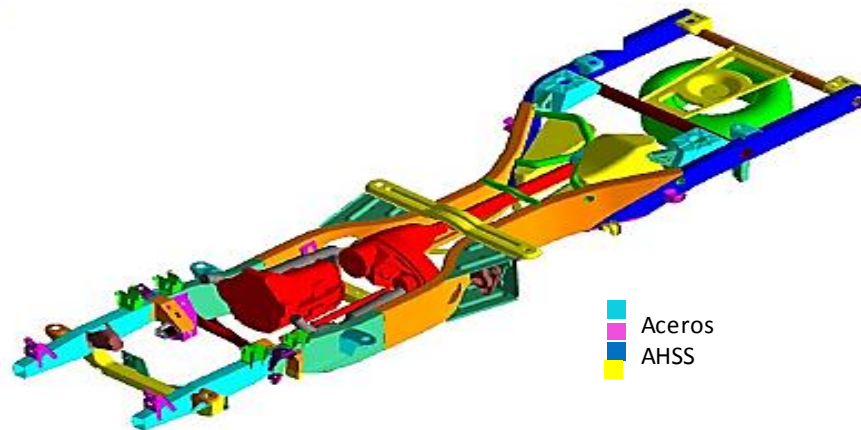


Figura 2.8 Chasis estructural de una camioneta utilitaria aceros HSS, AHSS y Aceros convencionales <sup>[13]</sup>.

## 2.6 Plasticidad Inducida por Transformación

En aleaciones ferrosas con composición química adecuada, la transformación de austenita a martensita puede lograrse en dos formas: al enfriar bruscamente la austenita por debajo de su temperatura de inicio de transformación a martensita ( $M_s$ ), o al aplicar un esfuerzo bajo condiciones apropiadas, a temperaturas superiores a  $M_s$ .

El primer caso constituye el procedimiento que se sigue en los procesos de tratamiento térmico de endurecimiento por temple, en los que la pieza o la sección a endurecer se calienta por encima de la temperatura de austenización, para que parte de la microestructura, o toda ella, transforme a austenita cuya estructura cristalina es fcc. Un enfriamiento brusco en un medio adecuado evita un reacomodo de los átomos a una estructura cristalina bcc, distorsionando la estructura de los átomos para formar una estructura tetragonal compacta, llamada martensita.

El segundo caso se presenta cuando un esfuerzo se aplica a los granos de austenita. Si este esfuerzo es superior a la resistencia de cedencia de la austenita inicial la red cristalina se deforma plásticamente y propicia así la

formación de martensita. Bajo estas condiciones, se dice que ha ocurrido una transformación martensítica inducida por deformación. Este fenómeno se conoce como plasticidad inducida por transformación (Transformation Induced Plasticity) [15].

Si el fenómeno TRIP se presenta en aceros austeníticos, estos son llamados aceros TRIP. Este mismo fenómeno también puede detectarse en aceros cuya microestructura incluye austenita retenida en cantidades mínimas de entre un 10 y un 15%.

En los aceros TRIP austeníticos, las placas de martensita que se forman en los granos de austenita durante la deformación, actúan como barreras que evitan el deslizamiento de las dislocaciones, incrementando así la tasa de endurecimiento por deformación. El endurecimiento ocurre debido a la transformación de parte de la austenita en martensita, que es más resistente, además del efecto de refinamiento de grano que se induce [16].

El grado de endurecimiento por deformación se incrementa y la inestabilidad plástica se presentara al aplicar mayores esfuerzos. Así, la consecuencia benéfica de los fenómenos TRIP en los aceros es tener una mayor elongación con una elevada resistencia a la tensión.

## **2.7 El Tratamiento Térmico TRIP**

En la figura 2.9 se presenta el esquema básico de un tratamiento térmico para generar propiedades TRIP en una aleación ferrosa [17,22] el propósito principal de efectuar el tratamiento térmico TRIP es el de generar una microestructura con una cantidad adecuada de Austenita retenida, la cual puede estar en un intervalo de entre 10 y 20 % de fracción en volumen.

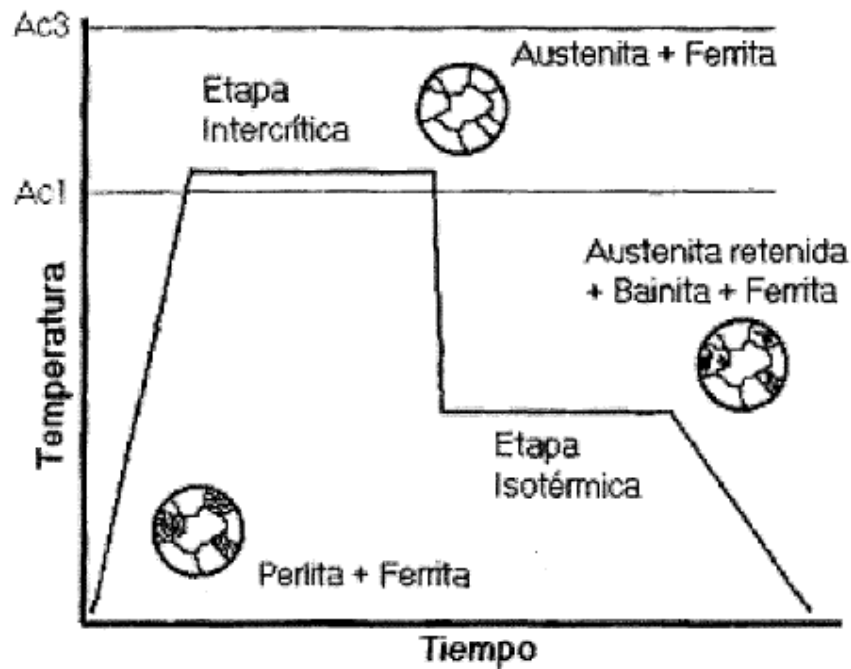


Figura 2.9 Esquema de un tratamiento térmico TRIP y su efecto en la microestructura de un acero <sup>(17)</sup>.

La obtención de austenita retenida en la microestructura a temperatura ambiente, se puede generar mediante un tratamiento térmico que se lleva a cabo en dos etapas: la primera, que consiste en llevar la aleación dentro de un intervalo intercrítico de temperaturas en la zona de transformación ( $\alpha+\gamma$ ).

Esta primer etapa del tratamiento térmico no es suficiente, por lo que debe complementar con una segunda etapa en la zona de transformación bainítica. Conforme la reacción bainítica se efectúa, la austenita residual presenta un incremento en su contenido de carbono además de un incremento en su tamaño de grano. Este enriquecimiento de carbono y un tamaño de grano reducido contribuyen a la estabilización de la austenita formada, es posible entonces mantener cantidades significativas de esta fase a temperatura ambiente.

El tratamiento térmico TRIP se puede caracterizar en parámetros que distinguen cada una de sus etapas en temperatura (T), tiempo (t) y velocidad

de cambio de temperatura ( $V$ ). La Figura 2.10 presenta estos parámetros en el tratamiento térmico TRIP.

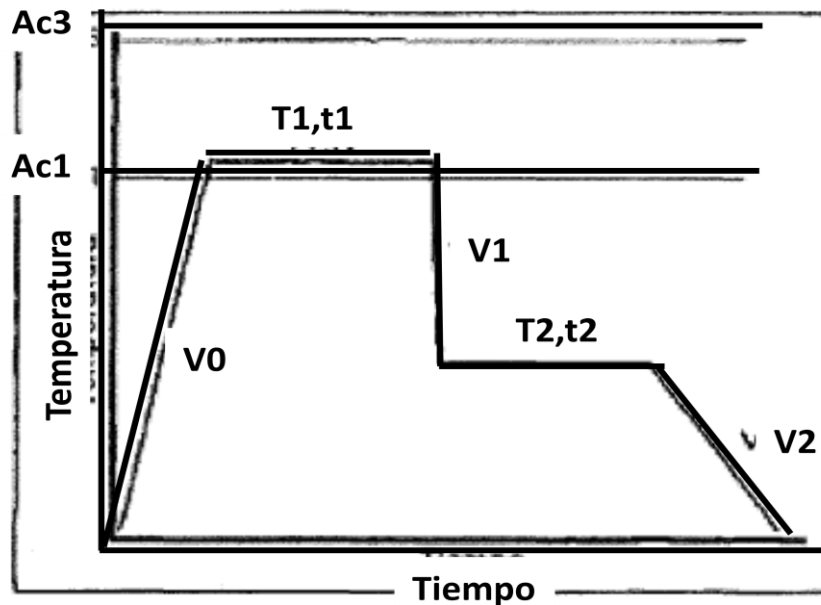


Figura 2.10 Parámetros de proceso en un tratamiento térmico TRIP.

Las etapas presentadas en el proceso de un tratamiento térmico TRIP se describen a continuación:

#### ***Velocidad de Calentamiento $V_0$ .***

Se utilizan velocidades de calentamiento que van desde 10 hasta 100°C/s, dependiendo de los medios de calentamiento utilizados para llevar a cabo el tratamiento térmico.

#### ***Temperatura de Etapa Intercrítica $T_1$ .***

Por un lado, investigaciones que han utilizado composiciones químicas para aceros de 0.4C - 1.5Si - 0.8Mn y 0.12C - 1.2Si - 1.2MN, han encontrado que la temperatura  $T_1$  más apropiada debe localizarse unos 20 a 30°C por encima de  $Ac_1$ . De esta manera se obtiene una buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad [23-26].



### ***Tiempo de Mantenimiento de Etapa Intercrítica T1.***

En un tratamiento térmico TRIP, el tiempo de permanencia en la Etapa Intercrítica es función de la composición química de la aleación. Este tiempo de permanencia tiene un efecto significativo en la estabilidad de la austenita generada. El tiempo óptimo  $t_1$  depende de la temperatura  $T_1$ , sin embargo, tiempos que van desde 5 hasta 15 minutos de permanencia son adecuados para generar austenita estable con un contenido de carbono adecuado.

### ***Velocidad de Enfriamiento Intermedia V1.***

Esta velocidad de enfriamiento depende de la composición química de la aleación a la cual se le efectúe el tratamiento térmico y puede variar desde  $10^{\circ}\text{C/s}$  hasta  $130^{\circ}\text{C/s}$ , siendo la velocidad de enfriamiento de  $70^{\circ}\text{C/s}$  un valor que promueve la estabilidad de una cantidad adecuada de austenita para muchas aleaciones ferrosas [25]. Ver Figura 2.1

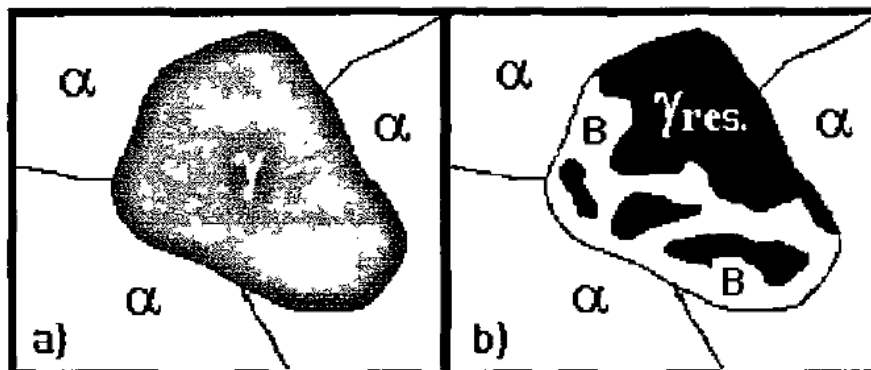


Figura 2.11 Ilustración esquemática que muestra la transformación de la Austenita después de la Etapa Intercrítica (a), seguido de la Etapa Isotérmica (b) en un tratamiento térmico TRIP. Las zonas oscuras corresponden a regiones ricas en carbono.  $\alpha$ : ferrita;  $\gamma$ : austenita; B: bainita y  $\gamma$  res.: Austenita residual [16].

### ***Temperatura de Etapa Isotérmica T2.***

La etapa isotérmica se lleva a cabo en la zona de transformación de bainita superior y su propósito es estabilizar la austenita retenida mediante un enriquecimiento del contenido de carbono en la misma [19]. Para los aceros que

tienen bajo contenido de carbono, la zona de transformación bainítica está en el intervalo de los 350 a los 500°C; sin embargo, investigaciones previas recomiendan llevar a cabo el tratamiento isotérmico cercano a los 400°C [25,27,29,30].

### **Tiempo de mantenimiento de Etapa Isotérmica $t_2$ .**

El tiempo de mantenimiento  $t_2$  de la Etapa Isotérmica tiene un fuerte impacto en la microestructura final de la aleación que es sujeta a un tratamiento TRIP. El efecto de este parámetro puede apreciarse mediante la Figura 2.12 [23].

### **Velocidad de Enfriamiento Final $V_2$ .**

Durante el enfriamiento final desde la Etapa Isotérmica hasta la temperatura ambiente, la aleación pasa a través de la zona de transformación de la bainita inferior. Si esta velocidad de enfriamiento es lenta, parte de la austenita transformará a bainita inferior, por lo que una velocidad de enfriamiento utilizando un flujo de aire frío es conveniente para limitar el tiempo para que ésta reacción pueda presentarse [30].

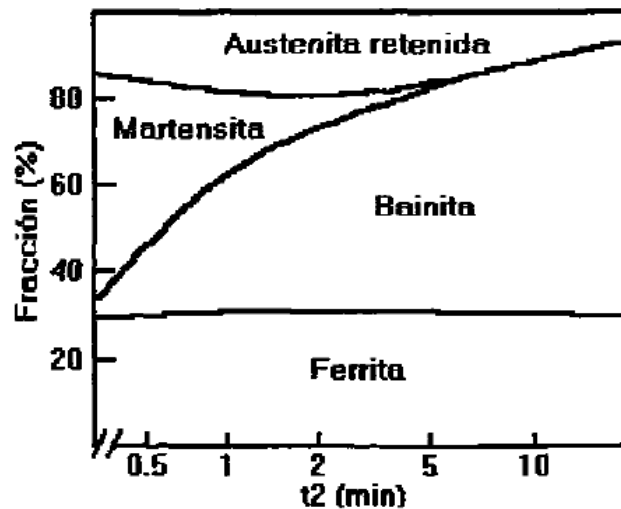


Figura 2.12 Variación del contenido de fases en la Etapa isotérmica al someter a 400°C una aleación de 0.4C - 1.5Si - 0.8Mn durante un tratamiento térmico TRIP. La Etapa Intercrítica se realizó a 790°C durante 5 minutos [23].

## Capítulo 3

# TRANSFORMACIONES DE FASE EN ACEROS TRIP

### 3.1 Transformación Austenítica

#### 3.1.1 Antecedentes.

La austenita es el nombre dado a la solución sólida de hierro  $\gamma$  (gama). En las aleaciones ferrosas, la austenita es una solución sólida intersticial de carbono disuelto en hierro  $\gamma$ , cuya estructura cristalina es cúbica centrada en las caras (fcc). La máxima solubilidad de carbono en esta fase del hierro es de aproximadamente 2.0% a 1129°C. Algunas propiedades promedio son: resistencia a la tensión de 1000 MPa, elongación de 10% en 50.8 mm y dureza Rockwell C de 40. Aunque generalmente no es estable, bajo ciertas condiciones, es posible obtenerla a temperatura ambiente [34].

El contenido de los microconstituyentes varía según la composición química del acero, la temperatura a la cual se haya realizado cualquier transformación de fase y las condiciones de enfriamiento [35]. Estas estructuras pueden convertirse progresivamente en austenita al calentar el acero por encima de la temperatura crítica  $A_{c1}$  del diagrama Fe– Fe<sub>3</sub>C que corresponda a la aleación. En la Figura 3.1 se presenta el diagrama Fe – Fe<sub>3</sub>C para hierro y carbono.

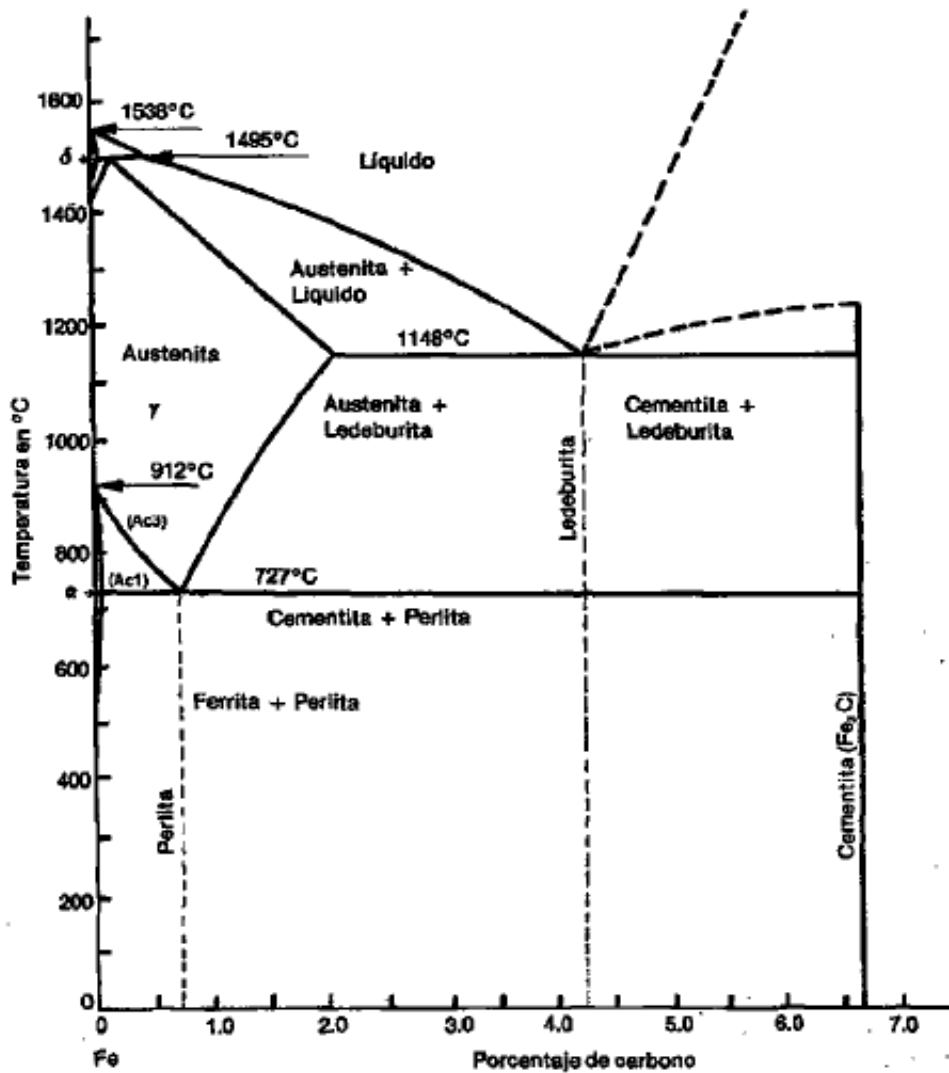


Figura 3.1 Diagrama hierro - carburo de hierro.

### 3.1.2 Formación de Austenita en un Tratamiento Térmico TRIP.

En un acero de tales características, la primera etapa de un tratamiento térmico TRIP consiste en austenizar las colonias de perlita presentes en la microestructura. Esta etapa se denomina Etapa Intercrítica y se realiza en tres periodos [36-37,40-41]:

- 1.- Transformación de las colonias de perlita a austenita.
- 2.- Crecimiento de la austenita formada en la ferrita circundante.
- 3.- Difusión de manganeso a la austenita (si está presente en la aleación).

La temperatura a la cual se debe llevar a cabo la Etapa Intercrítica depende principalmente de la composición química de la aleación. Debido a que bajas temperaturas de austenización promueven la formación de austenita más estable y un tamaño de grano austenítico pequeño, la temperatura de la Etapa Intercrítica debe ser de unos cuantos grados por encima de la línea Ac1 (20 a 50°C).

Entre mayor sea la temperatura de austenización, la austenita formada tenderá a presentar un tamaño de grano más grande, sin embargo, su estabilidad será menor dado que el contenido de carbono disuelto en ella es menor.

### 3.1.2.1 Transformación de Perlita a Austenita.

En los aceros hipoeutectoides con contenidos de carbono menores al 0.20%, la estructura original generalmente está constituida por una matriz de ferrita (la cual será llamada ferrita no transformada) y colonias de perlita como segunda fase. La transformación de las regiones perlíticas a austenita en la Etapa Intercrítica se realiza por nucleación de la austenita en las uniones entre las placas de cementita y las placas de ferrita [36].

Es posible resumir la austenización de las colonias de perlita al efectuar un tratamiento térmico TRIP en las aleaciones hipoeutectoides mediante los siguientes pasos que se muestran en la Figura 3.2 [36].

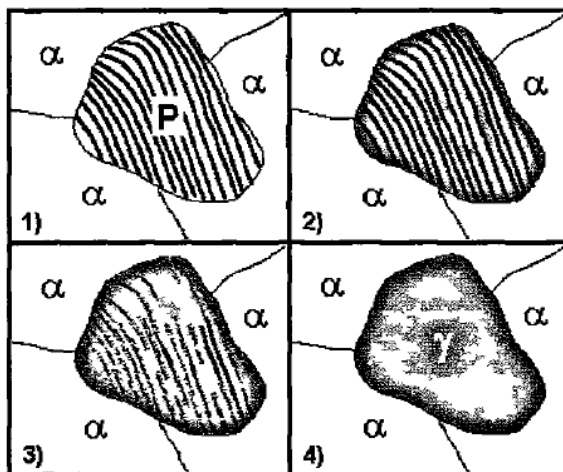


Figura 3.2 Representación de la transformación de una colonia de perlita (P) a austenita (γ).  
1) Zona perlítica no transformada rodeada de ferrita no transformada. 2) Transformación a austenita de las placas de ferrita en la perlita. 3) Fragmentación y disolución de carburo de hierro. 4) Estabilización de la austenita formada por difusión de C y Mn.

La cinética de estas reacciones depende de la temperatura. En este primer periodo, la transformación austenítica de la perlita es casi instantánea y el factor limitante es la difusión del carbono en la austenita.

### **3.1.2.2 Crecimiento de Austenita en Ferrita.**

Una vez que ha concluido la transformación de las colonias de perlita a austenita, se presenta un crecimiento de la austenita hacia los granos circundantes de ferrita no transformada [37].

El mecanismo para este crecimiento se basa en la movilidad de la austenita hacia los granos de ferrita que le rodean. A esta temperatura, la energía libre ( $\Delta G$ ) de los átomos de hierro en la red cúbica de cuerpo centrado (ferrita) es mayor que la energía libre de los átomos de hierro en la red cúbica de cuerpo centrado (austenita). Esta diferencia en los niveles de energía se basa en la separación que existe entre los átomos de cada una de las estructuras, es decir, los átomos de la red de austenita (fcc) están más próximos entre sí que los átomos de la ferrita (bcc).

El crecimiento del grano de austenita puede ocurrir con distribución de manganeso si este elemento está presente en la composición química de la aleación. En ausencia de manganeso, la velocidad de crecimiento del grano es controlada por la difusión de carbono [37].

El objetivo durante la Etapa Intercrítica en un tratamiento térmico TRIP es el de generar una cantidad apreciable de austenita, entre un 15 y un 20%, cuyo contenido de carbono permita estabilizarla a temperatura ambiente. Para lograr esto, es necesario realizar un enfriamiento brusco desde la temperatura de la Etapa Intercrítica seleccionada hasta la zona de transformación bainítica de la aleación en cuestión, es decir, la Etapa Isotérmica.

## 3.2 Transformación de Austenita durante el Enfriamiento.

### 3.2.1 Descomposición de la Austenita.

Las propiedades mecánicas de un material están determinadas por el tipo de microestructura que éste presente. Así, el control sobre la microestructura de un material, permitirá controlar sus propiedades mecánicas. En el caso de las aleaciones ferrosas, cuando la austenita se transforma durante el enfriamiento, dos factores determinarán las fases resultantes de la microestructura: 1) el contenido de carbono en la austenita y 2) las condiciones de enfriamiento durante el periodo de transformación [42].

Tomando en cuenta estos dos factores, los productos de transformación de la austenita en una aleación podrán ser:

**a) Ferrita.** Relacionada con las transformaciones bainíticas, en función de la temperatura de transformación y del contenido de carbono en la austenita, es posible obtener distintos tipos de ferrita.

**b) Perlita Laminar.** Velocidades de enfriamiento alrededor de los 5°C/s promueven la transformación de la austenita a perlita laminar.

**c) Bainita.** Velocidades de enfriamiento entre los 20 y 65 °C/s promueven la formación de bainita, la cual puede clasificarse en bainita superior y bainita inferior, dependiendo de las condiciones de enfriamiento.

**d) Martensita.** Sí la velocidad de enfriamiento desde la zona de austenización es rápida en un acero hipoeutectoide (por lo menos 65 °C/s), y existe suficiente cantidad de carbono en la austenita, la fase resultante a partir de la austenita se denomina martensita.

**e) Austenita retenida.** Es la austenita que no transformó a otra fase durante su enfriamiento en el tratamiento térmico.

Para las reacciones de formación de ferrita, se tienen dos tipos: transformaciones reconstructivas y transformaciones adifusionales o de desplazamiento. Un acero con los aleantes adecuados permite la construcción de un diagrama TTT como el

mostrado en la Figura 3.3, en donde se distingue la reacción adifusional de la reconstructiva.  $Ac_3$  es la máxima temperatura en la que la austenita y la ferrita pueden coexistir en equilibrio.  $T_H$  es la temperatura más alta a la que la ferrita puede formarse por medio de una reacción adifusional.

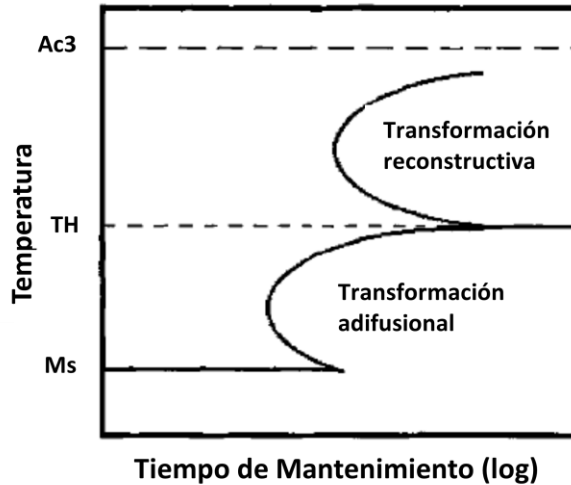


Figura 3.3 Diagrama TTT [2].

### 3.2.2 Transformaciones Reconstructivas.

Las reacciones reconstructivas involucran la transferencia de átomos por difusión a través de una interfase, que de una manera no coordinada, permite un cambio estructural determinado y asegura al mismo tiempo que habrá una minimización de la energía de deformación del sistema. Para ello, es necesaria la activación térmica de todos los átomos al menos en la región cercana a la interfase y de esta manera, lograr el movimiento de los mismos. En consecuencia, el mecanismo para que este tipo de reacciones se lleve a cabo, es por difusión.

### 3.2.3 Productos de Transformación de las Reacciones Reconstructivas.

Diversas microestructuras, como ferrita alotriomórfica, ferrita idiomórfica o perlita se formarán conforme la temperatura de la aleación disminuye desde  $Ac_3$ , a través de la descomposición de la austenita por reacciones reconstructivas [32,39]. Estas transformaciones se diferencian entre sí de acuerdo a la velocidad de crecimiento y de la morfología del tipo de ferrita que presenta cada una.



La ferrita alotriomórfica se forma con ligeros subenfriamientos desde  $Ac_3$ , nucleando inicialmente en los límites de grano austeníticos. El crecimiento de las superficies de los granos de ferrita es mayor en las superficies de la austenita que en los planos normales a estas superficies, por lo que la forma del cristal de ferrita es afectada y no necesariamente refleja la simetría de su estructura interna. A temperaturas por encima de  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , los granos de ferrita alotriomórfica tienen fronteras curvas con respecto a la austenita y su crecimiento es desde la superficie hacia el interior de la austenita, para dar por resultado una fase bien definida que se conoce como ferrita equiaxial.

La ferrita idiomórfica consta de cristales equiaxiales que nuclean en defectos de los granos de austenita. Se diferencia de la ferrita alotriomórfica por la locación del sitio donde nuclea, así como por su velocidad de transformación. La ferrita perlítica presenta una morfología laminar aparente y las regiones de ferrita están efectivamente interconectadas. Debido a que la ferrita y la cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) tienen una reacción común de transformación a partir de la austenita, el crecimiento de estas fases es cooperativo [32,39].

### **3.2.4 Transformaciones Adifusionales.**

Las transformaciones adifusionales se caracterizan por la formación de fases con forma de placas o láminas, en las que se presentan planos de deformación invariantes con componentes cortantes. Un esquema de esto se presenta en la Figura 3.4.

En este tipo de reacciones no se presentan fenómenos de difusión, por lo que el acomodo de los átomos de la fase producto está íntimamente relacionado con el acomodo de los átomos de la fase inicial (que puede ser la austenita en un acero). Esta condición se aplica a los átomos de la solución y a los átomos sustitucionales.

Para que la nueva estructura sea formada a partir de la fase inicial, es necesario un movimiento cooperativo que involucre a todos los átomos, el cual se manifiesta como un esfuerzo cortante en el cristal. En una aleación ferrosa, los átomos de hierro y los átomos sustitucionales deben someterse a estas condiciones y en consecuencia, no se presentará difusión de los mismos.

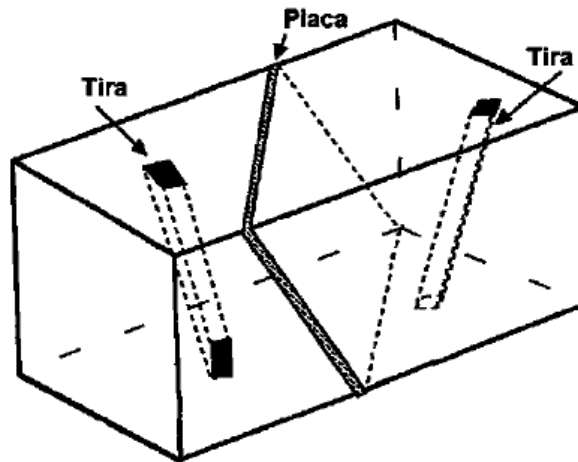


Figura 3.4 Representación esquemática de fases en forma de placas o láminas y tiras, productos de transformaciones adifusionales <sup>[32]</sup>.

### 3.2.5 Productos de Transformación de las Reacciones Adifusionales.

Para las aleaciones hipoeutectoides, cuando la austenita es enfriada y se presentan reacciones adifusionales, los productos formados pueden ser: ferrita Widmanstatten, bainita (incluyendo ferrita acicular) y martensita [39].

La ferrita Widmanstatten nuclea a temperaturas entre las que se presenta la ferrita alotrópica y la bainita, apenas por debajo de la temperatura  $A_{c3}$ . Este tipo de ferrita se origina en las zonas vecinas a las fronteras de grano austeníticas. Si la nucleación toma lugar en la superficie de un grano de austenita, se dice que es ferrita Widmanstatten primaria; si las placas surgen de ferrita alotrópica que se ha formado sobre la superficie de un grano de austenita, se dice que es ferrita Widmanstatten secundaria.

La bainita se forma por debajo de la temperatura  $T_0$  siguiendo un mecanismo sin difusión ( $T_0$  es la temperatura en la que la energía libre de la austenita es igual a la energía libre de la martensita). Las placas o subunidades de bainita se extienden con una saturación completa de carbono. Dadas las temperaturas de transformación, el exceso de carbono tiende a ser segregado a la austenita después que la placa de bainita ha sido formada.

La ferrita acicular consiste de bainita que ha nucleado intragranularmente, la cual contrasta con la bainita convencional que se presenta en los límites de grano

austeníticos. La nucleación de la ferrita acicular puede presentarse en inclusiones no metálicas y presenta diferentes direcciones.

La transformación de austenita a martensita se caracteriza por ser un proceso sin difusión, durante su nucleación y su crecimiento. Un resumen de los productos de transformación de la austenita durante su enfriamiento se presenta en la Figura 3.5 [32,39].



Figura 3.5 Esquema de las transformaciones que ocurren en la austenita durante su enfriamiento [32,39].

### 3.3 Transformaciones Bainíticas.

#### 3.3.1 Generalidades.

Las reacciones de transformación de la austenita a bainita se efectúan en un intervalo de temperaturas entre los 250 y los 550 °C, el cual varía de acuerdo a la composición química de la aleación.

En esta región la austenita puede transformarse para formar agregados finos de placas de ferrita y partículas de cementita. La mezcla de estas fases se denomina bainita.

La bainita puede presentar dos formas generales dependiendo de la temperatura a la cual la austenita efectúe la transformación durante su enfriamiento: bainita superior o bainita inferior.

### 3.3.2 Bainita Superior.

Este tipo de bainita se presenta cuando la transformación de la austenita durante su enfriamiento se haya entre los 550 y los 400 °C. Se considera que la microestructura de la bainita superior está constituida por finas placas de ferrita de 0.2  $\mu\text{m}$  de espesor y hasta 10  $\mu\text{m}$  de longitud [39]. Estas placas crecen en columnas agrupadas, las cuales son paralelas y presentan una misma orientación cristalográfica, así mismo, cada una de ellas tiene un plano de hábito cristalográfico bien definido. Las placas individuales de cada una de estas columnas son llamadas subunidades de bainita, las cuales están separadas por fronteras con una cierta orientación cristalográfica o por partículas de cementita.

La bainita superior es un producto de transformación que comienza cuando se presenta la nucleación de granos de ferrita en las fronteras de la austenita. El crecimiento de estos granos de ferrita se caracteriza por presentarse en forma de placas, además de un cambio en la zona de transformación, que puede ser descrito como una deformación de plano invariante, con una componente cortante similar a la que se presenta en las transformaciones martensíticas.

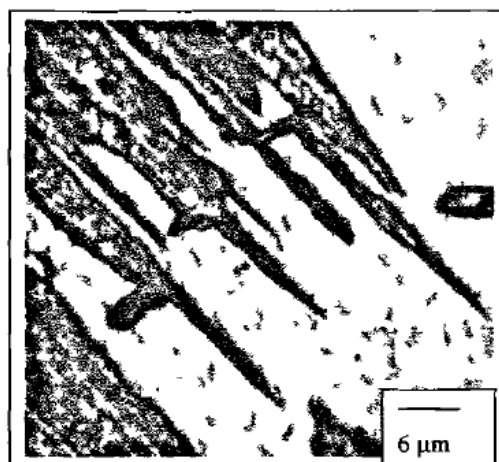


Figura 3.6 Acero SAE 4350. Las zonas oscuras es bainita superior con algunas partículas de carburo alineadas. La matriz es martensita. Nital, 1500X <sup>[44]</sup>.

La transformación de la bainita superior comprende dos etapas: la primera que involucra la formación de ferrita bainítica, cuya solubilidad de carbono es reducida (<0.02% en peso). La segunda etapa es el enriquecimiento de la austenita restante con el carbono que la ferrita transformada segrega.

Eventualmente, este enriquecimiento de carbono en la austenita puede promover que partículas de cementita se precipiten entre las subunidades de ferrita de las capas de austenita residual. La cantidad de cementita que se genere depende de la cantidad de carbono presente en la aleación. Así, altos contenidos de carbono propician que las placas de ferrita estén separadas por capas continuas de cementita, mientras que contenidos bajos de carbono promueven la formación de partículas discretas de cementita. Es posible evitar la formación de partículas de cementita al agregar elementos de aleación como Si y Al obteniendo una microestructura rica en ferrita bainítica y austenita retenida rica en carbono [32].

### **3.3.3 Bainita Inferior.**

La bainita inferior tiene una microestructura y una cristalografía similar a la bainita superior. La principal diferencia entre ambos tipos de bainita es la distribución de las partículas de cementita debidas a la transformación. En la bainita inferior, las partículas de cementita se presentan también en el interior de las placas de ferrita bainítica. Dos tipos de precipitados de cementita pueden aparecer: los que crecen a partir de la austenita enriquecida con carbono que separa las placas de ferrita bainítica, y los que se presentan debido a la precipitación de ferrita supersaturada de carbono [32,39]. Estos carburos pueden no ser cementita, ya que dependiendo del contenido de carbono en la aleación y de la temperatura de transformación, pueden precipitarse otro tipo de carburos, como los épsilon ( $Fe_2C$ ).

En la bainita inferior, las partículas de cementita precipitan con una distribución única en su relación de orientación, tal que permite formar arreglos paralelos de  $60^\circ$  con respecto al eje de la placa de bainita. Este comportamiento también está relacionado con la transformación adifusional y con los esfuerzos asociados al crecimiento de la bainita inferior.

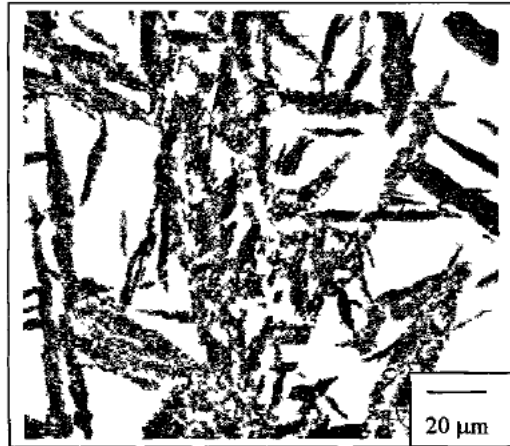


Figura 3.7 Bainita inferior en un acero SAE 1045. Las zonas oscuras son bainita inferior en una matriz de martensita. Picral, 500X<sup>[44]</sup>.

Los carburos que se presentan en la bainita inferior son pequeños, de unos cuantos nanómetros de espesor y hasta 500 nm de longitud. Debido a que parte de estos carburos nuclean en el interior de la ferrita bainítica, la cantidad de carbono disponible para enriquecer la austenita es reducida, por lo que el tamaño de las partículas de cementita que precipitan entre las placas de ferrita bainítica es muy pequeño, comparado con los carburos que se presentan en la bainita superior. Una consecuencia de esto, es que la bainita inferior tiende a ser más tenaz, mientras que la bainita superior tiende a ser más resistente.

### **3.3.4 Transición de Bainita Superior a Bainita Inferior.**

Conforme la temperatura de transformación isotérmica cae por debajo de  $B_s$ , es posible obtener bainita inferior resultado de la precipitación de carburos en la ferrita y de una reducida precipitación de éstos a partir de la austenita que se encuentre entre la ferrita.

La transformación de bainita superior a bainita inferior puede explicarse como un proceso de revenido que se presenta después del crecimiento de una placa de bainita supersaturada. El exceso de carbono tiende a ser segregado a la austenita por difusión, pero la supersaturación de este elemento puede disminuir mediante su precipitación en la ferrita, lo cual se parecía en la Figura 3.8.

El tiempo necesario para que una placa de ferrita supersaturada segregue carbono en la austenita que la rodea por mecanismos de difusión depende de la composición química de la aleación. A temperatura elevadas, la velocidad de difusión es tal, que no hay oportunidad de que precipiten carburos en la ferrita, dando por resultado la formación de bainita superior. La cementita precipitará posteriormente desde los granos de austenita enriquecidos con carbono.

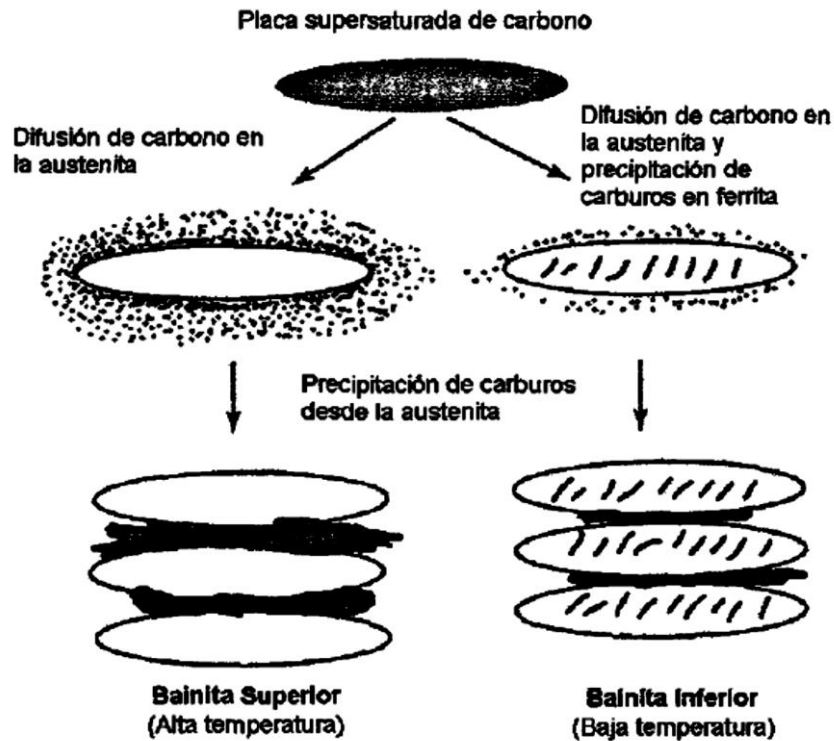


Figura 3.8 Representación de la transición de bainita superior a bainita inferior <sup>[39]</sup>.

En el caso de que la temperatura de transformación se reduzca y el tiempo para que la decarburación de la ferrita se incremente, parte del carbono tenderá a precipitar en forma de carburos finos dentro de los granos de ferrita. El resto del carbono será segregado a los granos de austenita, los cuales precipitarán en forma de carburos entre las placas de ferrita.

De esta forma, la bainita inferior presenta una microestructura refinada, característica que incrementa su tenacidad con respecto a la bainita superior. Es importante recordar que en aceros con alto contenido de carbono, sólo es posible obtener bainita inferior, ya que la cantidad de carbono atrapado en la ferrita durante la transformación no puede escapar lo suficientemente rápido a la austenita presente.

Por otro lado, en aceros con bajo contenido de carbono, la bainita superior se presenta predominantemente, ya que el tiempo necesario para la decarburación es muy pequeño.

Es posible obtener mezclas de bainita superior y de bainita inferior en tratamientos térmicos isotérmicos; la bainita superior se forma primero mientras que la austenita residual se enriquece con carbono, incrementando la tendencia a formar bainita inferior conforme la reacción progresa.

### 3.3.5 Ferrita Acicular.

#### 3.3.5.1 Características

La ferrita acicular es una estructura que puede observarse comúnmente en las reacciones de transformación de la austenita durante su enfriamiento en soldaduras de aceros de baja aleación [20]. Puede describirse como una microestructura caótica, que nuclea heterogéneamente a partir de inclusiones no metálicas y crece a partir de sus puntos de nucleación. Un ejemplo de este tipo de microestructura se observa en la Figura 3.9.

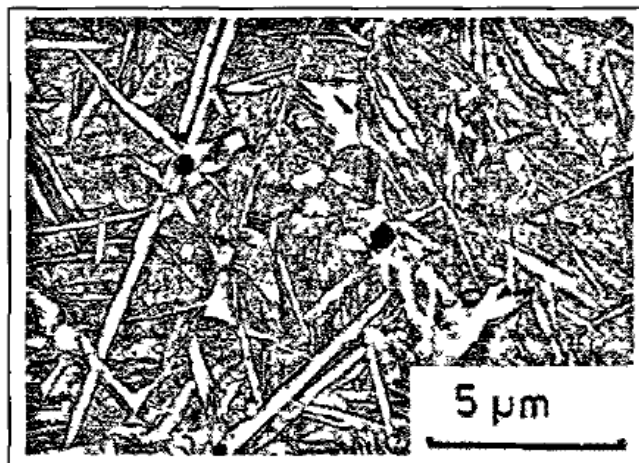


Figura 3.9 Fotomicrografía de placas de ferrita acicular en una matriz de martensita [32].

Los mecanismos de transformación de la ferrita acicular son similares a los de la bainita. Sus microestructuras apenas difieren: en el caso de la bainita, los acumulamientos de subunidades de bainita crecen en forma de placas paralelas que parten de las superficies de los límites de grano de austenita. En el caso de la ferrita acicular, ésta nuclea dentro de los granos de austenita en sitios específicos, de tal



forma, que las placas no son paralelas. Estos sitios específicos de nucleación generalmente son inclusiones no metálicas.

La ferrita acicular también presenta un plano invariante de corte durante su crecimiento y otra característica es que las placas formadas no pueden pasar de un grano de austenita a otro. Así, la ferrita acicular es formada mediante mecanismos sin difusión, con un movimiento coordinado de los átomos de la estructura, cuya red es producto de la deformación de la estructura atómica original de austenita.

### 3.3. 5.2 La Ferrita Epitaxial.

Un producto de transformación de la austenita durante su enfriamiento, es la ferrita epitaxial, la cual se convierte en ferrita acicular al progresar la transformación [33]. Este tipo de ferrita se presenta en zonas de transformación austenítica donde se ha presentado además martensita. La ferrita epitaxial puede presentarse en forma un anillo que rodea la zona martensítica, o como zonas discontinuas en los límites de grano austenítico. Un ejemplo es la microestructura que se presenta en la Figura 3.10.



Figura 3.10 Formación de un anillo de ferrita epitaxial (color blanco) alrededor de martensita (negro) en una matriz ferrítica (gris) [46].

La composición química y las condiciones de tratamiento térmico a las que es sujeta una aleación, determinará la presencia de este tipo de ferrita. Sin embargo, velocidades de enfriamiento de hasta 1000 °C/s desde temperaturas intercríticas, permiten su formación. Así un amplio intervalo de fases y morfologías de productos de transformación pueden formarse a partir del enfriamiento de austenita

que haya sido formada en la Etapa Intercrítica de un tratamiento térmico, dependiendo de las condiciones de temperatura, tiempo y velocidad de enfriamiento [46].

En la Figura 3.11 se presentan los posibles efectos de la variación en las velocidades de enfriamiento de austenita formada durante la Etapa Intercrítica de un tratamiento térmico. Velocidades de enfriamiento elevadas causarían que la austenita transforme a martensita. Velocidades intermedias de enfriamiento o temple interrumpidos pueden propiciar la formación de ferrita epitaxial y de otras fases, además de la martensita. Velocidades de enfriamiento lentas permiten la formación de perlita y de ferrita epitaxial. Así, se puede considerar a la de ferrita epitaxial como un producto de transformación de la austenita durante su enfriamiento en un tratamiento térmico TRIP.

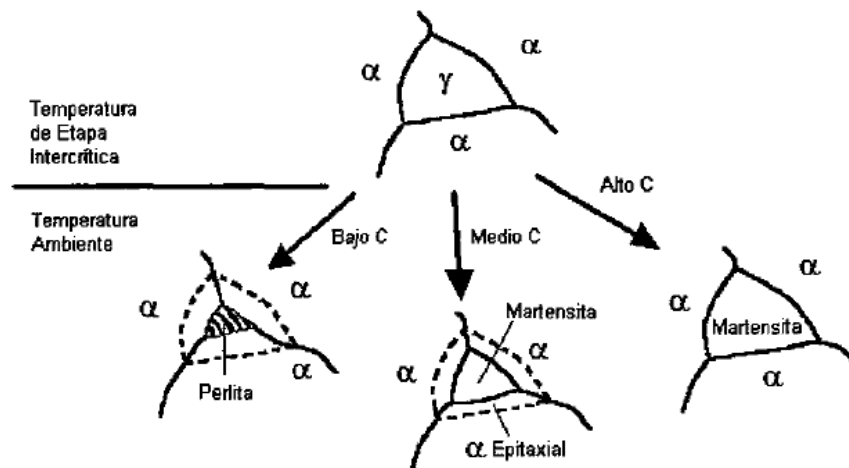


Figura 3.11 Diagrama del efecto de la velocidad de enfriamiento en la transformación de un grano de austenita durante su enfriamiento desde la temperatura intercrítica [45].

### 3.4 Transformaciones Martensíticas y su efecto TRIP

#### 3.4.1 Antecedentes.

El nombre martensita se ha utilizado para describir a la fase de elevada dureza encontrada en aceros cuya composición química permite un tratamiento térmico de temple [31]. El acero presenta un cambio de fase en estado sólido, conocido como transformación martensítica (llamada también transformación de corte o transformación adifusional) cuyo producto resultante es la martensita.

Las transformaciones martensíticas en las aleaciones ferrosas son fenómenos sin difusión; esta característica implica la deformación del cristal transformado debido a un componente de deformación cortante en el que no se presenta difusión de los átomos de hierro o de otros elementos sustitucionales [32,33]. Cuando una fase se ha formado a partir de una transformación martensítica, regiones discretas del cristal se transforman a alta velocidad independientemente de la temperatura. En la mayoría de los casos, la cantidad de fase transformada resultante es función de la temperatura a la cual se lleva la transformación y no se incrementa con el tiempo.

En los aceros, la martensita puede ser formada debido a un proceso de corte rápido en la red atómica de la austenita (fase previa) sin que intervengan fenómenos de difusión, que da por resultado la formación de placas o tiras. Esta reacción de transformación se lleva a cabo atómicamente durante el enfriamiento de la aleación desde la temperatura de austenitización. La reacción comienza a la temperatura martensítica inicial  $M_s$ , la cual puede encontrarse en un intervalo de temperaturas desde los 500 °C hasta temperaturas por debajo de los 0 °C, dependiendo de la composición química de la austenita inicial. La reacción termina en la temperatura  $M_f$ , que es la temperatura martensítica final.

### 3.4.2 Características

La martensita puede ser identificada por su apariencia. Cada grano de austenita puede transformarse rápidamente en placas o tiras de martensita, las cuales tienen un plano de hábito definido, el cual puede variar en función de la composición química de la aleación ferrosa. Una imagen de esta fase se observa en la Figura 3.12.

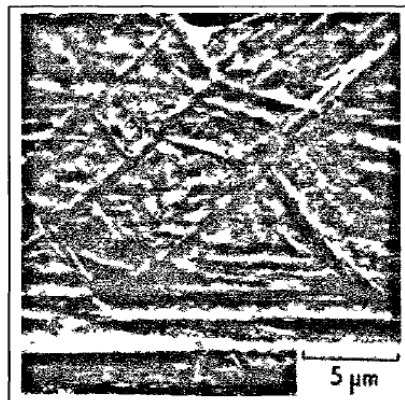


Figura 3.12 Microestructura típica de la martensita en un acero al medio de carbono [39].

Las transformaciones martensíticas se distinguen de otros cambios de fase en estado sólido por sus características cristalográficas, las cuales implican un cambio ordenado de la estructura de los átomos de la fase no transformada a la fase transformada mediante mecanismos sin difusión. En estas transformaciones se presenta un cambio estructural coordinado que involucra la correspondencia estructural y una interfase idealmente planar entre la fase previa y el producto que, durante el movimiento (transformación), genera un Plano Invariante de Deformación (PID) similar al de una dislocación o al de maclaje. Estas deformaciones están íntimamente ligadas al proceso de transformación y el resultado es la formación de interfases semi-coherentes móviles entre la martensita y la fase previa. Estas deformaciones se ha definido como planos invariantes de deformación y un esquema de los mismos se presenta en la figura 3.13.

Suponiendo un grano cuyas características permiten una transformación martensítica, y al cual se le hace una marca en forma de línea en la superficie antes de dicha transformación, una vez efectuada la transformación de fase, se observará un fenómeno como el indicado en la Figura 3.13, en la que la marca original ha sido distorsionada y aparenta una deformación cortante.

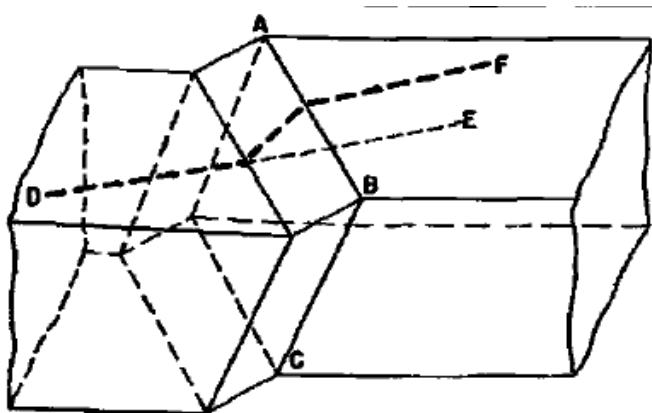


Figura 3.13 Representación esquemática de un plano invariante de deformación característico de una transformación martensítica. La línea original DE es desplazada a la posición DF cuando la placa de martensita forma el plano de hábito ABC. El plano ABC es invariante (sin distorsión ni rotación) como resultado de la transformación martensítica.

Otra manera de visualizar un plano invariante de deformación es a partir de la Figura 3.14. En ella se representan tres tipos de deformación con respecto a una base ortonormal con base en el eje Z, de tal forma que la dirección  $z_3$  es paralela a la normal del plano invariante;  $z_1$  y  $z_3$  están sobre el plano invariante,  $z_1$  es paralela a la componente cortante de la deformación.

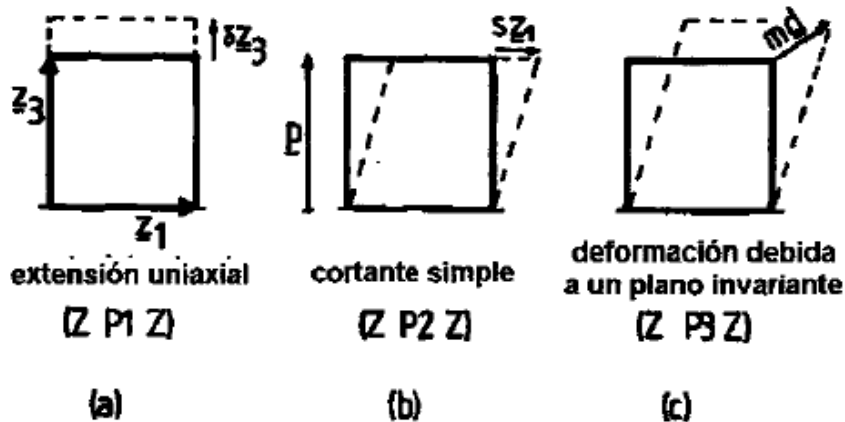


Figura 3.14 Tres tipos de deformación. Las líneas gruesas indican al cristal antes de la deformación. A) uniaxial b) cortante c) plano invariante

La deformación del cristal en la Figura 3.14(a) es de tipo dilatacional y se presenta cuando una estructura en forma de placa precipita y crece en forma difusional. En la Figura 3.14(b) se representa una deformación de plano invariante que actúa bajo condiciones de corte simple, sin involucrar cambios de volumen en el cristal, pero sí por la distorsión por deslizamiento. Por último, en la Figura 3.14c se observa una deformación de plano invariante en el que el cristal experimenta cambio de volumen y la distorsión por un componente cortante.

### 3.4.3 Deformación del Cristal por Transformación Martensítica.

En los aceros, las transformaciones martensíticas involucran el movimiento coordinado de los átomos en las redes cristalinas, movimiento que se lleva a cabo sin difusión para los átomos de Fe y otros elementos sustitucionales. Debido a que el patrón en el que los átomos están acomodados en la fase previa o inicial no cambia con la transformación martensítica, debe presentarse una modificación perceptible a escala macroscópica en la forma del cristal original. Esto puede comprenderse mejor

al observar la Figura 3.15, en donde se presenta una comparación gráfica de una transformación con difusión y una transformación sin difusión.

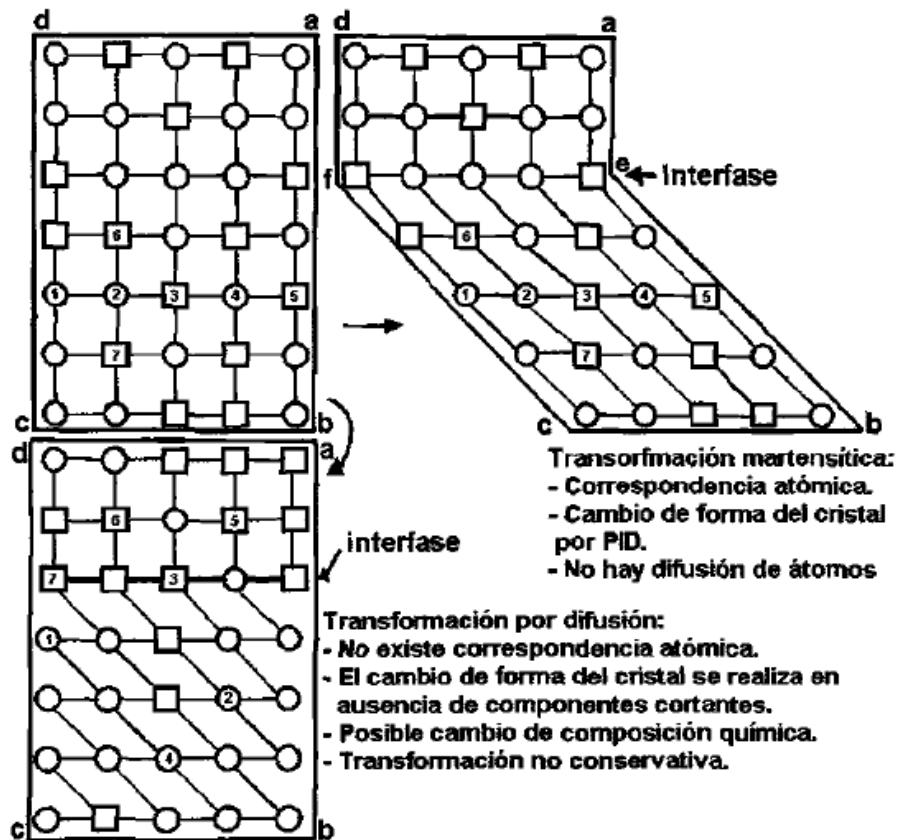


Figura 3.15 Ilustración que presenta los mecanismos de transformación por difusión y martensítica [33].

Cuando se presentan transformaciones por medio de difusión, la fase producto puede incluso experimentar cambios significativos en su composición química. Así, la combinación posible de átomos en la estructura cristalina puede ser tal que no exista prácticamente correspondencia con la red cristalina de la fase inicial.

En el caso de una transformación martensítica, la falta de difusión permite que los átomos de la red cristalina sigan la misma secuencia que la que tuvieron en la estructura de la fase previa a pesar de la transformación. Por lo tanto, existe correspondencia atómica o cierta coherencia entre los átomos de la fase producto (martensita) y de la fase previa (austenita). Las transformaciones martensíticas están acompañadas de una deformación del cristal original, deformación que tiene las características de un plano invariante de deformación.

### 3.4.4 Cristalografía de la Martensita.

Se considera que la martensita en el acero es una solución sólida supersaturada de carbono en hierro. Dependiendo de la composición química en la aleación, los átomos de carbono tienden a ordenarse siguiendo un patrón que hace que la estructura del cristal cambie de cúbico centrado en el cuerpo (bcc) a tetragonal de cuerpo centrado (bct). La tetragonalidad de la martensita es una función de la relación  $c/a$ , la cual se incrementa cuando el contenido de carbono es mayor, según la ecuación 3.1.

$$\frac{c}{a} = 1 + (0.045) \% C \quad 3.1$$

indica que la estructura será cúbica centrada en cuerpo y libre de distorsión cuando el contenido de carbono sea cero. El efecto del contenido de carbono en la estructura de la martensita se observa en la Figura 3.16 [39]. Así, la tetragonalidad de la martensita es resultado directo de la solución intersticial del carbono en la estructura bcc del hierro.

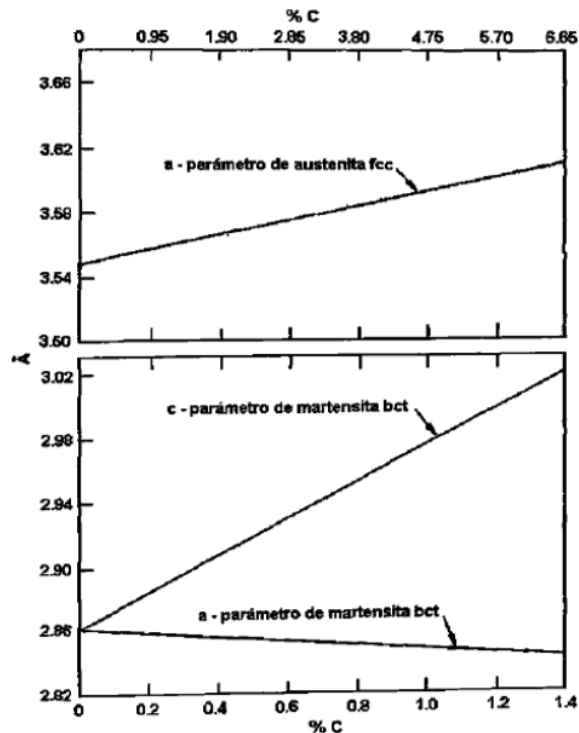


Figura 3.16 Efecto del carbono en los parámetros de las estructuras de la Austenita (fcc) y de la martensita (bct) [39,47].

El cambio de orientación de la estructura que se presenta cuando una placa de martensita se transforma dentro de un grano de austenita puede variar en función de la composición química de la aleación, sin embargo, en todos los sistemas cristalinos del hierro los planos donde se presenta el mayor factor de empaquetamiento atómico tienden a ser paralelos, por ejemplo el plano  $\{1\ 1\ 1\}_\gamma$  respecto al plano  $\{1\ 1\ 0\}_M$ .

Para que una celda atómica de austenita se transforme a una celda de martensita, se requiere una deformación de un 17% a lo largo de la dirección  $[001]_\gamma$  que corresponde al eje  $c$  de la celda de la martensita, y una expansión de un 12% en el plano  $(001)_\gamma$ . Entonces se presenta correspondencia atómica y cada átomo de la austenita puede relacionarse a un átomo en particular de la martensita, aunque los vectores y las relaciones angulares entre los planos de estas dos estructuras no se conservan. Esto se esquematiza en la Figura 3.17.

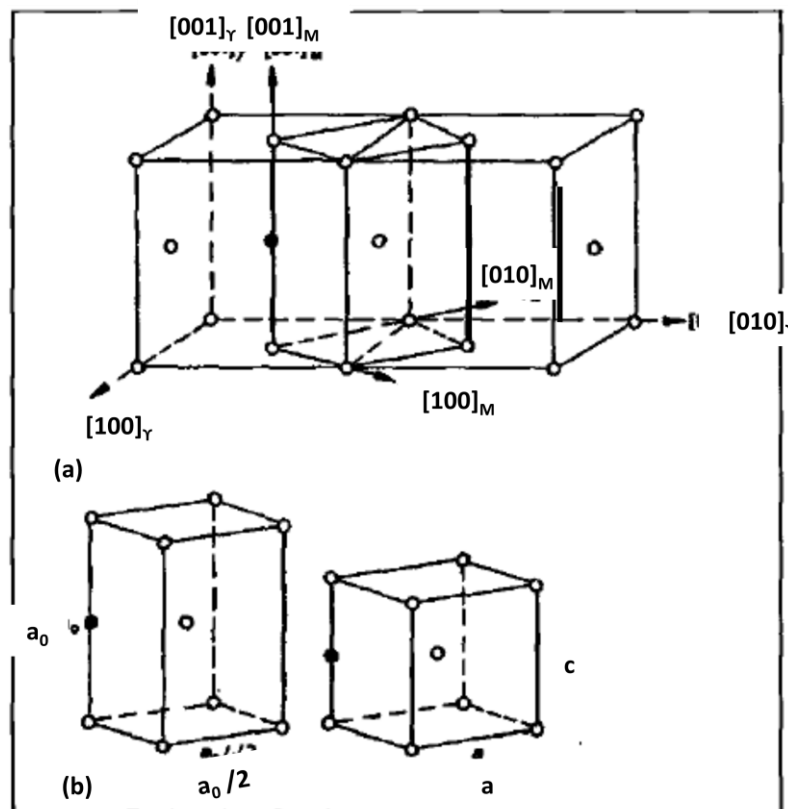


Figura 3.17 Correspondencia de estructuras para la formación de martensita a partir de austenita: (a) Celda unidad tetragonal delineada por austenita. (b) Deformación de la estructura para formar martensita con una razón  $c/a$  <sup>[39]</sup>.



En la figura 3.18 se observan los dos tipos de deformación de red invariante que se pueden presentar en una placa de martensita. Debe notarse que la martensita formada produce un declive superficial y que el plano de hábito se mantiene gracias al deslizamiento (Figura 3.18a) o al maclaje (Figura 3.18b), cuyo resultado es una interfase planar que puede observarse macroscópicamente.

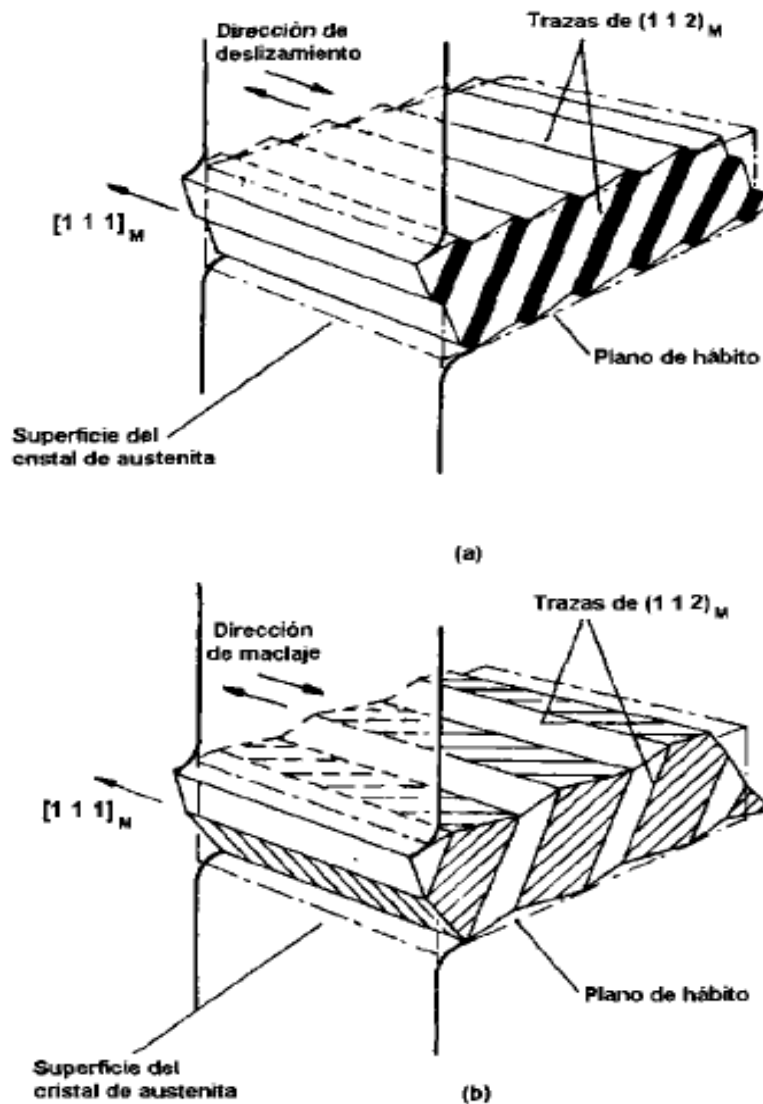


Figura 3.18 Formación de una placa de martensita mediante dos tipos de deformación de red: a) deslizamiento y b) maclaje<sup>[39]</sup>.

### 3.4.5 Transformación Inducida por Deformación.

Se ha expuesto que las transformaciones martensíticas pueden tener un mecanismo displasivo, que puede describirse como una deformación de plano invariante. Si una transformación martensítica de tales características es unida a un esfuerzo externo, se puede presentar la transformación a temperaturas superiores a  $M_s$ . Este fenómeno es posible debido a que la deformación plástica en la austenita permite que se generen mecanismos de corte, en los que los átomos deben moverse de una manera ordenada, condiciones necesarias para que se presente un plano invariante de deformación, característico de una transformación martensítica.

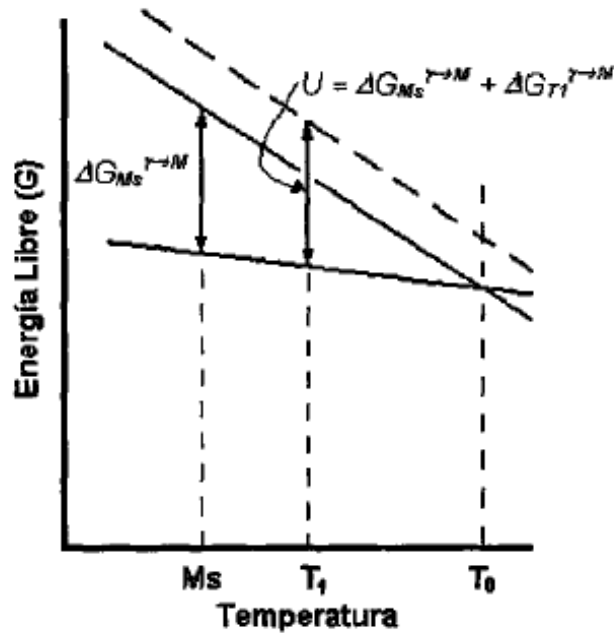


Figura 3.19 efecto de un esfuerzo mecánico en el cambio de energía interna de la austenita en una transformación martensítica.

Para comprender este mecanismo, es necesario considerar que cuando un esfuerzo mecánico es aplicado a la austenita a una temperatura  $T_1$  (entre  $M_s$  y  $T_0$ ), se presenta una fuerza mecánica  $U$ , que es agregada a la fuerza directriz como  $\Delta G_{T_1}^{A \rightarrow M}$ , incrementando la energía interna de la austenita.

La transformación martensítica comenzará cuando el esfuerzo aplicado alcance un valor crítico equivalente a  $\Delta G_{Ms} \gamma \rightarrow M$ . Considerando esto, la Ecuación 3.2 puede escribirse como:

$$U = \Delta G_M^{\gamma \rightarrow M} + \Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow M} \quad 3.2$$

Así,  $U$  es la fuerza mecánica directriz crítica necesaria para que se efectúe la transformación martensítica inducida por deformación, la cual se efectuará a la temperatura  $T_1$ . La Figura 3.19 esquematiza esto.

Así, bajo el efecto de un esfuerzo aplicado, la energía libre de la austenita se incrementa y tendrá tendencia a transformarse a martensita a una temperatura  $T_1$  en un intervalo de temperaturas entre la temperatura  $M_s$  y la temperatura de equilibrio  $T_0$ . Esta tendencia dependerá de la energía interna de la austenita y de la magnitud del esfuerzo aplicado. La fuerza directriz mecánica  $U$  es una función del esfuerzo y de la orientación de cada placa de martensita que se transforma y, desde un punto de vista mecánico, puede expresarse como:

$$U = \tau \gamma_0 + \sigma \epsilon_n \quad 3.3$$

donde  $\tau$  es el esfuerzo cortante que se presenta durante la transformación a lo largo de la dirección de corte en el plano de hábito de la martensita,  $\gamma_0$  es la deformación debida al esfuerzo cortante en la dirección del mismo plano,  $\sigma$  es el esfuerzo perpendicular al plano, y  $\epsilon_n$  es la componente de dilatación debida al cambio de microestructura. Cuando un espécimen queda sujeto a un esfuerzo de magnitud  $\sigma_1$ , como se esquematiza en la Figura 3.20, para cualquier dirección en una placa de martensita  $\tau$  y  $\sigma$  se expresan como [31]:

$$\tau = \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_1 (\text{sen } 2\theta) \cos \alpha \quad 3.4$$

$$\sigma = \pm \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_1 (1 + \cos 2\theta) \quad 3.5$$

donde  $\sigma_1$  es la magnitud absoluta del esfuerzo aplicado (a tensión o compresión),  $\theta$  es el ángulo entre el eje del esfuerzo aplicado y la normal al

plano de hábito, y  $\alpha$  es el ángulo entre la dirección de corte de la transformación y la dirección del cortante máximo en el plano de hábito del esfuerzo aplicado. Los signos  $\pm$  indican tensión o compresión. Así, la fuerza mecánica directriz de un esfuerzo  $\sigma_1$  puede escribirse como:

$$U = \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_1 [\gamma_0(\text{sen } 2\theta) \text{cos} \alpha \pm \varepsilon_0(1 + \text{cos } 2\theta)] \quad 3.6$$

Cuando una transformación martensítica comienza por la aplicación de un esfuerzo sobre granos de austenita policristalina con una orientación al azar, es posible obtener una transformación a martensita. Para ello es necesario alcanzar una cantidad crítica de energía, que se define como  $U'$ :

$$U' = \left(\frac{1}{2}\right) \sigma_1' [\gamma_0(\text{sen } 2\theta) \text{cos} \alpha \pm \varepsilon_0(1 + \text{cos } 2\theta)] \quad 3.7$$

donde  $\sigma_1'$  es el esfuerzo crítico aplicado para el inicio de la transformación martensítica.

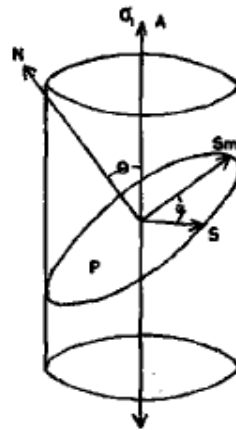


Figura 3.20 Diagrama que esquematiza un esfuerzo aplicado a lo largo del eje A y que induce una transformación martensítica sobre el plano de hábito P con normal N. S es la dirección del cambio de dimensión o forma del cristal para la martensita y Sm es la elongación máxima del cambio de dimensión de la estructura paralela al plano de hábito

[31, 43]

Al graficar esfuerzos aplicados e inicios de transformación, es posible obtener un gráfico similar al de la Figura 3.21 [31,43]. La temperatura a la que la transformación martensítica inicia puede definirse como:

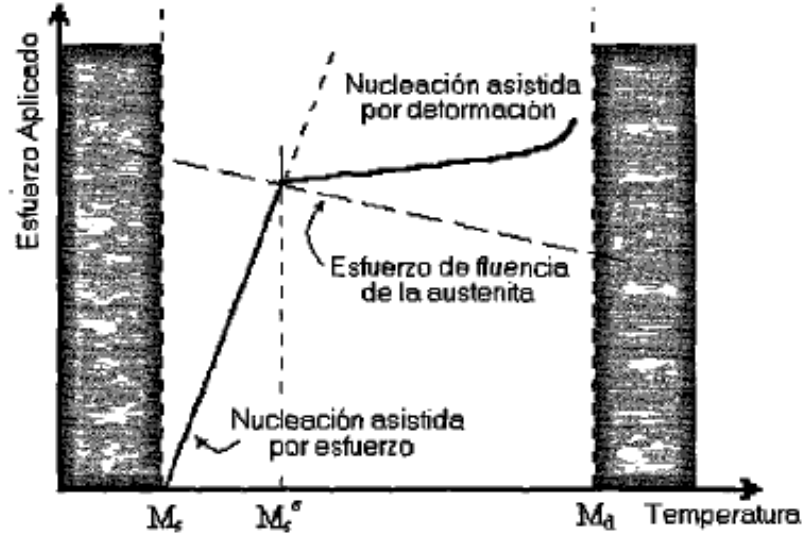


Figura 3.21 Diagrama esfuerzo-temperatura que esquematiza el esfuerzo crítico necesario para iniciar la transformación de austenita a martensita.

- Por debajo de la temperatura  $M_s$ , la transformación de austenita a martensita es espontánea y es propiciada por sitios de nucleación existentes en la austenita.
- Entre la temperatura  $M_s$  y la temperatura  $M_s^\sigma$ , la nucleación de martensita asistida por deformación se lleva a cabo. Además de la transformación debida a la deformación, la fluencia de la austenita se inicia debido a la transformación martensítica.
- A la temperatura  $M_s^\sigma$ , el esfuerzo crítico necesario para propiciar la transformación martensítica alcanza el límite de cedencia  $\sigma_y$  para que la estructura de la austenita presente fenómenos de deslizamiento.
- Por encima de la temperatura  $M_s^\sigma$  y por debajo de la temperatura  $M_d$ , ocurre la fluencia de la austenita por deslizamiento, introduciendo así sitios de nucleación martensítica debidos a la deformación plástica.
- A la temperatura  $M_d$ , el esfuerzo de cedencia de la austenita disminuye debido al incremento de temperatura y el esfuerzo aplicado no es capaz de generar la transformación de austenita a martensita.

# Capítulo 4

## METALURGIA DE LA SOLDADURA

### 4.1 Transferencia de Calor en Soldadura por fusión.

Durante la soldadura por fusión la interacción entre el metal base y la fuente de calor lleva a procesos rápidos de calentamiento y fusión, y a una vigorosa circulación de metal fundido. En el charco de la soldadura la circulación de este metal fundido está controlado por la agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas. La transferencia de calor y el flujo de fluido resultantes afectan la distribución de temperaturas en el metal base, la forma y tamaño de la pileta líquida, el proceso de solidificación, la velocidad de enfriamiento y la cinética de transformación en estado sólido en el metal de soldadura y en la zona afectada por el calor (HAZ) [48,49].

La variación de la temperatura con el tiempo, a menudo denominada como *ciclo térmico*, afecta a la evolución microestructural, las tensiones residuales y la magnitud de las distorsiones en la soldadura. Sobre la superficie de la pileta líquida la distribución de temperaturas influye en la pérdida de elementos de aleación por evaporación y en la absorción y desorción de hidrógeno y de otros gases como oxígeno y nitrógeno, por lo que la composición, la microestructura y las propiedades resultantes del metal de soldadura se ven afectadas [49]. En el interior del metal de soldadura las inclusiones no metálicas crecen o se disuelven dependiendo de la temperatura local.

La predicción y el control tanto de las temperaturas, de las velocidades de circulación del fluido en la pileta líquida y de las velocidades de enfriamiento son esenciales para asegurar la calidad de la soldadura con la geometría de la zona de fusión deseada, la composición química y la microestructura, así como también bajas tensiones residuales y distorsiones [48].

Dado que la medición de las temperaturas superficiales, dentro de la pileta líquida o en las zonas que se mantienen en estado sólido es por lo menos difícil, además de costoso y complejo, un recurso muy utilizado es el uso de métodos de modelado numérico que permitan aportar información de la transferencia de calor durante la soldadura por fusión.

En toda soldadura sólo una fracción de la energía disipada por la fuente de calor es realmente absorbida por el metal base. La eficiencia del arco es un parámetro importante para la medición de la eficiencia de la transferencia de calor durante los procesos de soldadura por arco eléctrico [48].

En la pileta líquida, el calor es transportado por convección y conducción. Debido a la complejidad del fenómeno de flujo de calor convectivo usualmente los cálculos para transferencia de calor en soldadura se limitan a la aplicación de transferencia de calor por conducción. Sin embargo este tipo de cálculos representa una aproximación simple y útil al problema de transferencia de calor en soldadura por fusión [48].

A partir del proceso de transferencia de calor desde el arco de soldadura a la pieza y dentro de la misma pieza se determinan parámetros importantes como la temperatura máxima o pico, el tamaño y la forma de la pileta de soldadura y de la zona afectada por el calor, y las velocidades de enfriamiento del metal de soldadura y de la zona afectada por el calor.

#### **4.1.1 Calor de Entrada**

El área donde se aporta calor es relativamente pequeña respecto de las dimensiones de la pieza. Son 3 las variables que gobiernan el aporte de calor a

la pieza en la soldadura por arco eléctrico. Estas variables son: la magnitud de la velocidad de ingreso de energía (el producto de la eficiencia y de la energía por unidad de tiempo producida por la fuente de poder, usualmente expresada en watts), la distribución del calor de entrada y la velocidad de soldadura.

La expresión *calor de entrada* es utilizada porque no todo el calor generado entra en la pieza. El calor de entrada es usualmente caracterizado por una variable simple *HI (Heat Input)*, que denota la relación entre la potencia del arco que ingresa en la pieza (Voltaje y Amperaje), respecto de la velocidad de soldadura.

#### 4.1.2 Absorción de Energía

La fracción de energía absorbida por la pieza es la responsable de llevar a cabo la soldadura, incluyendo la formación de la pileta líquida, el establecimiento del campo de temperaturas, dependiente del tiempo, a través de toda la soldadura y la evolución estructural con sus propiedades mecánicas resultantes. Los fenómenos físicos que influyen en la absorción de energía por parte de la pieza son particulares de cada proceso de soldadura. Para una dada fuente de poder, la cantidad de energía que es absorbida por la pieza es función de la naturaleza del material, del tipo de fuente de calor y de los parámetros del proceso de soldadura. La eficiencia de la fuente de calor  $\eta$  se define como la relación entre la energía absorbida por la pieza y la energía entregada por la fuente de calor, o sea la fracción de energía transferida de la fuente de calor a la pieza [48].

Para soldadura por arco la eficiencia de la fuente de calor se expresa según la ecuación Ec.4.1 [50].

$$\eta = 1 - \frac{qe + (1 - n)qp + mqw}{VI} \quad 4.1$$



Donde:

$\eta$  : Eficiencia de arco.

$q_e$ : Velocidad de transferencia de calor de la fuente de calor al electrodo (J/seg).

$n$ : Fracción de energías de radiación y convección disipada desde el arco y transferida a la pieza por unidad de tiempo.

$qp$  : Energía disipada desde el arco por radiación y convección por unidad de tiempo (J/seg).

$m$  : Fracción de calor disipado por radiación desde la pieza.

$qw$ : Velocidad de absorción de energía por la pieza (J/seg).

$V$ : Tensión de arco (V).

$I$ : Corriente de soldadura (I).

Para un electrodo consumible la pérdida de calor desde el electrodo puede ser usualmente ignorada. En tal situación, la cantidad de energía transferida al electrodo es eventualmente absorbida por la pieza, por lo que la Ec. 4.1 puede ser simplificada resultando finalmente la Ec. 4.2 [51].

$$\eta = 1 - \frac{(1 - n)qp + mqw}{VI} \quad 4.2$$

Las ecuaciones 4.1 y 4.2 son utilizadas para explicar las pérdidas de calor que afectan la eficiencia del arco, sin embargo la determinación de los términos  $q_e$ ,  $q_p$  y  $q_w$  es difícil de realizar adecuadamente a partir de consideraciones teóricas. Desde el punto de vista práctico la determinación de la eficiencia de arco se realiza experimentalmente a través de mediciones calorimétricas o de otro tipo, del calor recibido por la pieza para una dada condición de soldadura [52]. Se han reportado eficiencias de arco desde 20 hasta 95% [53].

## **4.2 Conducción de Calor Durante la Soldadura por Fusión**

Durante la soldadura por fusión existen gradientes de temperatura a través del espesor, tanto como en las direcciones paralelas y transversales a la dirección de soldadura. De esta forma el patrón de flujo de calor resultante de una fuente de calor en movimiento es tridimensional. Sin embargo puede simplificarse asumiendo las siguientes hipótesis:

- La energía desde la fuente de calor es aplicada a una velocidad uniforme.
- La fuente de calor se mueve a una velocidad constante, sobre un camino recto relativo a la pieza.
- La sección transversal de la junta de soldadura es constante.
- Los efectos de borde resultantes del inicio y fin de la soldadura no se tienen en cuenta.

Bajo estas hipótesis la fuente puede ser tratada como una fuente de calor concentrada, entonces el calor aportado y la velocidad de soldadura son suficientes para estimar el ciclo térmico [54].

### **4.2.1 Velocidad de Enfriamiento**

La energía térmica aplicada a la zona soldada es distribuida por conducción en la soldadura. Durante el enfriamiento la disminución de la temperatura se produce por una combinación de pérdida de calor al ambiente, transferencia de calor al metal base y al metal de soldadura. De esta forma, la velocidad de enfriamiento que tiene lugar en la soldadura es una función de la velocidad de disipación de energía. La microestructura de la zona soldada es determinada principalmente por la velocidad de enfriamiento desde la temperatura máxima o pico alcanzada durante el ciclo térmico de la soldadura. Esta velocidad de enfriamiento varía con la temperatura y es particularmente importante en aceros tratables térmicamente.

Una de las aplicaciones prácticas de la ecuación de la velocidad de enfriamiento es el cálculo de la temperatura de precalentamiento. Si la placa es relativamente gruesa, la velocidad de enfriamiento de la junta soldada medida sobre la línea central puede ser aproximada por medio de la Ec. 4.3 [55].

$$V_e = - \frac{2 \pi k (T_c - T_o)^2}{H_{net}} \quad 4.3$$

Donde:

- V<sub>e</sub>***: velocidad de enfriamiento [°C/s]  
***k***: conductividad térmica [0,028 J/mm s °C]  
***T<sub>c</sub>***: temperatura a la que se calcula la velocidad de enfriamiento [°C]  
***T<sub>o</sub>***: temperatura de precalentamiento [150 °C]  
***H<sub>net</sub>***: calor aportado neto [J/mm]

#### 4.2.2 Temperatura pico

Para predecir o interpretar transformaciones metalúrgicas en un punto en el metal sólido cercano a una soldadura se requiere algún conocimiento de la temperatura máxima alcanzada en dicha posición. Para estimar la distribución de temperaturas pico en el metal base adyacente a la soldadura se utiliza la ecuación Ec. 4.4 [55].

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho C h Y}{H_{net}} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad 4.4$$

Donde:

- T<sub>p</sub>***: temperatura pico o máxima [°C]  
***T<sub>o</sub>***: temperatura de precalentamiento [150 °C]

<b><i>h</i></b> :	espesor del material [mm]
<b><i>ρ</i></b> :	densidad del metal base [[g/mm <sup>3</sup> ]
<b><i>C</i></b> :	calor específico del material [J/g °C]
<b><i>Y</i></b> :	distancia desde el borde de fusión [mm]
<b><i>T<sub>f</sub></i></b> :	temperatura de fusión [°C]
<b><i>H<sub>net</sub></i></b> :	calor aportado neto [J/mm]

Esta ecuación no es aplicable a puntos dentro del metal de soldadura, sino que sólo en la zona afectada por el calor adyacente. En el borde de fusión ( $Y=0$ ) la temperatura pico  $T_p$  es igual a la temperatura de fusión  $T_f$ .

Esta ecuación deriva de la aplicación de flujo de calor bidimensional, por lo que es aplicable a procesos de corte o a soldadura con penetración completa, de una pasada.

#### **4.2.3 Ancho de la Zona Afectada por el Calor**

Dado que la temperatura pico se definió como la temperatura máxima que se alcanza en un punto por el paso de la fuente de calor, la ecuación 4.4 puede ser utilizada para calcular el ancho de la zona afectada por el calor. Las propiedades mecánicas de muchos aceros al carbono y de baja aleación no se ven afectadas si la temperatura pico es menor de aproximadamente 730°C. Utilizando esta temperatura para  $T_p$  en la ecuación 4.4 se puede calcular el ancho de la zona afectada por el calor  $Y_z$ . De esta ecuación se puede ver que el ancho de la ZAC es proporcional al calor aportado [48].

#### **4.3 Evolución Microestructural**

La microestructura final del metal de soldadura dependerá de complejas interacciones entre muchas variables importantes como [56]:

- El contenido de aleación total en la soldadura.

- Concentración, composición química y distribución de tamaños de las inclusiones no metálicas.
- Microestructura de solidificación.
- Tamaño de grano austenítico primario.
- El ciclo térmico.

En este sentido la evolución microestructural estará influenciada por fenómenos como las reacciones metal-gas o metal-escoria, el proceso de solidificación, la formación de inclusiones y las transformaciones de fase en estado sólido, siendo las variables operativas del proceso controlantes de dichos fenómenos.

#### **4.3.1 Solidificación**

En soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material la severidad del ciclo térmico que este experimenta varía según zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura. Estas son la zona fundida (ZF) o columnar (ZC), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor. La zona fundida (ZF) es la que experimenta la fusión y posterior solidificación.

Dicha solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico, que está relacionado con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados [57].

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico [49]. Sin embargo, la mayoría del conocimiento

sobre la solidificación de la pileta de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento [42,45,77,80]. Además las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento [58].

#### **4.3.1.1 Modos de Solidificación**

En presencia de una interfase sólido-líquido preexistente, como en el caso de la soldadura, el crecimiento del sólido tiene lugar por la adición de átomos desde el líquido hacia el sólido. La estabilidad de la interfase es crítica en la determinación de las características microestructurales del metal de soldadura. Durante el crecimiento del sólido la forma macroscópica de la interfase sólido-líquido estará determinada por las condiciones en el entorno inmediato de la interfase. En este sentido, si el crecimiento se produce en forma planar, celular o dendrítica influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y en las variaciones composicionales dentro de la soldadura, así como en las propiedades de la misma [59]. En este sentido, es posible generar un amplio rango de subestructuras de solidificación, en un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura [60].

Las variaciones tanto del gradiente térmico como de la velocidad de solidificación local al desplazarse sobre la línea de fusión desde el lateral hacia la línea central del cordón causan un cambio progresivo en la subestructura de solidificación al cruzar un cordón de soldadura. A las velocidades de soldadura normalmente utilizadas se ha observado un gradual aumento de la naturaleza dendrítica al acercarse hacia la línea central del cordón [57,59].

En la figura 4.1 se puede ver el efecto del gradiente térmico y de la velocidad de solidificación local en el modo de solidificación, en función de la concentración de soluto.

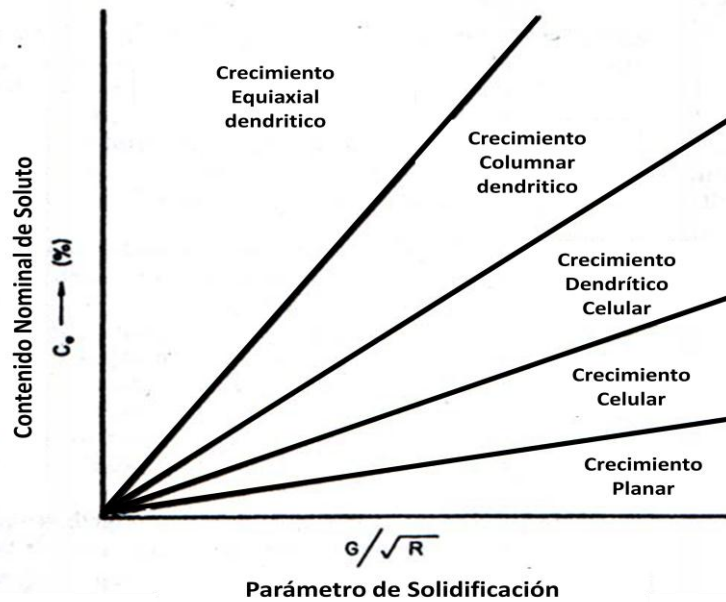


Figura 4.1 Factores en el modo de crecimiento durante la solidificación [61].

El eje de ordenadas corresponde a la concentración de soluto que se redistribuye durante la solidificación y puede pensarse como el *eje del productor*. Es decir, la concentración de soluto en la aleación a ser soldada está controlada por el productor del material para que se encuentre dentro de un cierto rango preestablecido. La abscisa corresponde al valor  $G/R^{1/2}$ , que es la contribución relativa de esos parámetros al fenómeno del sobreenfriamiento constitucional. El grado de sobreenfriamiento constitucional es inversamente proporcional al valor  $G/R^{1/2}$ . Como se mencionó anteriormente el tipo de proceso, las variables de proceso utilizadas y las características térmicas del metal base controlan el valor de  $G$ , mientras que  $R$  es controlada por la velocidad de soldadura y la dirección de crecimiento relativa a la dirección de soldadura. Ya que todas estas variables están controladas por el fabricante, es razonable considerar este eje como el *eje del fabricante*. En general el valor del parámetro  $G/R^{1/2}$  aumenta con la intensidad de la fuente de calor [61].

Como se puede ver en la figura 4.2 para que una interfase crezca con un modo de solidificación del tipo planar no debe existir sobreenfriamiento constitucional,

por lo que cualquier inestabilidad que quiera crecer desde la interfase al encontrarse que delante de la misma la temperatura del líquido es mayor que la de equilibrio se fundirá y retrocederá, de forma que el frente permanecerá plano.

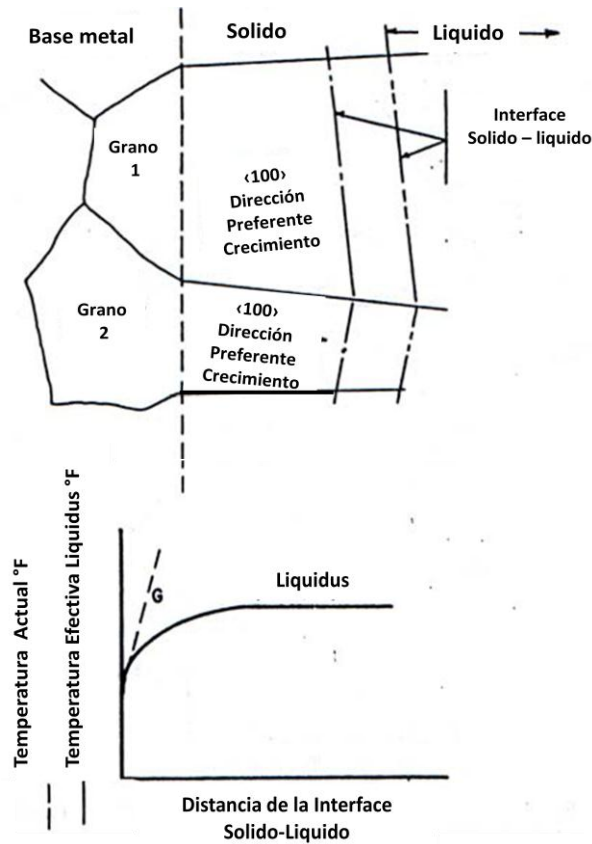


Figura 4.2 Interfase sólido – líquido durante crecimiento planar <sup>[61]</sup>.

En estas condiciones el gradiente térmico en el líquido es mayor que el gradiente crítico  $GC$ . Este tipo de gradientes de gran magnitud sólo se observan para una corta distancia desde la línea de fusión, donde se encuentra el máximo gradiente térmico y las menores velocidades de crecimiento, a su vez, también se pueden ver en materiales de extremadamente alta pureza [61].

Este modo de crecimiento es controlado por las condiciones de flujo térmico y la dirección de crecimiento es perpendicular al frente de solidificación, a lo largo de la dirección del máximo gradiente térmico [59]. El rol de la cristalografía se limita a la selección de los granos óptimamente orientados.



En la figura 4.3 se puede observar un esquema del modo de crecimiento celular. Este caso conforma el tipo de frente inestable con menor grado de sobreenfriamiento constitucional y la estructura de solidificación está constituida por células, como se puede ver en la parte superior de la figura, cuya sección transversal es del tipo hexagonal.

Estas células crecerán dentro del grano orientadas según la dirección de crecimiento fácil del cristal. Este modo de solidificación se da cuando la extensión de la zona sobreenfriada  $x$ , es considerablemente menor que el diámetro de grano [61].

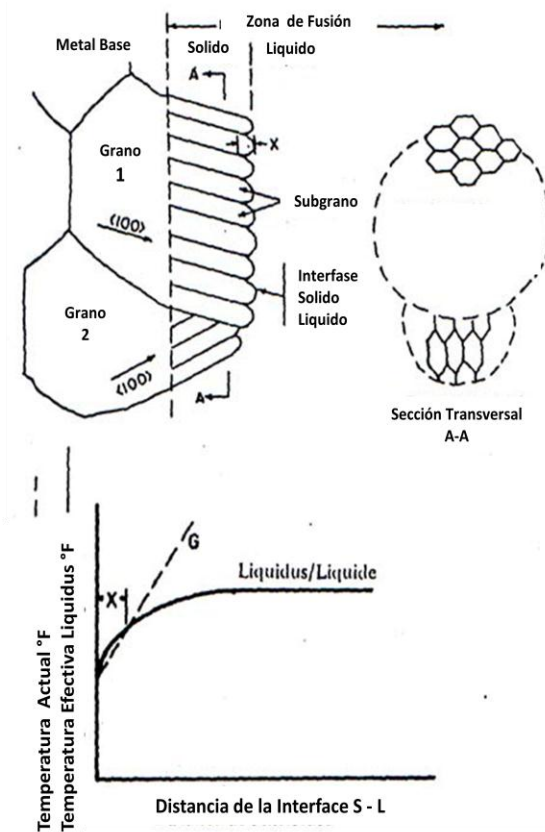


Figura 4.3 Interfase sólido – líquido durante crecimiento celular <sup>[49]</sup>.

Por otro lado, se reporta también en la literatura [59] que este modo es muy similar al modo de crecimiento planar, y que el crecimiento del tipo celular está controlado por las condiciones del flujo de calor. La cristalografía influye en el proceso de selección de los granos como en el modo planar pero no presenta

un rol importante en la determinación de la orientación de las células para muchos de los sistemas metálicos [60,59].

En la figura 4.4 se puede ver un esquema del modo de crecimiento celular-dendrítico. Este modo resulta cuando la extensión de la zona sobreenfriada  $x$  es lo suficientemente grande como para soportar el crecimiento ramificado según otras direcciones de crecimiento fácil. En la parte inferior de la figura se puede ver un esquema del grado de sobreenfriamiento y por otro lado la sección transversal de las células dendríticas. El metal de soldadura tiene en general granos columnares cuyas subestructuras de solidificación son del tipo celular o celular-dendrítico, o una mezcla de ambas [61].

En este caso, se plantea que el crecimiento está controlado fuertemente por consideraciones cristalográficas, a diferencia de lo que estos mismos autores planteaban para el crecimiento planar o celular.

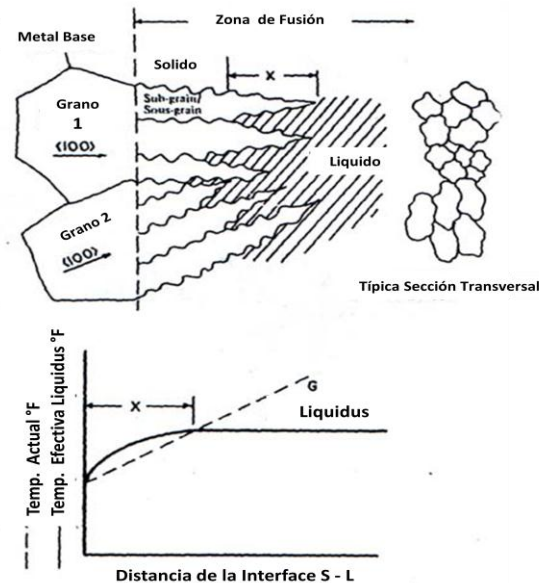


Figura 4.4 Interfase sólido – líquido durante crecimiento celular – dendrítico [61].

La diferencia entre el crecimiento celular y el dendrítico es que el celular es antiparalelo a la dirección del flujo de calor, pero no es necesariamente paralelo a una dirección de crecimiento fácil. El flujo de calor determina cual de las diversas direcciones cristalográficas equivalentes es realmente activada, basado en el principio de óptimo alineamiento entre el máximo gradiente

térmico y la dirección de crecimiento [59]. En la figura 4.5 se esquematiza el mencionado comportamiento respecto de la orientación de los frentes celular, celular-dendrítico y dendrítico.

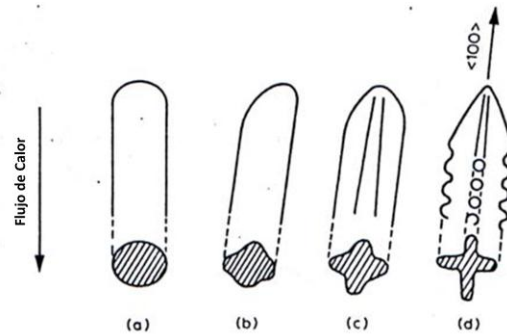


Figura 4.5 Esquema de la orientación de crecimiento de los distintos modos de crecimiento : a) celular b) celular – dendrítico c) y d) dendrítico [62].

En la figura 4.6 se puede ver un esquema del modo de solidificación dendrítico o columnar dendrítico. Para que este modo de solidificación tenga lugar se requiere que la extensión de la zona sobreenfriada sea significativamente mayor que el diámetro de grano. Se puede ver en la figura mencionada que el grano entero solidifica con crecimiento ramificado desde una rama central [61].

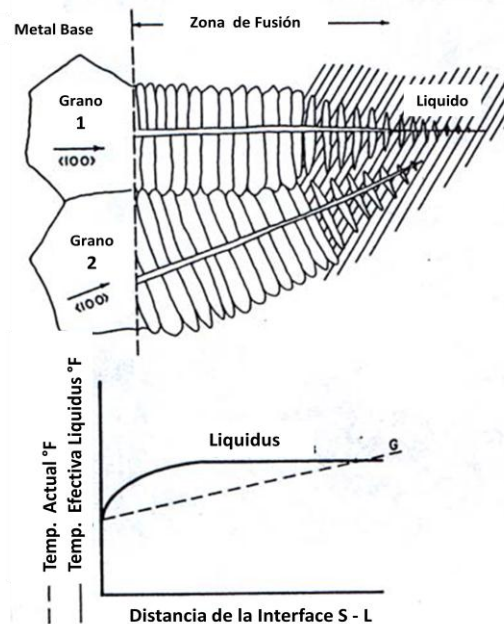


Figura 4.6 Interfase sólido – líquido durante crecimiento dendrítico [61].

En la figura 4.7 se puede ver un esquema de un grano con crecimiento equiaxial dendrítico.

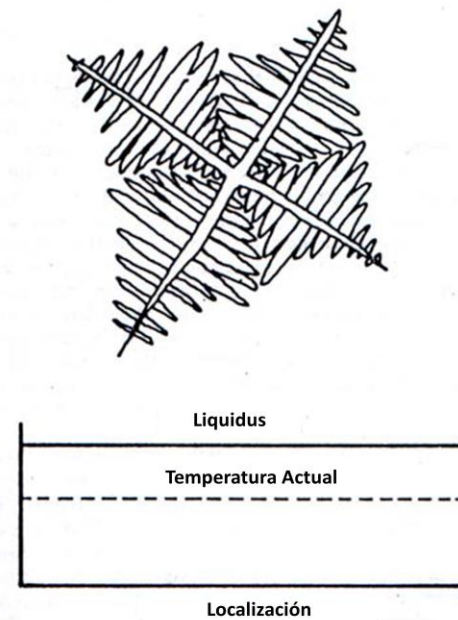


Figura 4.7 Interfase sólido – líquido durante crecimiento equiaxial dendrítico [61].

Para que tenga lugar este modo de solidificación se requieren sobre enfriamientos tan grandes que solo se pueden encontrar en los cráteres terminales o en soldaduras por fusión realizadas en aleaciones con altos niveles de solutos que disminuyen la temperatura de líquido, por lo que la nucleación espontánea es posible [59,61].

En solidificación en soldadura suele observarse la transición de estructuras celulares a dendríticas, particularmente en las realizadas con altas velocidades de soldadura, donde las dendritas se forman en la línea central de la soldadura donde  $\theta$  y  $G$  son ambos mínimos. Experimentalmente se ha observado que se desarrollan regiones con estructuras equiaxiales dendríticas en soldaduras realizadas con altas velocidades de procesamiento y en la etapa final de la solidificación o en depósitos con altos contenidos de aleación [57].

Si la fuente de calor es removida al final de una pasada de soldadura, la solidificación final toma la forma de una pileta elíptica, que produce un efecto de cráter. Dado que la solidificación de este cráter tiene asociado un rápido

crecimiento de cristales, alto nivel de segregación y un gradiente térmico bajo, el sobreenfriamiento constitucional desarrollado es probable que sea alto y que la estructura final sea dendrítica [57].

#### **4.3.2 Transformaciones de Fase en Estado Sólido.**

Durante el enfriamiento posterior a la solidificación y hasta la temperatura ambiente pueden tener lugar transformaciones de fase en estado sólido o modificaciones en la distribución de fases. En este sentido, dentro de los materiales metálicos más relevantes por su aplicación tecnológica los aceros al carbono y de baja aleación, junto con los aceros inoxidable ocupan un lugar principal.

Todas las transformaciones de fase van acompañadas por un cambio o un nuevo arreglo de la estructura atómica. Además del cambio estructural una transformación de fase puede producir un cambio en la composición, una deformación o ambos aspectos simultáneamente.

##### **4.3.2.1 Crecimiento**

Las transformaciones de fase se llevan a cabo en dos etapas: la nucleación y el crecimiento. Una vez producida la formación de un núcleo estable de la segunda fase se produce la evolución de la transformación, teniendo lugar el crecimiento de las partículas de la segunda fase a expensas de la fase madre que se consume. En la mayoría de las transformaciones en estado sólido la velocidad de la transformación está controlada por difusión. En función del grado de sobreenfriamiento se pueden desarrollar distintos productos de la transformación basados en diferentes morfologías, modos de crecimiento, composición y estructura cristalina [57].

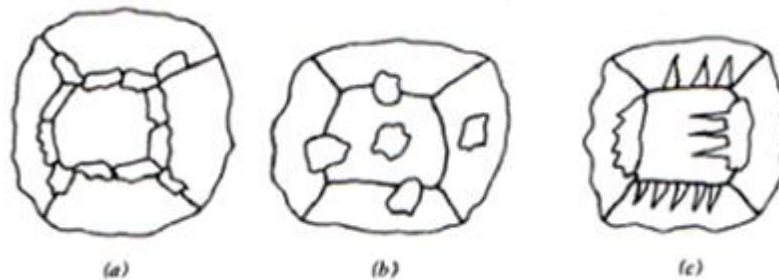
A continuación se considerará la velocidad de formación de precipitados monofásicos de equilibrio. Una nomenclatura utilizada para referirse a los precipitados de equilibrio es la siguiente [63]:

1- *Alotriomorfos de límites de grano*: Los precipitados se forman como bloques alargados en los límites de grano (figura 4.8 a).

2- *Idiomorfos*: Los precipitados se forman como bloques equiaxiales tanto en el límite grano como en el interior del mismo (figura 4.8 b).

3- *Placas laterales (Widmanstatten)*: Los precipitados se forman como delgadas placas con punta acicular que crecen directamente desde el límite de grano o desde un alotriomorfo (figura 4.8 c).

4- *Placas intragranulares*: El precipitado en placa se forma dentro de los granos. En la figura 4.8 se puede observar un esquema de los distintos tipos de precipitados mencionados.



Figuras 4.8 Esquema de las diferentes formas de los precipitados : a) alotriomorfos de límite de grano b) idiomorfos y c) placas laterales Widmanstatten <sup>[64]</sup>.

Es evidente que hay una diferencia marcada entre la morfología en placas y la de tipo equiaxial. Esta diferencia está asociada con el tipo de frente de crecimiento de ambas morfologías.

El crecimiento de una partícula no puede ser estimado sin el conocimiento de las composiciones de la fase madre y de la fase producto de la transformación en la interfase. La hipótesis simplificativa más simple que podría asumirse sería la de crecimiento controlado por difusión. Para este caso las composiciones de

ambas fases en la interfase estarán dadas por el diagrama de equilibrio. A su vez, la formación de partículas puede estar asociada con el desarrollo de deformaciones elásticas, las que pueden modificar el diagrama de equilibrio y alterar la forma de la partícula en un esfuerzo por minimizar la energía de deformación [65].

A fin de estudiar las cinéticas de las transformaciones de fase se pueden diferenciar dos tipos fundamentales de transformaciones. Por un lado se tienen las transformaciones que se producen isotérmicamente, a una dada temperatura, dando lugar a la obtención de curvas Transformación-Tiempo-Temperatura (*TTT*). A su vez, otra forma de producir las transformaciones es mediante un enfriamiento continuo, obteniéndose diagramas de enfriamiento continuo (*CCT*). Esta segunda situación es la más representativa de las condiciones reales de la soldadura [57].

#### **4.3.2.2 Transformación de la Austenita**

En el caso de soldadura de aceros al C-Mn o de baja aleación hay algunas dificultades con la nomenclatura para los productos de la descomposición de la austenita, que se deriva principalmente de observaciones morfológicas más que de detalles de los mecanismos de transformación [65].

La microestructura obtenida al enfriar el metal de soldadura desde el líquido hasta la temperatura ambiente se denomina estructura primaria o “como soldada”. Esta consiste de *ferrita alotriomórfica*  $\alpha$ , *ferrita con placas laterales* o *Widmanstätten*  $\alpha_w$ , *ferrita acicular*  $\alpha_a$  y las llamadas *microfases*, que pueden incluir pequeñas cantidades de *martensita*, *austenita retenida* o *perlita*. La *bainita* también se puede encontrar en ciertos depósitos de soldadura [65].

En el enfriamiento debajo de la temperatura  $Ac_3$ , la ferrita nucleará inicialmente en las esquinas y bordes de grano austeníticos, ya que estos sitios

generalmente proveen la menor barrera energética para la nucleación. La ferrita crecerá con una cinética parabólica dentro de la austenita detrás de un frente planar incoherente [66] llevando a la formación de alotriomorfos en los bordes de grano. La ferrita alotriomórfica también suele llamarse *ferrita poligonal*.

Debido a la formación de ferrita durante el enfriamiento, la austenita remanente es continuamente enriquecida en carbono. Dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la composición química del metal de soldadura la austenita enriquecida en carbono puede transformarse en una gran variedad de constituyentes tales como bainita superior e inferior, martensita o perlita. Ocasionalmente se pueden observar islas intragranulares de austenita retenida [56]. En la figura 4.9 se puede observar un esquema de dichos productos de la descomposición de la austenita.

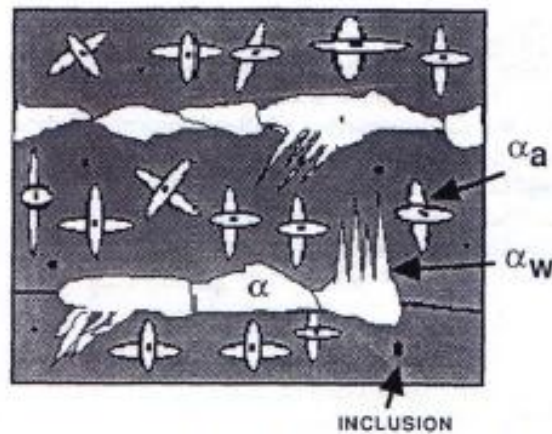


Figura 4.9 Esquema de los constituyentes de la estructura primaria de un depósito de soldadura de un acero [65].

### a) Ferrita Alotriomórfica $\alpha$

Esta ferrita es la primera fase en formarse al enfriar debajo de la temperatura  $Ac_3$  nucleando heterogéneamente en los bordes de los granos columnares austeníticos. En el metal de soldadura de aceros de baja aleación los bordes mencionados rápidamente se decoran con capas virtualmente continuas de ferrita, por lo que la transformación subsecuente simplemente implica el



engrosamiento difusional de esas capas, un proceso que puede ser modelado en términos de migración normal de una interfase planar  $\alpha/\gamma$ . Asumir este comportamiento implica que la formación de la delgada capa inicial, continua de ferrita lleva mucho menos tiempo que el subsecuente crecimiento hasta su tamaño final. Este modelo propuesto está soportado, al menos para aceros de baja aleación, por el hecho de que la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica ajusta fuertemente con su cinética de crecimiento.

En la figura 4.10 se muestra la correlación entre la constante de velocidad de engrosamiento parabólica, que es una variable asociada a la velocidad de crecimiento, y la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica para una serie de depósitos realizados con electrodo revestido manual.

A su vez, se demostró que el espesor de la capa de ferrita es insensible al tamaño de grano austenítico inicial, al menos para aceros de baja aleación [67]. Un resultado como este solo puede ser explicado si se asume que la nucleación no tiene una gran influencia en la cinética de la transformación [65].

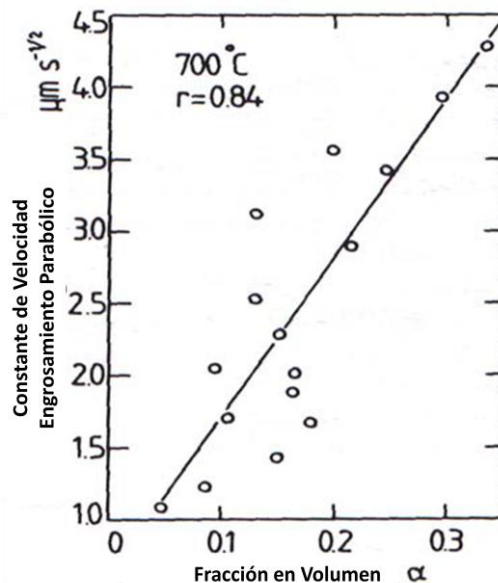


Figura 4.10 Correlación entre la constante de velocidad de engrosamiento parabólico y la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica, para una serie de depósitos realizados con electrodo revestido manual [68].

## b) Ferrita Widmanstatten $\alpha_w$

La Ferrita Widmanstatten  $\alpha_w$  observada al microscopio óptico puede ser visualizada como dos placas mutuamente acomodadas con una pequeña diferencia en el plano de hábito, dando la característica morfología de cuña de la ferrita Widmanstatten. La forma de la placa puede ser aproximada por una delgada cuña de longitud  $z$  en la dirección de mayor crecimiento, mientras que el crecimiento en las otras dimensiones rápidamente se ve limitado por los campos de difusión de las placas cercanas en el arreglo. Los detalles de este modelo necesitan verificaciones adicionales, en particular el hecho de que la fracción en volumen de ferrita Widmanstatten sería proporcional a la longitud de la placa. Como una primera aproximación, esta dependencia puede solo alcanzarse si la forma de la  $\alpha_w$  fuese un *listón* (“*lath*”) más que una *placa* (“*plate*”) [65].

En la figura 4.11 se puede ver un esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstatten.

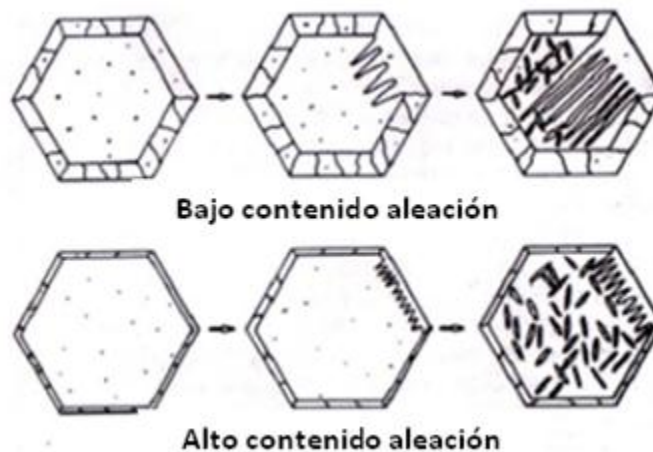


Figura 4.11 Esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstatten a través del grano austenítico para bajo y alto contenido de aleación [69].

Los hexágonos representan la sección transversal de los granos columnares de austenita cuyos bordes se encuentran decorados con capas policristalinas de ferrita alotriomórfica, seguidos por la formación de ferrita Widmanstätten. Dependiendo de las velocidades de transformación relativas de la esta ferrita y de la ferrita acicular la ferrita Widmanstätten podrá crecer cruzando enteramente el grano austenítico sin anclarse con las agujas de ferrita acicular. [70].

### **c) Ferrita Acicular $\alpha_a$**

La ferrita acicular  $\alpha_a$  es la fase más comúnmente encontrada como producto de la descomposición de la austenita en la soldadura de aceros al C-Mn y de baja aleación [56,71]. Esta fase es de considerable importancia tecnológica ya que provee una microestructura relativamente tenaz y resistente. Se forma en un intervalo de temperaturas donde las transformaciones reconstructivas se vuelven relativamente lentas, y dan lugar a las transformaciones del tipo *cooperativas* como la ferrita Widmanstätten, la bainita o la martensita.

El término acicular significa que la tiene la forma de una aguja, sin embargo está generalmente aceptado que la ferrita acicular tiene en tres dimensiones una morfología de delgadas placas lenticulares. La verdadera relación de aspecto no fue verificada pero en secciones planas al azar las placas tienen típicamente una longitud de 10 micrones y de 1 micrón de ancho, por lo que la relación de aspecto verdadera es probable que sea mucho menor que 0,1.

Las inclusiones no metálicas que se encuentran en el seno de la microestructura de los depósitos de soldadura pueden ser óxidos u otros compuestos, y bajo ciertas circunstancias afectan fuertemente el desarrollo microestructural durante el enfriamiento del depósito de soldadura. Las placas de ferrita acicular durante las primeras etapas de la transformación nuclean sobre las inclusiones presentes en el grano columnar grande de austenita, que

son típicos de las soldaduras [72]. La subsecuente nucleación se produce autocatalíticamente, asistida el estado plano de deformaciones invariante que acompaña la transformación [65]. Debido a esto no se espera una relación uno a uno entre inclusiones activas y número de placas de ferrita acicular. A su vez, si el volumen de una placa típica de ferrita acicular es de alrededor de  $10-16 \text{ m}^3$  y el de una inclusión esférica es de  $4 \cdot 10^{-20} \text{ m}^3$ , entonces se espera que sólo el 7,4% de todos los granos examinados muestren la partícula nucleante. Además, la intersección de la partícula en la sección observada puede ser mucho menor que su diámetro. Existen otros métodos para la realización de este cálculo, dando como resultado que alrededor del 10% del total de las placas de ferrita acicular mostrarán la inclusión sobre la que nucleó [65].

Toda la evidencia indica que el crecimiento de la ferrita acicular es adifusional, con partición de carbono hacia la austenita luego del evento de la transformación. Los datos experimentales disponibles indican que la ferrita acicular es esencialmente idéntica a la bainita. Su morfología difiere de la de la bainita en que la ferrita acicular nuclea intragranularmente en las inclusiones dentro de grandes granos de austenita, mientras que en los aceros laminados que están relativamente libres de inclusiones no metálicas, la bainita nuclea en las superficies de las interfases  $\gamma / \gamma$  y continúa creciendo por la formación repetida de subunidades, para generar la clásica morfología denominada “*sheaf*” [65].

La ferrita acicular normalmente no crece en forma de “*sheaves*” debido a que el desarrollo de las mismas es detenido por un efecto de anclaje severo (*hard impingement*) entre placas nucleadas independientemente en sitios adyacentes. Además, la bainita convencional y la ferrita acicular pueden ser obtenidas en condiciones de transformación isotérmicas idénticas en el mismo acero (con el mismo nivel inclusionario). Para el caso de la bainita el tamaño de grano austenítico debe ser pequeño para que domine la nucleación desde las superficies de los granos y que el crecimiento posterior colme el interior de los

granos de  $\gamma$ . Para un tamaño de grano  $\gamma$  mayor la nucleación intragranular sobre las inclusiones se vuelve dominante por lo que se obtiene ferrita acicular  $\alpha_a$ . Estos aspectos mencionados para la nucleación y crecimiento de la bainita y de la ferrita acicular se pueden observar en la figura 4.12.

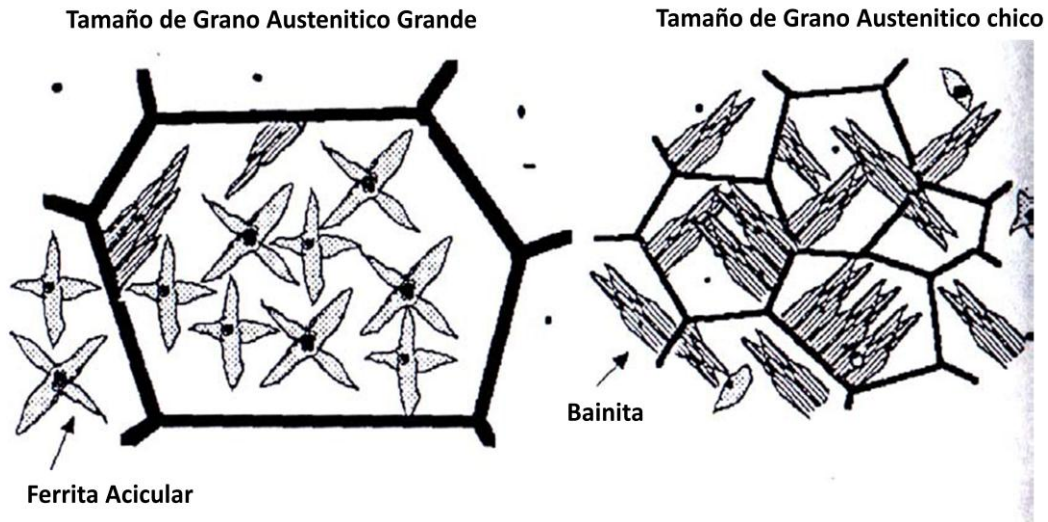


Figura 4.12 Ilustración esquemática del efecto del tamaño de grano en la descomposición de la austenita <sup>[65]</sup>.

La ferrita acicular es también considerada como un ferrita Widmanstätten nucleada intragranularmente sobre la base de observaciones macroscópicas de la morfología de la interfase en la transformación [65].

La ferrita acicular es uno de los últimos productos de transformación en formarse, después del crecimiento de la ferrita alotrópica  $PF(G)$  y la ferrita Widmanstätten  $FS$ , por lo que se ve influenciada por los productos de transformación formados anteriormente. Así, durante la descomposición de la austenita por enfriamiento continuo, la fracción en volumen de ferrita acicular a menudo es estimada simplemente a partir del cálculo del complemento respecto de las fracciones en volumen de los productos formados anteriormente (ferrita alotrópica y Widmanstätten), para aceros al C-Mn.

#### **d) Bainita B**

Este producto de la reacción bainítica no constituye una fase, sino una mezcla de ferrita y carburo de hierro.

La reacción bainítica implica cambios composicionales y requiere la difusión del carbono en la red de hierro, característica de una reacción del tipo reconstructiva. Recíprocamente estos cambios de composición no involucran a los elementos de aleación sustitucionales que estén presentes, si bien no está bien determinado el efecto de los elementos de aleación sobre las distintas características de la bainita [74]. Otra propiedad de esta reacción que la diferencia de las reacciones martensíticas es que no es atérmica, sino que evoluciona con el tiempo [73].

En ambos casos, se ha mostrado que la formación de la bainita ocurre por un mecanismo de corte, por lo que se anticipa la existencia de una relación de orientación entre la ferrita bainítica y la austenita de la cual esta se forma [74].

La forma, el lugar donde precipitan los carburos y su distribución hace que se puedan establecer diferencias entre los distintos mecanismos de formación de estos tipos de bainitas.

Este constituyente es un producto intermedio entre los constituyentes de equilibrio de los aceros (perlita) y la martensita. Por ser un producto intermedio, presenta características mixtas de ambos tipos de reacciones, es decir, tanto de una reacción de nucleación y crecimiento como de una reacción martensítica [75,76].

La bainita, a diferencia de la perlita crece como placas, una característica típicamente martensítica. La formación de estas placas es acompañada por distorsiones de la superficie, encontrándose involucrado un cizallamiento

reticular [77]. Sin embargo, aparece una diferencia con la martensita en cuanto a su velocidad de formación, la bainita crece lenta y continuamente, siendo la transformación de las últimas fracciones retardada debido al efecto del tiempo requerido para el proceso de difusión.

Las placas de bainita poseen planos de hábito, como la martensita. Los índices de estos planos varían con la temperatura a la cual se forma la bainita.

El mecanismo de formación de la bainita difiere del de formación de la perlita, si bien ambos son mezclas de ferrita y carburos. En el caso de la bainita, en lugar de precipitar primero los carburos en forma de cementita, y luego transformar la austenita empobrecida en carbono a ferrita, lo que sucede es que por la disminución de la difusión, primero se produce la transformación alotrópica de austenita a ferrita precipitando posteriormente los carburos al encontrarse sobresaturada en carbono la ferrita recién transformada.

### **Bainita Superior**

Hoy es generalmente aceptado que la bainita superior consiste en placas de ferrita y carburos precipitados entre estas placas, preferentemente según la dirección del eje principal de la placa, asimilándose a la estructura de la martensita revenida de bajo carbono [74,75].

En las primeras etapas de la transformación de bainita superior en los aceros de bajo carbono tiene lugar la formación de una placa de ferrita desde la austenita como producto de una transformación de corte. Frecuentemente un fenómeno de transformación cooperativa es observado, en el cual una nucleación lado a lado de las placas de ferrita tiene lugar para formar un apilamiento de placas paralelas por un efecto de nucleación. Este comportamiento se vuelve más frecuente a medida que aumenta el contenido de carbono. Al crecer las placas de ferrita el carbono se difunde hacia el frente

de la interfase ferrita-austenita enriqueciendo en carbono la austenita que rodea a la ferrita. Este efecto produce una disminución de la temperatura  $M_s$  en las zonas enriquecidas, pudiendo producir la existencia de austenita retenida [74].

A medida que desciende la temperatura de transformación en el rango de la bainita superior, las placas de ferrita se vuelven más aciculares, al igual que al aumentar el contenido de carbono, probablemente porque el crecimiento de las placas hacia los lados se ve restringido por la difusión del carbono, y a su vez aumenta la densidad de dislocaciones en la ferrita bainítica, y los carburos precipitados ( $Fe_3C$ ) se encuentran más cercanos [74].

La velocidad a la cual precipitan los carburos desde la ferrita supersaturada es también responsable de la diferencia entre bainita superior e inferior. Una rápida precipitación de carburos  $\epsilon$  en la bainita inferior evita un significativo enriquecimiento en carbono de la austenita, mientras que la retrasada precipitación de cementita en la bainita superior permite una sustancial partición de carbono hacia la austenita atrapada entre las placas de ferrita, permitiendo que la cementita pueda precipitar desde esta austenita enriquecida [75].

### **Bainita Inferior**

La bainita inferior está compuesta por placas de ferrita en las cuales los carburos están orientados en una dirección singular formando un ángulo de aproximadamente  $55^\circ$ - $65^\circ$  con respecto al eje de la aguja [74,78]. Esto pone de manifiesto que las cinéticas de formación de ambas bainitas son distintas.

Uno de los puntos de vista, basado en las relaciones cristalográficas que ayudaron a caracterizar la bainita, propone el concepto de que los carburos, en la bainita superior precipitan desde zonas de austenita enriquecida en carbono atrapadas entre las placas de ferrita, mientras que en la bainita inferior precipitan desde la ferrita supersaturada. Así, este punto de vista, explica que la



microestructura observada para la bainita inferior es formada, en un inicio, por una placa de ferrita monolítica simple, donde los carburos precipitan desde dentro de la, presumiblemente, altamente supersaturada ferrita de la bainita inferior, la cual es formada por una alta velocidad de corte [79,80]. En la figura 4.13 se ve un esquema de la placa monolítica de ferrita.

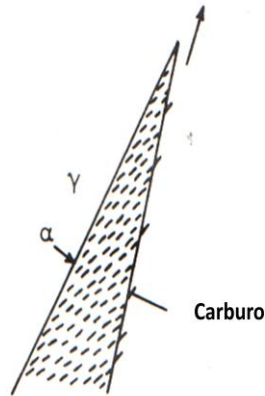


Figura 4.13 Esquema de la placa monolítica de ferrita – bainita inferior

El crecimiento de dicha placa supersaturada en carbono solo podría proceder si esa supersaturación decrece por la precipitación de carburos, observándose una rápida precipitación de carburos dentro de las placas de ferrita bainítica. Dado que las temperaturas de transformación son bajas se tiene una velocidad de difusión del carbono relativamente baja, por lo que las placas de bainita inferior son muy delgadas. Este proceso de precipitación de carburos y crecimiento de la ferrita bainítica es continuo hasta que la placa que crece se choca con una placa adyacente [74].

#### e) Martensita M

Otra de las fases que puede obtenerse en los depósitos de soldadura es la martensita (M) como resultado de la descomposición de la austenita.

La transformación martensítica es una transformación sin difusión y por lo tanto, no hay cambio de composición química. Es una transformación de volumen del

tipo cooperativa que se produce por esfuerzos de cizallamiento. Los átomos se desplazan en conjunto en planos específicos, siendo el desplazamiento de un átomo respecto de su vecino menor que un espaciado atómico.

La transformación martensítica implica una transformación de volumen que se produce por esfuerzos de cizallamiento. Los átomos se desplazan en conjunto en planos específicos, siendo el desplazamiento de un átomo respecto de su vecino menor que un espaciado atómico. En la figura 4.14 se puede observar un esquema de la formación de la martensita. En esta figura se muestra que la martensita se forma por tensiones de corte desde la austenita desde una configuración de red a otra, manteniendo un alto grado de coherencia en la interfase austenita-martensita.

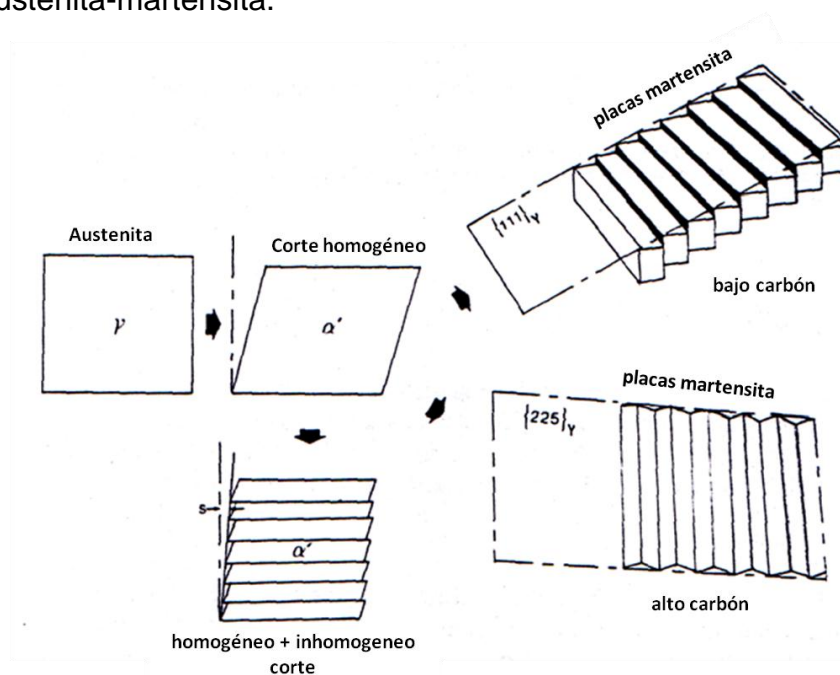


Figura 4.14 Esquema de la Formación de la martensita alfa. Secuencia de corte  $s$  homogéneo e inhomogéneo <sup>[57]</sup>.

En general se suele definir la martensita como una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, ya que todo el carbono queda en solución sólida debido a la ausencia de difusión. Este carbono en solución, dada su posición en la red es el que produce la distorsión de la misma en la

forma tetragonal, siendo la estructura cristalina resultante tetragonal centrada en el cuerpo [76].

De lo dicho anteriormente se desprende una consecuencia importante de la formación de la martensita y es el aumento de volumen que acompaña a la transformación, que incorpora al material importante tensiones internas y variaciones dimensionales. Estos efectos deben tenerse en cuenta ya que pueden transformarse en críticos desde el punto de vista de la fisuración, en particular en la soldadura de aceros.

Esta transformación se produce a una velocidad altísima, cercana a la velocidad del sonido [83]. En este sentido, se denomina atérmica debido a que no depende del tiempo como las isotérmicas, sino que el avance de la transformación sólo es función de la temperatura si bien pueden transformarse pequeñas cantidades isotérmicamente [84].

La austenita al alcanzar una cierta temperatura se transformará a martensita casi instantáneamente. Esta transformación implica una distorsión de la red cristalina, por lo que aumentará la energía libre del sistema y la transformación no proseguirá. Sólo aumentando la fuerza impulsora de la reacción, es decir sobreenfriando, la transformación continuará. Por esto la transformación martensítica es llamada atérmica [83].

La transformación martensítica también puede ser inducida por tensión. A partir de lo dicho anteriormente se puede definir una temperatura de comienzo de transformación martensítica que se denomina  $M_s$  y una de finalización llamada  $M_f$ . Los valores de estas temperaturas dependen de varios factores, fundamentalmente de la composición química y la temperatura de austenización. Las últimas trazas de austenita se vuelven más difíciles de transformar [73].

En general para los aceros de baja aleación y medio carbono, la temperatura  $M_s$  se encuentra a bajas temperaturas, por encima de la temperatura ambiente (200-400°C), mientras que  $M_f$  puede estar por debajo de la temperatura ambiente, por lo que quedaría un porcentaje de austenita sin transformar que se denomina austenita retenida [73].

La martensita se presenta, para aceros de medio carbono, en forma de agujas que crecen desde la austenita y que son detenidas por un borde de grano o por otra aguja que crece, tendiendo a formar ángulos de 60° entre ellas.

Sus características mecánicas principales son su alta dureza y su también alta fragilidad. La dureza de la martensita aumenta con el contenido de carbono, dado que a mayor contenido de carbono mayor es la tetragonalidad de la red, que produce el aumento de la dureza. Así, para 0,4% de carbono la dureza de la martensita es de alrededor de 690HV. Asociado a esto presenta una alta resistencia y alto límite elástico.

La elevada fragilidad que presenta la martensita se traduce en valores muy bajos de resistencia al impacto. Este es uno de los factores por el cual no se utilizan elementos mecánicos en esta condición, por lo que se le realiza un tratamiento posterior para disminuir la fragilidad y la dureza.

La martensita es una fase *metaestable*, es decir que tiene una energía libre alta en comparación con las fases de equilibrio. Un recalentamiento moderado promueve su descomposición hacia fases de mayor estabilidad. Este fenómeno de la descomposición de la martensita se denomina *revenido* [73].

#### **4.3.2.3 Influencia del Calor Aportado**

Como se describió anteriormente una característica del concepto de pseudo-estado estacionario producto de la aplicación del ciclo térmico es que el campo

de temperaturas alrededor de la fuente en movimiento se puede describir como una montaña térmica moviéndose en la dirección de la soldadura. En la figura 4.15 se puede ver un esquema de la temperatura pico para puntos sobre la línea central en diferentes posiciones fuera del arco.

En dicha figura se puede ver que se alcanzan temperaturas de alrededor de 2000°C debajo del arco. A su vez, se ven los rangos de temperaturas características para las distintas reacciones químicas y físicas que tiene lugar durante el enfriamiento del metal de soldadura.

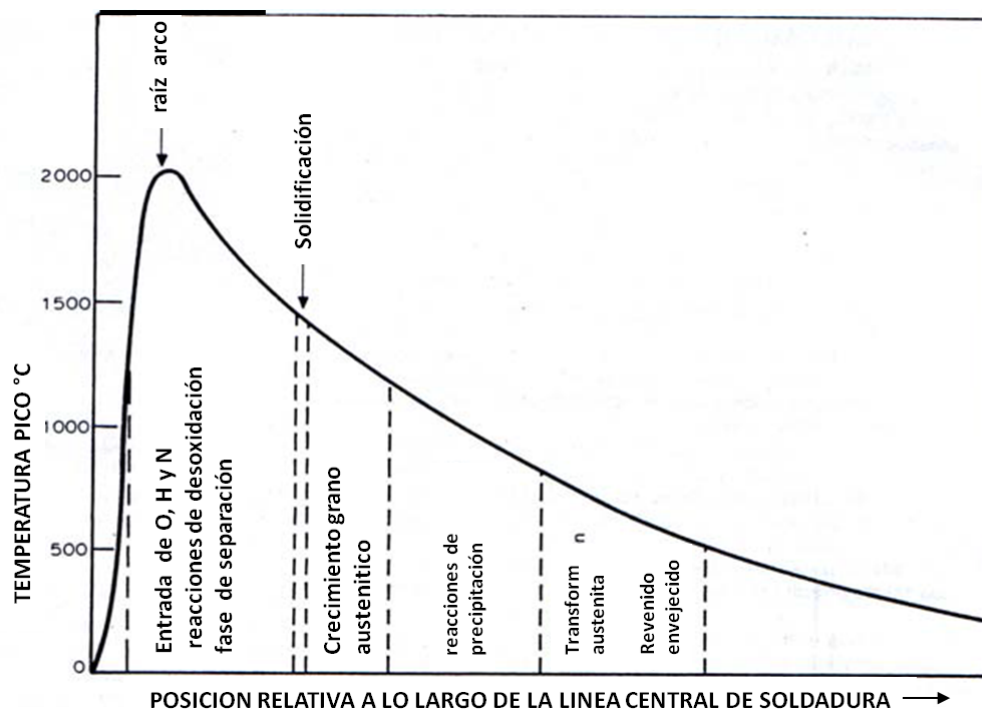


Figura 4.15 Temperaturas pico en diferentes posiciones fuera del arco <sup>[48]</sup>.

Ya que la velocidad de enfriamiento y el tiempo de retención a un dado intervalo de temperaturas depende de las condiciones operativas aplicadas, un cambio en el calor aportado no sólo afecta la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperaturas asociado a la transformación austenita-ferrita, sino que también afecta fuertemente la composición química, la distribución de tamaños de las inclusiones, la microestructura de solidificación y el tamaño de grano auténtico primario [56].

En la soldadura de los aceros el tiempo de enfriamiento desde 800°C a 500°C, denominado  $\Delta t_{8/5}$ , es ampliamente aceptado como un índice adecuado para las condiciones térmicas bajo las cuales la transformación austenita-ferrita tiene lugar. En el caso de flujo de calor tridimensional (chapa gruesa), el  $\Delta t_{8/5}$  será proporcional al calor aportado neto, como se observa en la Ec. 4.4 [85].

$$\Delta t_{8/5} \approx 5 \eta HI \quad 4.4$$

Donde  $\eta$  es la eficiencia del arco y  $HI$  es el calor de entrada en kJ/mm.

La eficiencia de arco depende fuertemente del proceso de soldadura empleado, lo que provoca grandes diferencias en los tiempos de enfriamiento para los distintos métodos. Además el  $\Delta t_{8/5}$  dependerá del modo del flujo de calor, dado por el espesor de la placa  $\delta$  y de la temperatura de precalentamiento  $T_0$ , relacionados experimentalmente de la forma que se observa en la figura 4.16.

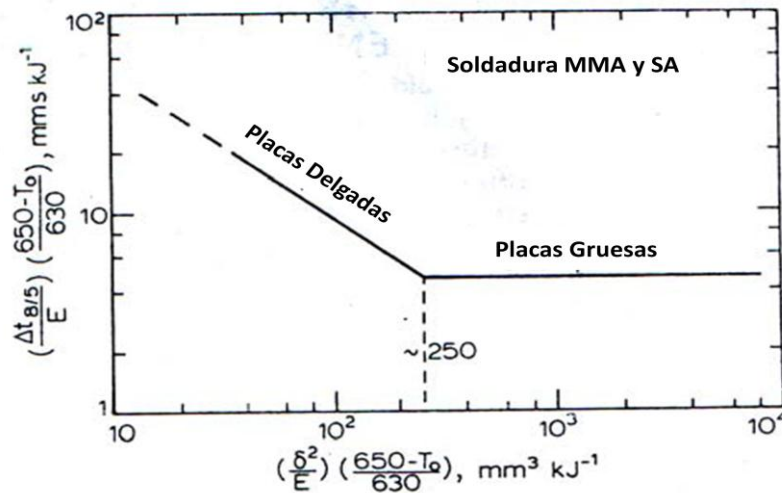


Figura 4.16 Velocidad de enfriamiento  $\Delta t_{8/5}$  en función del calor de entrada  $E$  del espesor de la chapa  $\delta$  y de la temperatura de precalentamiento  $T_0$  [85].

La microestructura formada como producto de la descomposición de la austenita está directamente relacionada con el tiempo de enfriamiento entre 800

y 500°C. Dependiendo de la composición química del metal de soldadura, la microestructura cambia típicamente de martensita y/o bainita a bajos  $\Delta t_{8/5}$  (menos de 5 seg.) y a ferrita acicular, ferrita con placas laterales o ferrita poligonal a velocidades de enfriamiento medias, hasta llegar a predominantemente ferrita poligonal y/o perlita a altos  $\Delta t_{8/5}$  (mayores que 100 seg.) [86,87].

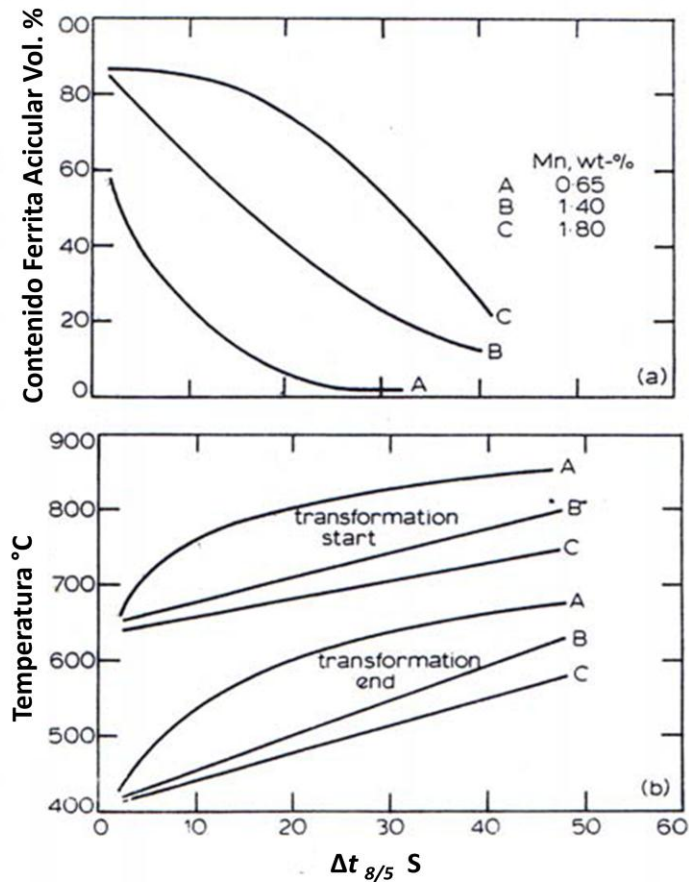


Figura 4.17 a) Contenido de ferrita acicular en función del  $\Delta t_{8/5}$  y b) variación de las temperaturas de comienzo y fin de la transformación en función del mismo valor para distintos niveles de Mn. [88].

El cambio de ferrita acicular a ferrita poligonal con el aumento del  $\Delta t_{8/5}$  se ha observado que tiene lugar paralelamente a una disminución en el grado de sobreenfriamiento para el comienzo y el fin de la transformación [88]. Esta relación se puede observar en la figura 4.17 en la que es graficado el contenido

de ferrita acicular en función del  $\Delta t_{8/5}$  y el aumento de las temperaturas de comienzo y fin de la transformación en función del mismo valor, para distintos niveles de Mn en soldaduras SMAW de aceros al C-Mn simuladas térmicamente.

### 4.3.3 Zona Afectada por el Calor

Cuando partes estructurales son soldadas por fusión, en la junta, el material de ambos componentes es calentado hasta su punto de fusión bajo condiciones de restricción impuestas por la geometría del sistema. Debido a este severo ciclo térmico la estructura original del material y sus propiedades son modificadas en una región cercana a la soldadura. Este volumen de material afectado térmicamente se lo denomina usualmente como *zona afecta por el calor (ZAC)*. Esta zona es convenientemente dividida en sub-zonas, las que se pueden observar en la figura 4.19 para el caso de un acero.

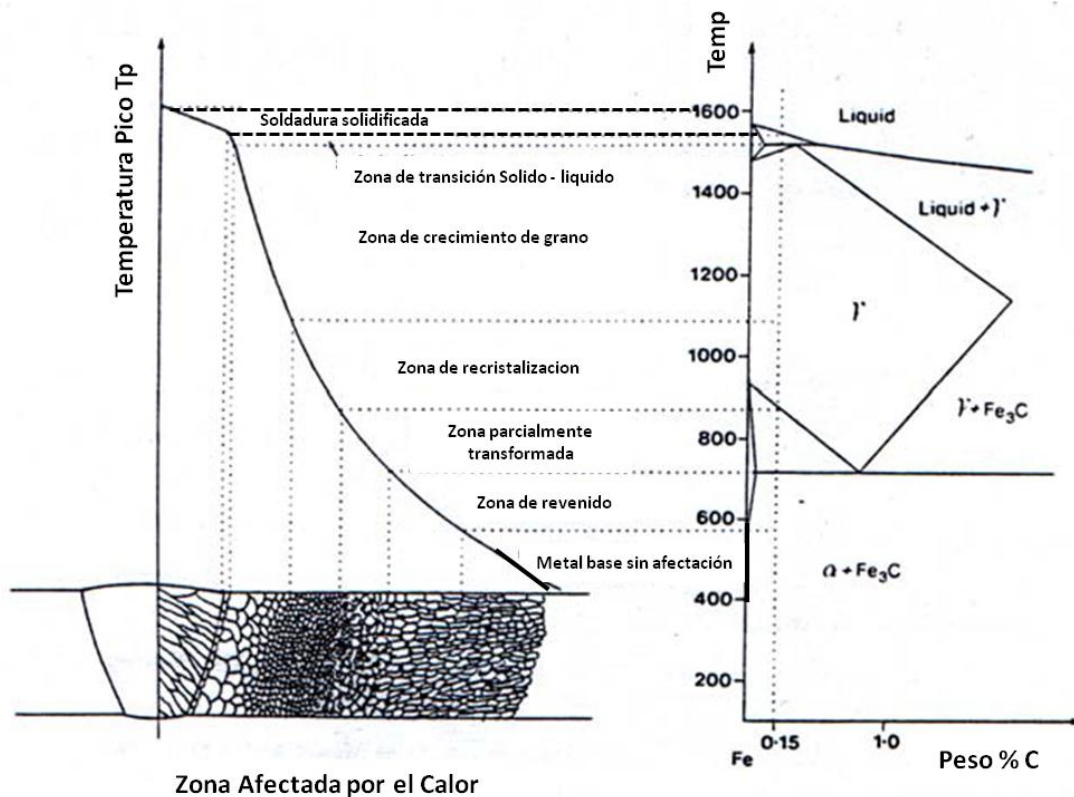


Figura 4.18 Zonas Afectadas por el Calor y subzonas sobre el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C [57].



A fin de comprender los procesos que tienen lugar en la ZAC es necesario considerar cómo la microestructura del metal base reacciona al ciclo térmico completo aplicado, es decir el ciclo de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a temperatura y el ciclo de enfriamiento. Junto con esto deben tenerse en cuenta los efectos de dicho ciclo térmico en las transformaciones de fase y en las reacciones de precipitación [57].

Durante el calentamiento en la zona del material que alcance temperaturas que se encuentren en el rango entre la temperatura crítica superior y alrededor de 1200°C se formarán granos de austenita, que crecerán relativamente lento. Cuando se supere la temperatura de crecimiento de grano la velocidad de crecimiento aumentará fuertemente. Debajo de esta temperatura el movimiento del borde de grano está impedido por la presencia de ciertas partículas (por ej.: nitruro de aluminio). Sin embargo éstas partículas entran en solución por encima de una temperatura, perdiéndose el efecto de anclaje del borde de grano. La efectividad de las adiciones para refinamiento de grano como Al, Ti, Nb o V es mayor cuanto mayor es la temperatura de disolución de las partículas formadas [50].

Desde un punto de vista metalúrgico la zona afectada por el calor de una soldadura por fusión en aceros puede ser dividida en tres zonas: supercrítica, intercrítica y subcrítica. La zona supercrítica puede, a su vez, ser dividida en otras dos: la zona recristalizada de grano grueso (ZRG), cercana a la línea de fusión y la zona recristalizada de grano fino (ZRf), que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas (<1100°C) [50].

#### **4.3.3.1 Recristalización y Crecimiento de Grano**

El proceso de recristalización depende fundamentalmente de 3 variables [45]:

- La temperatura a la cual ocurre.

- El grado de deformación previa.
- La composición del metal.

La temperatura de recristalización determina la velocidad de nucleación y crecimiento de los nuevos granos. En la práctica la temperatura real a la que la recristalización tiene lugar depende fuertemente de la deformación previa del material. El requisito fundamental para que un metal recristalice es la poligonización de los granos, esto implica un rearrreglo de las dislocaciones para formar nuevos bordes. Estos bordes se moverán bajo la acción de la fuerza impulsora de la energía almacenada debido a la deformación. Como una primera aproximación esta energía almacenada es proporcional a la densidad de dislocaciones [57].

La temperatura de recristalización está fuertemente influenciada por las impurezas presentes, ya que estas pueden limitar efectivamente la poligonización.

Se ha demostrado que el tamaño de grano es un parámetro importante en los metales, siendo clave para la determinación de la resistencia y de la tenacidad. El ciclo térmico de la soldadura es tal que en la mayoría de los metales produce crecimiento de grano en la ZAC, en algún grado, influyendo también en el tamaño de grano del metal de soldadura. En este sentido el tamaño de la zona recristalizada o más generalmente la zona recalentada o ZAC dependerá del tamaño del cordón de soldadura que estará relacionado con los parámetros del proceso. En particular el espesor de la chapa y la velocidad de enfriamiento son parámetros que reúnen todas las variables involucradas en la caracterización de la zona recalentada, por lo que cualquier combinación de espesor de placa y velocidad de enfriamiento definen un tamaño de cordón y por ende el tamaño de la zona recalentada [89].

# Capítulo 5

## Proceso de Soldadura GMAW

### 5.1 Definición

La soldadura por arco metálico y gas (*gas metal arc welding*, GMAW por sus siglas en inglés) es un proceso de soldadura que emplea un arco entre un electrodo continuo de metal de aporte y el charco de soldadura. El proceso se realiza bajo un escudo de gas suministrado externamente y sin aplicación de presión.

El proceso GMAW puede operar en modalidades mecanizada, semiautomática o automática. Todos los metales de importancia comercial, como el acero al carbono, el acero de baja aleación de alta resistencia mecánica, el acero inoxidable, el aluminio, el cobre, el titanio y las aleaciones de níquel se pueden soldar bajo este proceso.[89]

### 5.2 Principios de operación

El Proceso GMAW se basa en la alimentación automática de un electrodo continuo consumible que se protege mediante un gas de procedencia externa. El proceso se ilustra en la figura 5.1. Una vez que el operador ha hecho los ajustes iniciales, el equipo puede regular automáticamente las características eléctricas del arco. Por todo esto, en efecto, los únicos controles manuales que el soldador requiere para la operación semiautomática son los de velocidad y

dirección del desplazamiento, así como también el posicionamiento de la pistola. Cuando se cuenta con equipo y ajustes apropiados, la longitud del arco y la corriente (es decir, la velocidad de alimentación del alambre) se mantienen automáticamente

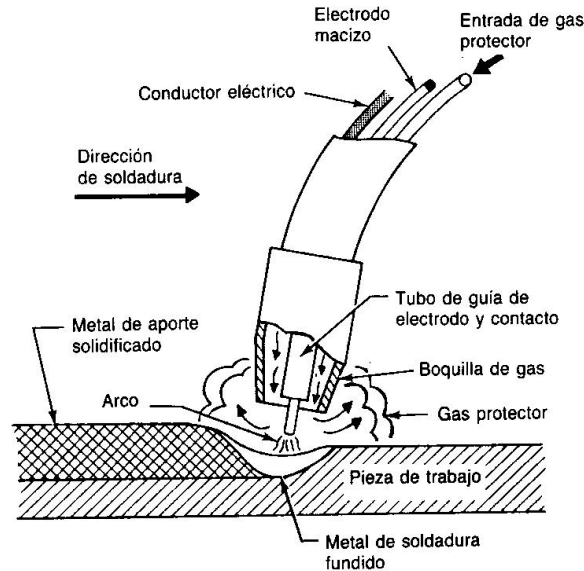


Figura 5.1 Proceso de soldadura por arco de metal y gas <sup>[89]</sup>.

El equipo necesario para GMAW se muestra en la figura 5.2. Los componentes básicos del equipo son la unidad de pistola soldadora y cables, la unidad de alimentación del electrodo, la fuente de potencia y la fuente de gas protector.

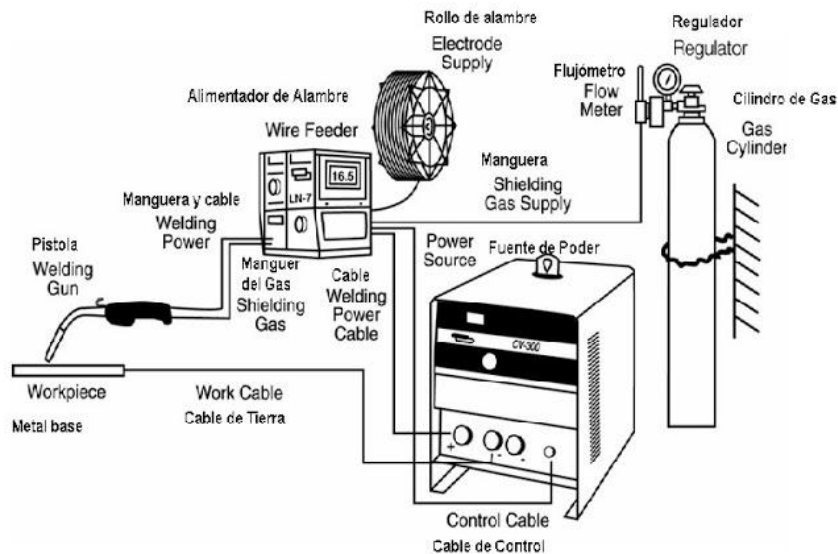


Figura 5.2 Diagrama del equipo para soldadura por arco de metal y gas <sup>[89]</sup>.

La pistola guía el electrodo consumible y conduce la corriente eléctrica y el gas protector al trabajo, de modo que proporciona la energía para establecer y mantener el arco y fundir el electrodo, además de la protección necesaria contra la atmósfera del entorno. Se emplean dos combinaciones de unidad de alimentación de electrodo y fuente de potencia para lograr la autorregulación de la longitud del arco que se desea. Generalmente, esta regulación se efectúa con una fuente de potencia de voltaje (potencial) constante (que por lo regular tiene una curva volt ampere prácticamente plana) en conjunción con una unidad de alimentación de electrodo de velocidad constante. Como alternativa, una fuente de potencia de corriente constante proporciona una curva volt-ampere de caída, y la unidad de alimentación del electrodo se controla por medio del voltaje del arco.

Con la combinación de potencial constante/alimentación de alambre constante, los cambios en la posición del soplete originan un cambio en la corriente de soldadura que coincide exactamente con el cambio en la extensión (protrusión) del electrodo, de modo que la longitud del arco no se modifica. Por ejemplo, si se aumenta la extensión del electrodo al retirar el soplete, la salida de corriente de la fuente de potencia se reduce, con lo que se mantiene el mismo calentamiento por resistencia del electrodo.

En el sistema alternativo, la autorregulación se efectúa cuando las fluctuaciones del voltaje de arco reajustan los circuitos de control del alimentador, los cuales modifican de manera apropiada la velocidad de alimentación del alambre. En algunos casos (como cuando se suelda aluminio), puede ser preferible apartarse de estas combinaciones estándar y acoplar una fuente de potencia de corriente constante con una unidad de alimentación del electrodo de velocidad constante. Esta combinación no tiene mucha capacidad de autorregulación, y por tanto requiere operadores más hábiles en operaciones de soldadura semiautomática. Pese a ello, algunos usuarios opinan que esta combinación ofrece un grado de control sobre la energía del arco (corriente) que puede ser

importante para resolver el problema que implica la elevada conductividad térmica de los metales base de aluminio [89].

### **5.3 Mecanismos de Transferencia del Metal**

La mejor forma de describir las características del proceso GMAW es en términos de los mecanismos básicos empleados para transferir metal del electrodo al trabajo:

- (1) Transferencia en cortocircuito.
- (2) Transferencia globular.
- (3) Transferencia por aspersion.
- (4) Pulsado

El tipo de transferencia está determinado por varios factores. Entre los más influyentes de éstos están:

- (1) Magnitud y tipo de la corriente de soldadura.
- (2) Diámetro del electrodo.
- (3) Composición del electrodo.
- (4) Extensión del electrodo.
- (5) Gas protector.

#### **5.3.1 Transferencia en Corto Circuito**

Este tipo de transferencia abarca el intervalo más bajo de corrientes de soldadura y de diámetros de electrodo asociados al proceso GMAW. La transferencia en cortocircuito produce un charco de soldadura pequeño, de rápida solidificación, que generalmente es apropiado para unir secciones delgadas, soldar fuera de posición y tapar aberturas de raíz anchas. El metal se transfiere del electrodo al trabajo sólo durante el periodo en que el primero está

en contacto con el charco de soldadura; no se transfiere metal a través del espacio del arco. Figura 5.3

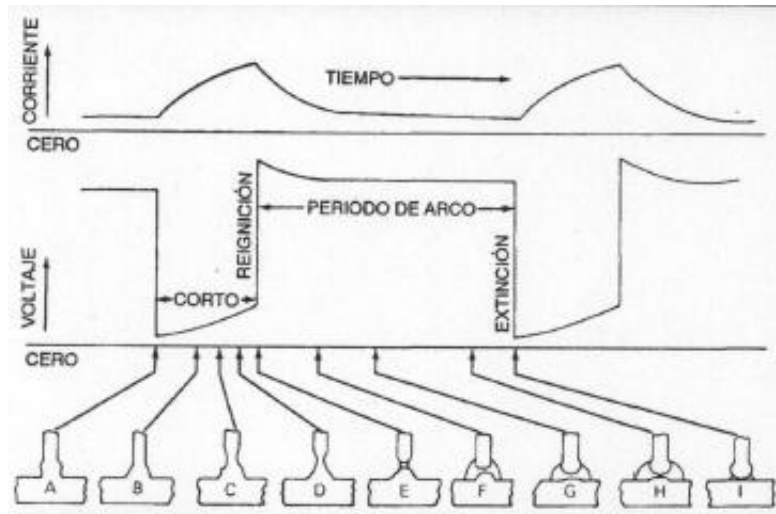


Figura 5.3 Representación esquemática de la transferencia de metal en cortocircuito<sup>[89]</sup>.

### 5.3.2 Transferencia Globular

Con un electrodo positivo (CCEP), hay transferencia globular cuando la corriente es relativamente baja, sea cual sea el gas protector empleado. Sin embargo, con dióxido de carbono y helio este tipo de transferencia ocurre con todas las corrientes de soldadura útiles. La transferencia globular se caracteriza por un tamaño de gota mayor que el diámetro del electrodo. La gravedad actúa fácilmente sobre esta gota grande, por lo que en general sólo hay transferencia útil en la posición plana. Figura 5.4

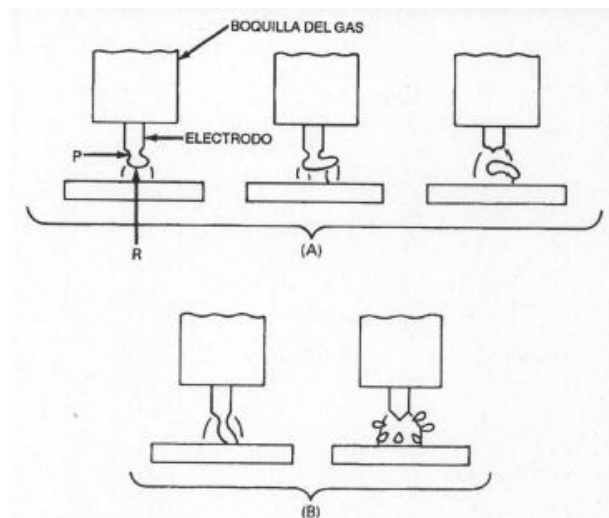


Figura 5.4 Transferencia globular no axial<sup>[89]</sup>.

### 5.3.3 Transferencia por Aspersión

Con un escudo con un alto contenido de argón, es posible producir una modalidad de transferencia de rocío axial muy estable y libre de salpicaduras, como el que se ilustra en la figura 5.5. Para esto es preciso usar corriente continua con el electrodo positivo (CCEP) y un nivel de corriente por encima de un valor crítico conocido como *corriente de transición*. Por debajo de este nivel, la transferencia se realiza en la modalidad globular antes descrita, a razón de unas cuantas gotas por segundo. Por encima de la corriente de transición, la transferencia se efectúa en forma de gotas muy pequeñas que se forman y sueltan a razón de centenares por segundo. Se aceleran axialmente a través del espacio del arco.

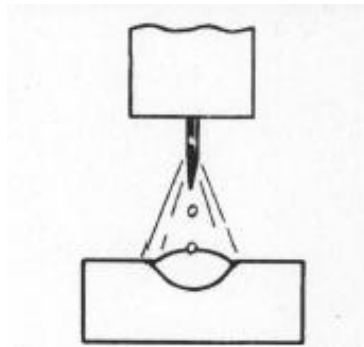


Figura 5.5 Transferencia por aspersión axial <sup>[89]</sup>.

### 5.3.4 Transferencia Pulsada

La modalidad de transferencia por arco de rocío puede servir para soldar casi cualquier metal o aleación gracias a las características inertes del escudo de argón. Sin embargo, puede ser difícil aplicar el proceso a láminas delgadas por las corrientes tan altas que se necesitan para producir el arco de rocío. Las fuerzas de arco que resultan pueden perforar láminas relativamente delgadas en vez de soldarlas. Además, la tasa de deposición característicamente alta puede producir un charco de soldadura demasiado grande para sostenerse exclusivamente con la tensión superficial en la posición vertical o cenital.



Las limitaciones de la transferencia por arco de rocío en cuanto al espesor del trabajo y la posición de soldadura se han superado en gran medida mediante el empleo de fuentes de potencia de diseño especial. Estas máquinas producen formas de onda y frecuencias cuidadosamente controladas que pulsan la corriente de soldadura. Como puede verse en la figura 5.6, suministran dos niveles de corriente; una corriente de fondo baja y constante que mantiene el arco sin proporcionar energía suficiente para hacer que se formen gotas en la punta del alambre, y una corriente a pulsos superpuesta cuya amplitud es mayor que la corriente de transición necesaria para la transferencia por aspersión. Durante este pulso, se forman y transfieren una o más gotas. La frecuencia y amplitud de los pulsos controlan el nivel de energía del arco, y por tanto la rapidez con que se funde el alambre. Al reducir la energía media del arco y la rapidez de fusión del alambre, los pulsos permiten aprovechar las características deseables de la transferencia por aspersión en la soldadura de láminas y de metales gruesos en cualquier posición [89].

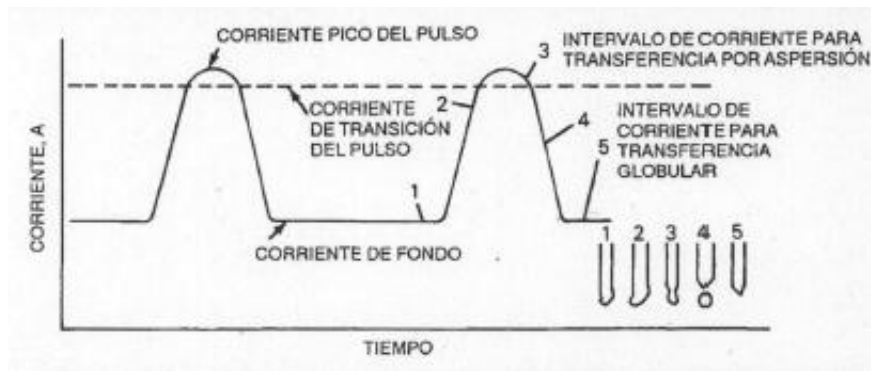


Figura 5.6 Característica de corriente de soldadura de arco de rocío a pulsos [89].

## 5.4 Variables del Proceso

Las que siguen son algunas de las variables que afectan la penetración de la soldadura, la geometría de la franja y la calidad global de la soldadura:

(1) Corriente de soldadura (velocidad de alimentación del electrodo).

- (2) Polaridad.
- (3) Voltaje del arco (longitud del arco).
- (4) Velocidad de recorrido.
- (5) Extensión del electrodo.
- (6) Orientación del electrodo (ángulo respecto a la dirección de desplazamiento).
- (7) Posición de la unión que se va a soldar.
- (8) Diámetro del electrodo.
- (9) Composición y tasa de flujo del gas protector.

El conocimiento y control de estas variables es indispensable para producir consistentemente soldaduras de buena calidad. Estas variables no son del todo independientes, y cuando se modifica una casi siempre es necesario modificar una o más de las otras para obtener los resultados que se buscan. Se requiere considerable habilidad y experiencia para seleccionar los valores óptimos para cada aplicación. Estos valores óptimos son afectados por (1) el tipo de metal base, (2) la composición del electrodo, (3) la posición en que se suelda y (4) los requisitos de calidad. Por tanto, no hay un conjunto único de parámetros que produzca resultados óptimos en todos los casos [89].

#### **5.4.1 Corriente de Soldadura**

Si todas las demás variables se mantienen constantes, el amperaje de soldadura varía con la velocidad de alimentación del electrodo o con la rapidez de fusión siguiendo una relación no lineal. Al variarse la velocidad de alimentación, el amperaje de soldadura varía de manera similar si se emplea una fuente de potencia de voltaje constante. Esta relación entre la corriente de soldadura y la velocidad de alimentación del alambre se muestra en la figura 5.7 para electrodos de acero al carbono. En los niveles de baja corriente para cada

tamaño de electrodo, la curva es casi lineal, pero con corrientes de soldadura altas, sobre todo si los electrodos son de diámetro pequeño, las curvas dejan de ser lineales y su pendiente aumenta al incrementarse el amperaje de soldadura. Esto se atribuye al calentamiento por resistencia de la extensión del electrodo que sobresale del tubo de contacto.

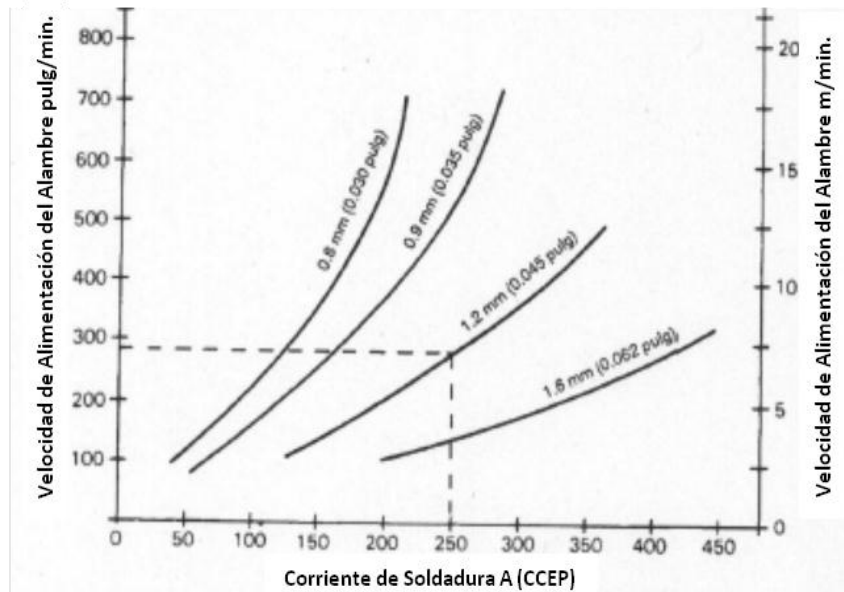


Figura 5.7 Corrientes de soldadura típicas contra velocidades de alimentación del alambre para electrodos de acero al carbono <sup>[89]</sup>.

#### 5.4.2 Voltaje del Arco (longitud del arco)

*Voltaje del Arco y longitud del arco* son términos que con frecuencia se usan indistintamente. Pese a ello, cabe señalar que si bien están relacionados entre sí, son diferentes. En GMAW, la longitud del arco es una variable crítica que debe controlarse cuidadosamente. Por ejemplo, en la modalidad de arco de rocío con escudo de argón, un arco que es demasiado corto experimenta cortocircuitos momentáneos que causan fluctuaciones de la presión, mismas que bombean aire hacia el chorro del arco y producen porosidad y pérdida de ductilidad por absorción de nitrógeno. Si el arco es demasiado largo, tiende un movimiento lateral aleatorio que afecta tanto la penetración como el perfil de la superficie de la franja. Además, un arco largo puede romper el escudo de gas. En el caso de arcos enterrados con escudo de dióxido de carbono, un arco

largo produce salpicaduras excesivas y también porosidad; si el arco es demasiado corto, la punta del electrodo hará cortocircuito con el charco de soldadura, causando inestabilidad.

La longitud del arco es la variable independiente. El voltaje del arco depende de la longitud del arco así como de muchas otras variables, como la composición y dimensiones del electrodo, el gas protector, la técnica de soldadura y, dado que a menudo se mide en la fuente de potencia, incluso la longitud del cable de soldadura. El voltaje del arco permite expresar en forma aproximada la longitud física del arco (véase la figura 5.8) en términos eléctricos, aunque el voltaje del arco también incluye la caída de voltaje en la extensión del electrodo que sobresale del tubo de contacto.

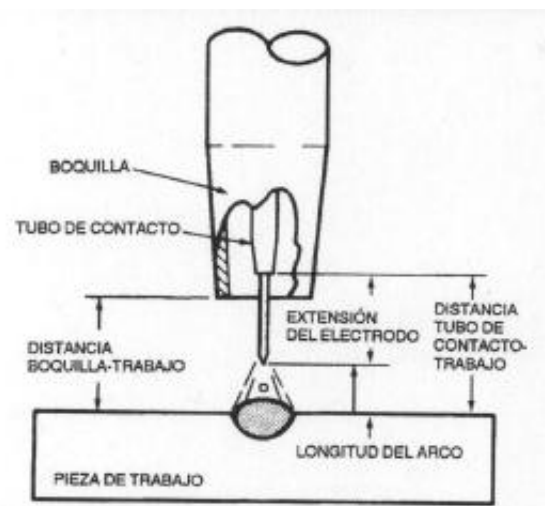


Figura 5.8 Terminología de soldadura por arco de metal y gas <sup>[89]</sup>.

### 5.4.3 Velocidad de Recorrido

La velocidad de recorrido o de desplazamiento es la tasa de movimiento lineal del arco a lo largo de la unión que se va a soldar. Si todas las demás condiciones se mantienen constantes, la penetración de la soldadura es máxima a una velocidad de recorrido intermedia. Cuando se reduce la velocidad

de recorrido, se incrementa la deposición del metal de aporte por unidad de longitud. A velocidades muy bajas, el arco actúa sobre el charco de soldadura, no sobre el metal base, con lo que se reduce la penetración efectiva. Otra consecuencia es una franja de soldadura ancha.

Al incrementarse la velocidad de recorrido, en un principio se incrementa también la cantidad de energía térmica que se transmite del arco al metal base, porque el arco actúa de manera más directa sobre el metal base. Si continúa el aumento en la velocidad de recorrido, se impartirá al metal base menos energía térmica por unidad de longitud de la soldadura. Por tanto, al incrementarse la velocidad de recorrido, la fusión del metal base primero aumenta y luego disminuye. Si se aumenta todavía más la velocidad de recorrido, aparecerá una tendencia al socavamiento a lo largo de los bordes de la franja de soldadura, porque no se depositará suficiente material [89].

## **5.5 Gases Protectores**

La Función Primaria del gas protector es impedir que la atmósfera entre en contacto con el metal de soldadura fundido. Esto es necesario porque la mayor parte de los metales, al calentarse hasta su punto de fusión en aire, presentan una marcada tendencia a formar óxidos y, en menor grado, nitruros. Además, el oxígeno reacciona con el carbono del acero fundido para formar monóxido y dióxido de carbono. Estos diversos productos de reacción pueden causar deficiencias de la soldadura, como escoria atrapada, porosidad y pérdida de ductilidad del metal de soldadura. Los productos de reacción mencionados se forman con facilidad en la atmósfera si no se toman precauciones para excluir el oxígeno y el nitrógeno. Además de proporcionar un entorno protector, el gas protector y la tasa de flujo tienen un efecto importante sobre lo siguiente:

- (1) Características del arco.
- (2) Modalidad de transferencia del metal.
- (3) Penetración y perfil de la franja de soldadura.

(4) Velocidad de soldadura.

(5) Tendencia al socavamiento.

(6) Acción limpiadora.

(7) Propiedades mecánicas del metal de soldadura.

Los principales gases que se usan con GMAW. Casi todas son mezclas de gases inertes de Argón y Helio que también pueden contener pequeñas cantidades de Oxígeno ó  $\text{CO}_2$ , El empleo de nitrógeno al soldar cobre es una excepción [89].

# Capítulo 6

## Desarrollo Experimental

En el presente capítulo se detallan las pruebas y análisis realizados para evaluar el efecto térmico de los diferentes valores o niveles de calor de entrada en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las uniones soldadas de aceros AHSS tipo TRIP debido al proceso de soldadura GMAW utilizado.

Para la realización del presente proyecto de investigación se utilizó un Acero avanzado de Alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) GMW 3399M-ST-S CR 780T/420Y TR tipo Transformación Inducida por Plasticidad (TRIP por sus siglas en inglés) de 780 Mpa mínimo, de esfuerzo de tensión y 420 Mpa de esfuerzo de cedencia mínimo, con un espesor de 2.8 mm, utilizado actualmente en la manufactura para partes estructurales de carrocerías de automóviles. A continuación se muestra en la Tabla 6.1 la composición química del acero; en la Tabla 6.2 las propiedades mecánicas de este material.

Tabla 6.1 Composición Química (% e.p.) Acero AHSS TRIP 780

Peso %	C	S	Mn	P	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti
TRIP 780	0.10	0.002	1.98	0.002	2.35	0.06	0.04	0.03	0.012	0.019	0.004	0.01

Tabla 6.2 Propiedades Mecánicas Acero AHSS TRIP 780

Metal	Espesor	Esfuerzo Cedencia	Esfuerzo Maximo	Alargamiento
Base	mm	Mpa	Mpa	%
TRIP 780	2.8	652	854	20

## 6.1 Determinación de Variables

De acuerdo con el análisis del estado del arte para el proceso de soldadura de arco metálico con protección de Gas GMAW en aceros, las principales variables de proceso a ser consideradas en la experimentación fueron:

- Amperaje (Amperes)
- Voltaje (Volts)
- Velocidad de Avance (cm/min)
- Calor de Entrada (kJ /mm)

En la Tabla 6.3 se muestran los parámetros de soldadura utilizados para la elaboración de las probetas de soldadura. En donde el numero de la identificación de la nomenclatura T36,T40 y T44 corresponde a la velocidad de avance del robot en pulgadas / minuto , durante la aplicación de la soldadura.

Tabla 6.3 Parámetros de Soldadura

Calor de entrada	Probeta	Proceso	Metal de Aporte		Corriente			Vel. Avance cm/min	Gas	Flujo (cfh)	Calor Entrada kJ/mm
			AWS	Ø (mm)	Polaridad	Amp. (A)	Voltaje (V)				
Alto	T36	GMAW	ER70S-3	0.09	CDEP	235-255	23.6	91.44	80% Ar-20%CO2	55	0.304
Medio	T40	GMAW	ER70S-3	0.09	CDEP	235-255	23.6	101.6	80% Ar-20%CO2	55	0.273
Bajo	T44	GMAW	ER70S-3	0.09	CDEP	235-255	23.6	111.76	80% Ar-20%CO2	55	0.248



Para calcular el calor de entrada para el proceso de soldadura de arco con protección de gas GMAW, se utilizó la siguiente fórmula 6.1

$$Q = \frac{V \times I \times 60}{S} \times \eta \quad 6.1$$

en donde:

$Q$  = Calor de Entrada (kJ/mm),

$V$  = Voltaje (V)

$I$  = Corriente (A)

$S$  = Velocidad de la soldadura (cm/min)

$\eta$  = Eficiencia del proceso

La eficiencia  $\eta$  depende del proceso de soldadura usado, para la soldadura por arco metálico con gas (GMAW) se considera un valor de 0.8 [41].

## 6.2 Diseño de Experimentos

Las principales variables de proceso consideradas en la experimentación fueron: Amperaje (A) Voltaje (V) y la velocidad de avance del robot (S). Para evaluar cómo las variables seleccionadas afectan la entrada de calor en los aceros avanzados AHSS tipo TRIP, y qué interacción existe entre éstas y las características de la unión soldada, como lo son sus propiedades mecánicas y microestructurales debidas al calor de entrada aplicado en cada junta soldada. Se realizó una combinación con estas variables para obtener probetas de soldadura con calor de entrada Alto de 0.304 kJ/mm a bajas velocidades de avance, Medio de 0.273 kJ/mm a valores normales de velocidades de avance y Bajo de 0.248 kJ/mm a altas velocidades de avance del robot de soldadura.

### 6.3 Elaboración de Probetas de Soldadura

Para la realización de las uniones soldadas mediante el proceso de soldadura GMAW automático se utilizó un robot MOTOMAN modelo UP-20 y una máquina de soldar CLOOS GLC 553 variando los parámetros de soldadura para obtener probetas con calor de entrada Alto 0.304 , Medio 0.273 y Bajo 0.248 kJ/mm.

Como metal de aporte se utilizó microalambre Lincoln ER70S-3 de 0.9 mm de diámetro con una composición química de 0.08 %C, 1.20% Mn, 0.55% de Si, 0.008 %P, y 0.008 % S y propiedades mecánicas de 405 MPa de esfuerzo de cedencia, 510 MPa de esfuerzo máximo y un alargamiento de 26 %.

Para la elaboración de los cupones de soldadura se unieron 2 placas de 150 mm de ancho X 300 mm de largo en un tipo de junta de traslape de 25 mm como se muestra en la Figura 6.1, para posteriormente depositar un cordón de soldadura de filete con los parámetros que actualmente se utilizan en las líneas de producción que son los valores medios, máximos y mínimos a ser utilizados durante la fabricación de partes estructurales de los chasis, de esta manera poder obtener la mayor y menor afectación térmica de la unión soldada para su posterior evaluación en cuanto a sus propiedades mecánicas y metalúrgicas

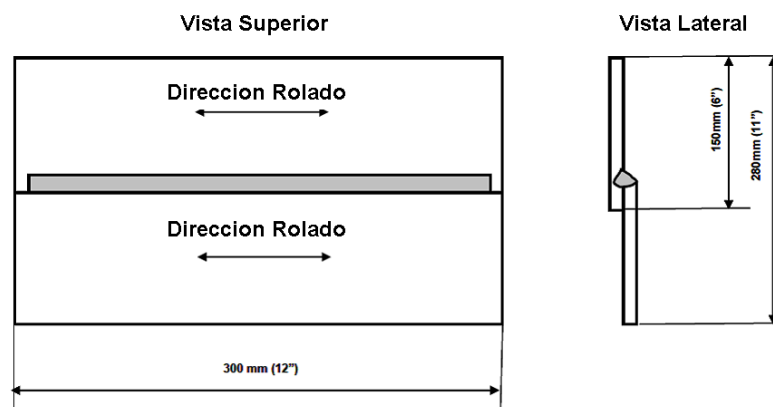


Figura 6.1 Esquema de uniones a traslape de Cupones de soldadura

## **6.4 Ensayos Realizados**

Con el objeto de evaluar el efecto térmico de los diferentes calores de entrada utilizados en la elaboración de los cupones de soldadura en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas se realizaron los siguientes ensayos:

### Ensayos de Evaluación de Propiedades Mecánicas

- 1.- Ensayo de tensión a esfuerzo cortante
- 2.- Ensayo de microdureza
- 3.- Ensayo de Fatiga

### Ensayos de Evaluación Metalúrgica

- 1.- Metalografía Microscopia Óptica
- 2.- Metalografía Microscopia Electrónica de Barrido MEB
- 3.- Fractografía
- 4.- Difracción de Rayos X

### **6.4.1 Ensayos Propiedades Mecánicas**

#### **6.4.1.1 Ensayo de Tensión a Esfuerzo Cortante**

Para el caso del ensayo a tensión a esfuerzo cortante se prepararon probetas de cada uno de los parámetros evaluados cortadas del cupón de soldadura mediante chorro con agua a presión para evitar afectación térmica en la probeta de acuerdo a lo mostrada en la Figura 6.2. Se utilizó una máquina de tensión marca Tenius Olsen Modelo L 290 de 60 Toneladas de capacidad con el objetivo de determinar la carga máxima y resistencia al esfuerzo cortante de la unión soldada.

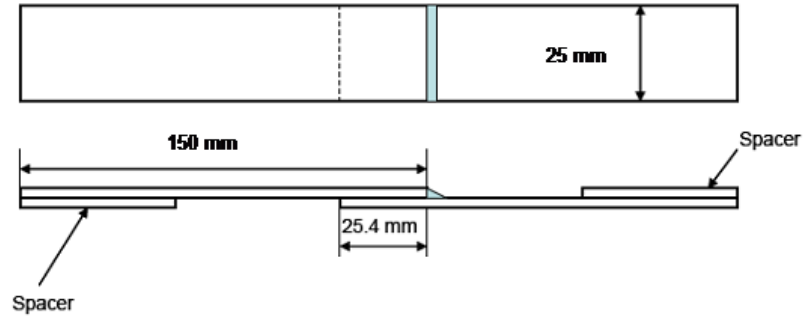


Figura 6.2 Probeta de soldadura Tensión a esfuerzo cortante

#### 6.4.1.2 Ensayo de Microdureza

Para el ensayo de microdureza se utilizó un microdureómetro Marca Future Tech modelo FM realizando un perfil de microdureza Vickers con carga de 500 g en Metal Base (MB), Zona Afectada por el calor (ZAC) y Soldadura (SOL) a una profundidad de 1 mm de la superficie de la placa tanto inferior como superior, tomando lecturas cada 0.25 mm esto con el objeto de determinar el efecto térmico de los diferentes calores de entrada en el perfil de dureza medido en las diferentes zonas evaluadas para cada probeta. En la figura 6.3 se muestra la posición para la toma de las durezas como lo indica las líneas punteadas.

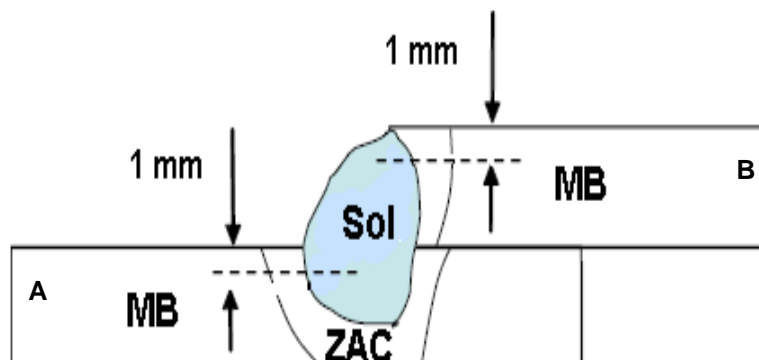


Figura 6.3 Localización de microdurezas

### 6.4.1.3 Ensayo de Fatiga

Para este trabajo de investigación se utilizaron soldaduras de filete en unión de traslape que son las más comúnmente utilizadas en la fabricación de partes automotrices. En la figura 6.4a se muestra un esquema del diseño de unión utilizado. El traslape entre ambas placas del cupón de soldadura fue de 25.4 mm. Para minimizar la abertura de las placas se utilizaron sujetadores mecánicos durante la soldadura y mantener las placas en contacto. Las probetas para la pruebas de fatiga fueron cortadas del cupón de soldadura con un sistema de corte de agua a presión Water Jet para evitar la afectación térmica y minimizar la distorsión de las probetas a ensayar en la pruebas de fatiga. Las dimensiones de las probetas utilizadas se muestran en las Figuras 6.4b. Con el fin de minimizar la variación geométrica del perfil de la soldadura y la microestructura entre probetas todas las probetas para fatiga fueron cortadas de un mismo cupón de 300 mm de largo para cada uno de los calores de entrada evaluados y los extremos donde se encuentran los inicios y finales de las soldaduras fueron descartados

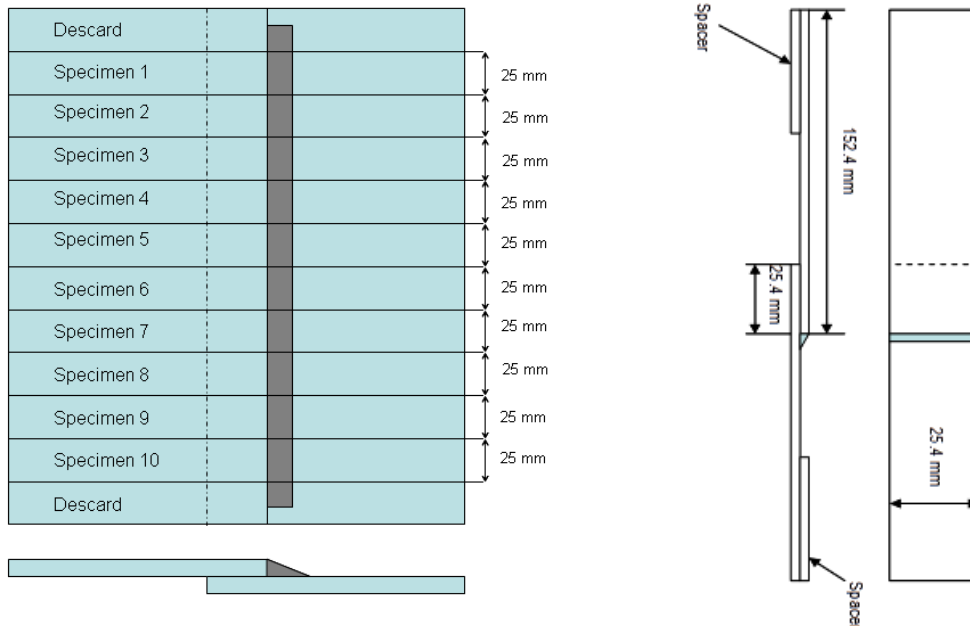


Figure 6.4 a) Cupón de soldadura b) Probeta de fatiga

Para la realización de las pruebas de fatiga se utilizó un equipo para ensayo de materiales MTS 810 con una capacidad de carga de 100 kN. Se realizaron 5 pruebas de fatiga a diferentes cargas para cada una de las condiciones de calor de entrada evaluadas, con 3 replicas cada una tal como se muestra en la Tabla 6.4

Tabla 6.4 Pruebas de Fatiga

Calor Entrada kJ/mm	ID	REPLICAS	CARGA NOMINAL (N)	ESFUERZO NOMINAL (Mpa)
Alto 0.304	T36	3	3,430	48.42
		3	4,000	56.47
		3	5,275	74.46
		3	10,550	148.93
		3	26,375	372.32
Medio 0.273	T40	3	3,430	48.42
		3	4,000	56.47
		3	5,275	74.46
		3	10,550	148.93
		3	26,375	372.32
Bajo 0.248	T44	3	3,430	48.42
		3	4,000	56.47
		3	5,275	74.46
		3	10,550	148.93
		3	26,375	372.32

Las pruebas de fatiga se realizaron usando un historial de amplitud constante de carga sinusoidal con diversos niveles de carga ( $R = 0.1$ ). El ensayo se suspendió para especímenes que sobrevivieron a 5 millones de ciclos sin fractura. Todas las pruebas se llevaron a cabo bajo condiciones de temperatura ambiente. La separación completa de la muestra en dos partes define los ciclos hasta el fallo. Ciclos hasta la rotura y ubicaciones primarias de grietas por fatiga se observaron y registraron. La Figura 6.5 muestra el equipo utilizado para la prueba de fatiga.

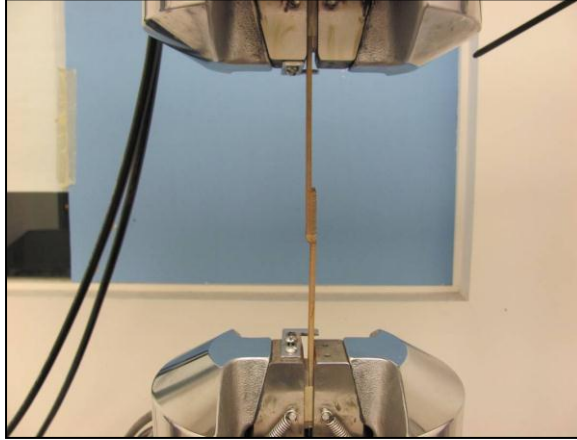


Figure 6.5. Prueba de Fatiga

## 6.4.2 Ensayos Evaluación Metalúrgica

### 6.4.2.1 Metalografía Microscopia Óptica

De los cupones de soldadura se realizó una evaluación metalografica del Metal Base (BM), Zona Afectada por el calor (ZAC) y metal de aporte ó Soldadura (SOL) de la placa inferior con el objeto de determinar las microestructuras presentes y su afectación térmica debido a los diferentes calores de entrada utilizados. Para la evaluación metalografica se prepararon las muestras de soldadura mediante corte con disco abrasivo, desbaste y pulido hasta acabado espejo para posteriormente ataque y evaluación en microscopio óptico. En la figura 6.6 se muestra una probeta típica de evaluación metalografica de soldadura.



Figure 6.6. Evaluación metalografica de soldaduras

El equipo empleado para llevar a cabo la cuantificación de las fases presentes en el Metal Base (MB), Zona Afectada por el Calor (ZAC) y Soldadura (Sol) fue un microscopio óptico marca OLYMPUS PM6-3, cámara equipada con KP-D50 digital color y un analizador de imágenes Image-Pro Plus Analyzer.

El reactivo aplicado en los aceros TRIP fue 4 % picral (4 g. de ácido pícrico en 100 ml de etanol), mezclado con algunas gotas de ácido clorhídrico (1ml por 100 ml de picral) y 10 % de solución acuosa de metabisulfito de sodio (1 gr de metabisulfito de sodio con 100ml de agua). El propósito del ácido hidrociorhídrico es revelar los límites de grano y afinar la apariencia de los carburos de hierro. La sección transversal una vez pulida se sumergió de 18 a 20 segundos en solución picral, durante ese tiempo la muestra está en oscilación, una vez que pasaron los 20 segundos, se enjuaga en chorro de agua seguido de alcohol y se procedió a secar en aire caliente. El reactivo picral se eligió sobre el nital debido a que proporciona una mejor delineación de carburos y de bainita. Con nital se pueden definir los límites de grano, pero el picral revela la interfase entre la ferrita y los carburos [2,4]. Una vez que se observa la muestra por microscopía óptica, se vuelve a sumergir, pero en solución fresca de metabisulfito de sodio por 6 a 8 segundos e inmediatamente se enjuaga y se seca.

#### **6.4.2.2 Metalografía Microscopia Electrónica de Barrido MEB**

El microscopio electrónico de barrido MEB es un equipo de caracterización usado para obtener imágenes de la microestructura presente en aceros AHSS soldados, así como también para observar las superficies de fractura de las probetas de fatiga. En este proyecto de investigación se empleo un equipo de la marca Oxford Jeol JSM-6490-LV-15kV, las muestras para el análisis metalográfico fueron identificadas como T36, T40 y T44 con alto medio y bajo calor de entrada respectivamente, se prepararon de la misma manera que para microscopía óptica; en el caso de las superficies de fractura se cortó la sección transversal de las probetas de fatiga y se realizo limpieza por medio de



ultrasonido para identificar claramente el modo de fractura de las muestras analizadas.

### 6.4.2.3 Fractografía

Para el análisis de la superficie de fractura de las probetas de Ensayo de tensión a esfuerzo cortante y de fatiga a los diferentes niveles de calor de entrada evaluados, también se utilizó el microscopio óptico marca OLYMPUS PM6-3, cámara equipada con KP-D50 digital color y un analizador de imágenes Image-Pro Plus Analyzer. Para el análisis de las superficies de fractura de los ensayos de tensión y fatiga se empleó un equipo de Microscopía electrónica de barrido MEB de la marca Oxford Jeol JSM-6490-LV-15kV, las muestras para el análisis metalográfico se prepararon de la misma manera que para microscopía óptica, las muestras caracterizadas por estas técnicas fueron para el caso de las pruebas de tensión las probetas T36, T40 y T44 de alto medio y bajo calor de entrada respectivamente; para el caso de las probetas de fatiga se analizaron las probetas T36 y T44 de bajo, medio y alto esfuerzo nominal respectivamente.

En el caso de las superficies de fractura se cortó la sección transversal de las probetas de tensión y fatiga y se limpió por medio de ultrasonido para identificar claramente el modo de fractura. Según se indica en la Tabla 6.5

Tabla 6.5 Probetas Fractografía Ensayo de Fatiga

Calor Entrada kJ/mm	ID	CONDICION ESFUERZO	CARGA (N)	ESFUERZO NOMINAL (Mpa)
Alto 0.304	T36	Bajo	3,430	48.42
		Medio	5,275	74.46
		Alto	26,375	372.32
Bajo 0.248	T44	Bajo	3,430	48.42
		Medio	5,275	74.46
		Alto	26,375	372.32

#### 6.4.2.4 Difracción de Rayos X

Con el objeto de evaluar el efecto térmico de los diferentes niveles de calor de entrada utilizados en la elaboración de los cupones de soldadura en la transformación de Austenita retenida en la zona afectada por el calor de las uniones soldadas se realiza evaluación cuantitativa en fracción de volumen de Austenita retenida por difracción de Rayos X (XRD).

Se determino la fracción en volumen de austenita retenida en 3 muestras 1 muestra del Metal Base fuera de la soldadura y 2 muestras de soldaduras una con Alto calor de entrada y otra con bajo calor de entrada respectivamente. Cada muestra consiste de una soldadura de filete en unión de traslape montada en baquelita con preparación metalografica pulidas y atacadas con nital utilizadas en la evaluación microestructural. Cada muestra fue montada en un porta muestras en un difractometro PANALYTICAL X PERT usando radiación de Cu a 45 KV y 40 mA. Se corrió un escaneo angular en un rango de  $40^{\circ}$  a  $90^{\circ}$  con intervalos de  $0.0157^{\circ}$  y un conteo de 1,000 segundos por intervalo. Ver Figura 6.7



Figura 6.7 Equipo de Rayos X

La muestra fue alineada a que la incidencia del haz de rayos x fuera perpendicular a la dimensión delgada del traslape de la soldadura y fuera

centrada a la mitad de la zona afectada por el calor (ZAC), la cual se determino por medio de un indicador de caratula. Bajo estas condiciones de ensayo utilizadas el ángulo incidente tuvo un tamaño aproximado de 2 mm. Ver Figura 6.8



Figura 6.8 Posición de la muestra

Una vez colectados los datos estos fueron analizados de acuerdo con el método ASTM E975 y usando los datos de referencia del método SAE SP-453. Este método es conocido como método de comparación directa y utiliza los rangos de intensidad de la fase Austenita ( $\gamma$  fase) y la fase Ferrita ( $\alpha$  fase) y factores de corrección por la dispersión de la intensidad de cada fase. La ecuación 6.2 utilizada para calcular la fracción en volumen de austenita ( $f^\gamma$ ) se muestra a continuación:

$$f^\gamma = \frac{I_1 R_2 / I_2 R_1}{(1 + I_1 R_2 / I_2 R_1)} \quad (6.2)$$

Donde:  $f^\gamma$  = Fracción en volumen de Austenita  
 $I_1, I_2$  = Intensidad de hkl pico de Austenita y Ferrita  
 $R_1, R_2$  = Factor de Corrección para Austenita y Ferrita

Los valores de  $I_i$  se miden directamente a partir de los análisis de difracción, mientras que los valores de  $R_i$ , se obtienen en varias tablas publicadas, la parte

pertinente de la cual se reproducen para la radiación de Cu se muestran en la Tabla 6.6

Tabla 6.6 Factor de Corrección para Austenita y Ferrita

<b>Fase Ferrita (<math>\alpha</math>)</b>		<b>Fase Austenita (<math>\gamma</math>)</b>	
<b>hkl</b>	<b><math>R_\alpha</math></b>	<b>hkl</b>	<b><math>R_\gamma</math></b>
110	250	111	184
200	36	200	83
211	71	220	47
220	25	311	58

# Capítulo 7

## Análisis de Resultados y Discusión

En el presente capítulo se describen los resultados obtenidos así como el análisis y la discusión de los datos obtenidos en los Ensayos de Evaluación de Propiedades Mecánicas mediante ensayo de tensión, microdureza y fatiga además de los Ensayos de Evaluación Metalúrgica mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, fractografía y difracción de rayos X de las probetas de soldaduras analizadas a diferentes calores de entrada y su efecto en el desempeño de la unión soldada.

### 7.1 Resultados de Ensayos de Evaluación de Propiedades Mecánicas

#### 7.1.1- Ensayo de Tensión a Esfuerzo Cortante

Los resultados obtenidos en el ensayo de tensión para la carga máxima obtenida se muestran en las Figura 7.1 en donde se puede observar que la mayor resistencia de la unión soldada se observa en los valores bajos de entrada de calor de 0.248 kJ/mm (T44). Se observa una tendencia decreciente conforme se aumenta la afectación térmica debida al aumento en la entrada de calor (T36) por la reducción de la velocidad de avance del robot durante la aplicación de la soldadura. Esto promueve una mayor afectación térmica ó zona

de ablandamiento (softening) en la zona afectada por el calor ZAC con la precipitación de fases más suaves y morfologías de grano con valores menores de durezas, lo cual se ve reflejado en los valores de resistencia a la tensión de las probetas analizadas.

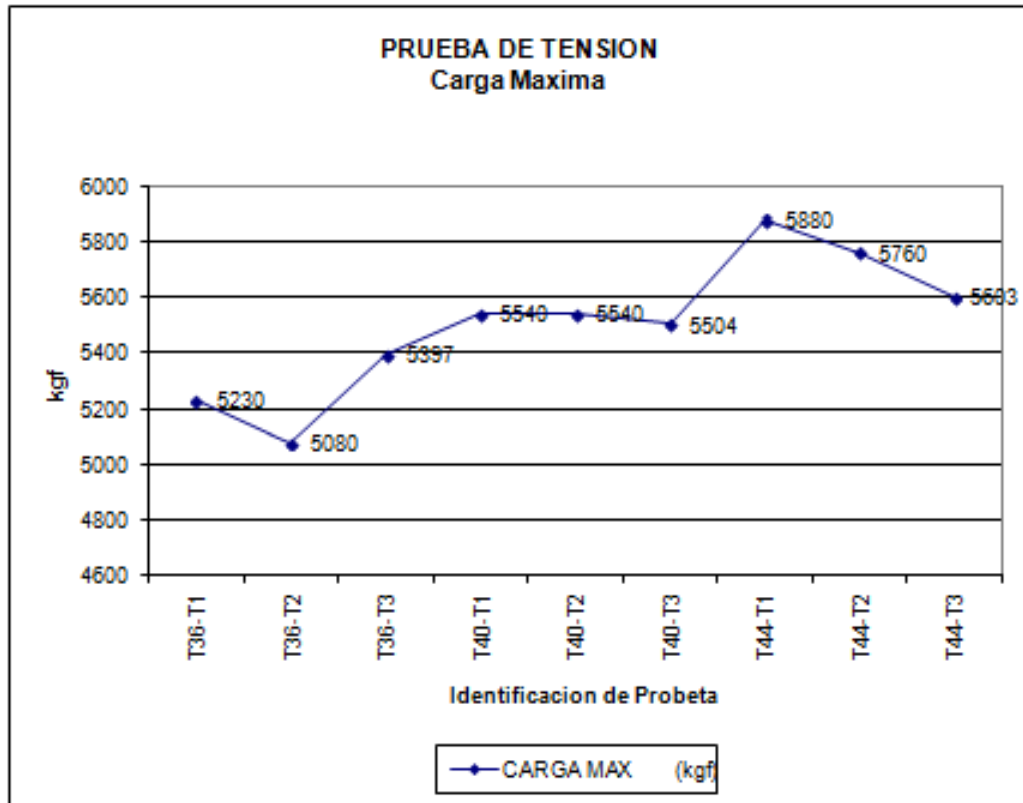


Figura 7.1 Gráfica Tensión en soldaduras Carga Máxima

Estos resultados obtenidos de carga máxima en la prueba de tensión de las soldaduras, son convertidos a esfuerzo cortante según la especificación AWS B4.0 de acuerdo con la fórmula 7.1.

$$\tau = \frac{P}{\ell \times a} \quad (7.1)$$

- P** = Carga
- ℓ** = Longitud total de la soldadura de filete
- a** = Garganta teórica
- τ** = Esfuerzo cortante de la soldadura

Los resultados obtenidos son graficados y se muestran en la Figura 7.2 en donde se muestra un comportamiento similar al observado en la grafica anterior solo que al comportamiento de tensión a esfuerzo cortante.

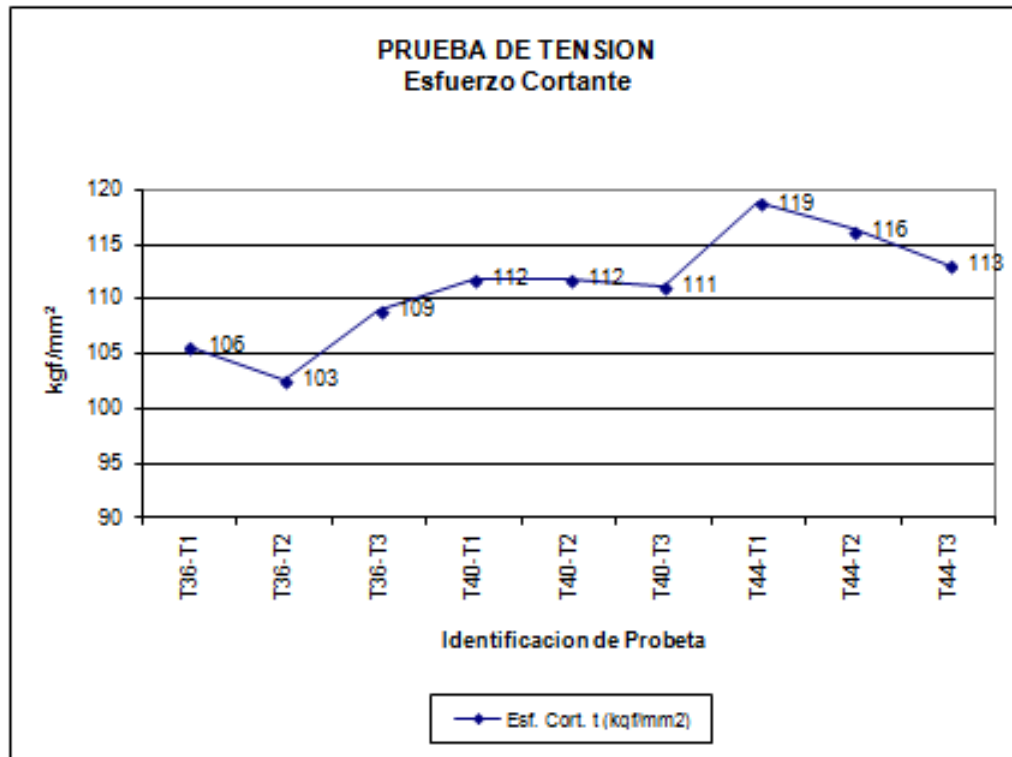


Figura 7.2 Gráfica Tensión en soldaduras Esfuerzo Cortante

### 7.1.2 Ensayo de Microdureza

Los resultados obtenidos en el ensayo de microdureza, para todas las condiciones de calores de entrada evaluados, así como su posición en la unión soldada se muestran en la Tabla 7.1.

Tabla 7.1 Resultados de Microdureza

<b>DUREZA HV 500</b>			
<b>POSICION</b>	<b>T36</b>	<b>T40</b>	<b>T44</b>
1	278	301	305
2	271	293	322
3	285	265	323
4	254	282	303
5	269	283	285
6	259	265	281
7	233	252	288
8	257	268	273
9	267	264	260
10	232	239	272
11	243	277	291
12	264	258	318
13	287	235	446
14	335	262	410
15	337	328	405
16	359	370	375
17	355	348	260
18	381	415	282
19	280	261	270
20	232	265	272
21	236	262	261
22	279	258	220
23	250	286	270
24	266	263	285
25	252	267	310
26	235	298	294
27	237	284	380
28	212	252	417
29	316	263	410
30	341	268	403
31	350	365	383
32	335	372	263
33	298	363	279
34	247	302	288
35	228	255	271
36	289	274	269
37	313	295	293
38	277	286	303
39	288	270	355
40	260	260	296
41	282	280	305
42	276	260	312
43	263	258	311

	Metal Base
	ZAC
	Soldadura



Con los datos obtenidos en la tabla 7.1 se realizaron graficas para el análisis de su comportamiento .En las Figuras 7.3, 7.4 y 7.5 se muestran los perfiles de dureza obtenidos en el ensayo de microdureza en Metal Base (MB), Zona Afectada por el calor (ZAC) y Soldadura (SOL) tanto de la placa inferior (A) como en la placa superior (B). Obteniéndose valores de dureza distintos dependiendo de la zona en la cual se encuentran.

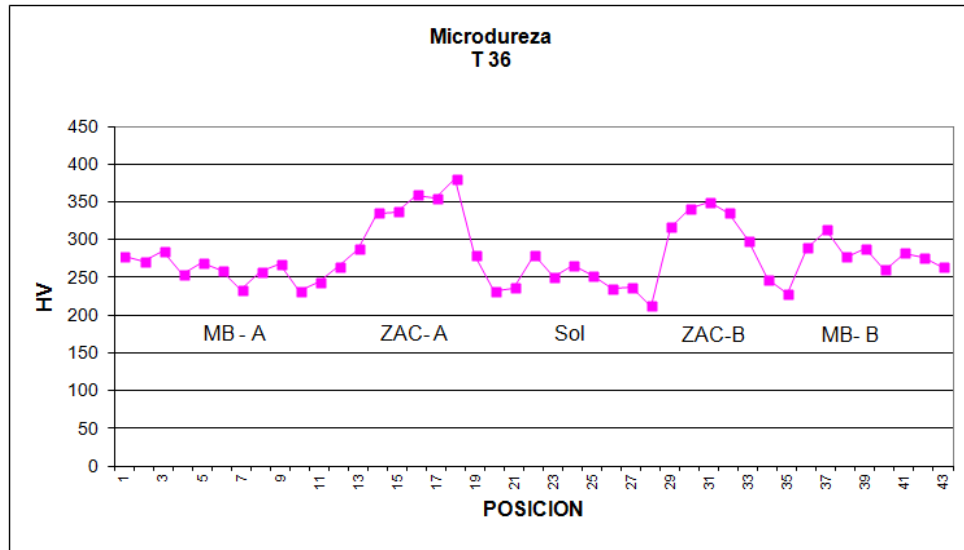


Figura 7.3 Resultados ensayo de microdureza Alto Calor de Entrada T36

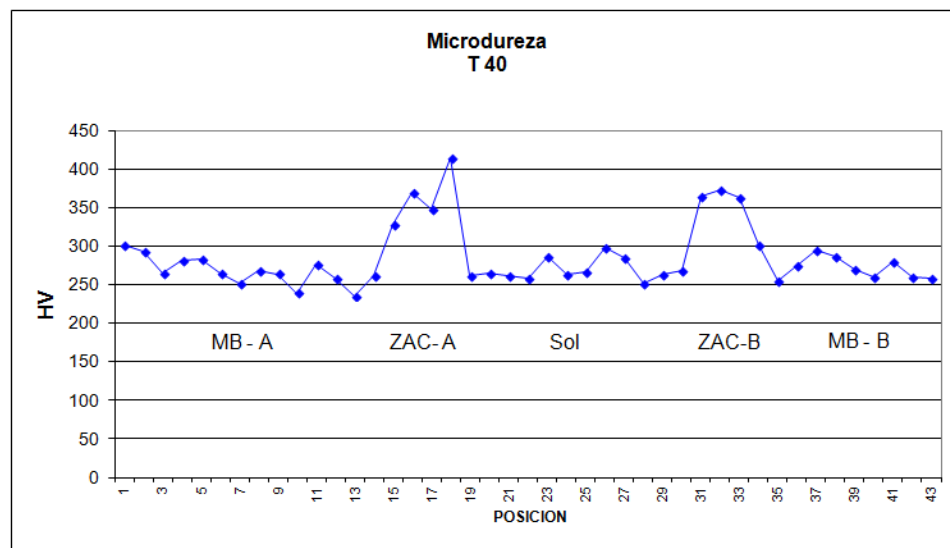


Figura 7.4 Resultados ensayo de microdureza Medio Calor de Entrada T40

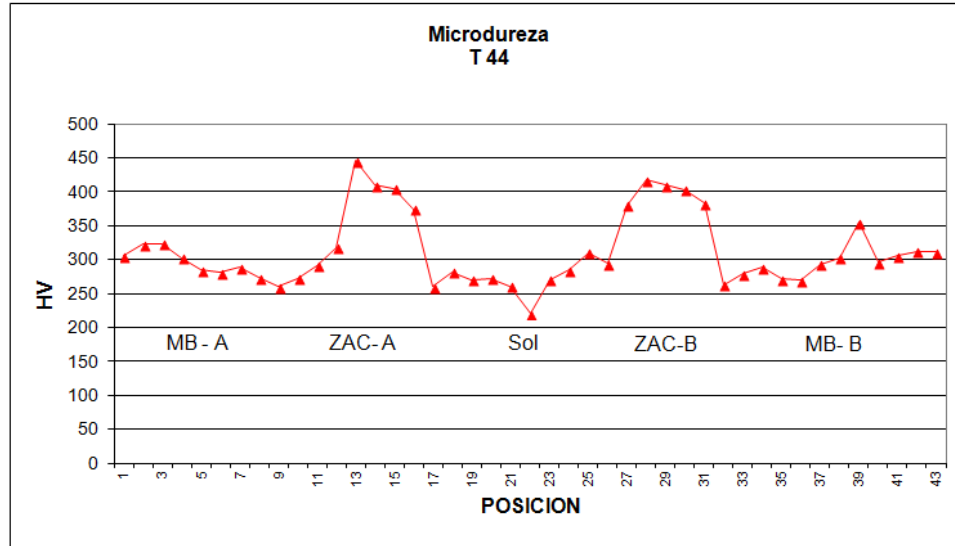


Figura 7.5 Resultados ensayo de microdureza Medio Calor de Entrada T44

En el Metal Base MB se puede observar que en todos los casos la dureza presenta un comportamiento descendente del metal base hasta obtener su valor más bajo en la zona de transición del Metal base MB con el inicio de la Zona Afectada por el Calor ZAC (Zona de Ablandamiento). Se obtuvieron valores mínimos de 232 y 228 HV para la probeta T36 MB-A y MB-B, 235 y 255 HV para la probeta T40 MB-A y MB-B, 260 y 263 HV para la probeta T44 MB-A y MB-B, lo cual es un indicativo de que la probeta con mayor calor de entrada T36 presenta mayor sensibilidad al efecto térmico debido esto al mayor calor de entrada con una menor velocidad de enfriamiento. Esto promueve la precipitación de mayor porcentaje de microestructuras blandas como la ferrita y la disminución y engrosamiento de estructuras originales más duras del metal base como la bainita, lo cual nos da una Zona de Ablandamiento (softening) adyacente a la Zona Afectada por el Calor ZAC. Observándose que en esta zona la unión soldada está disminuyendo su resistencia mecánica en comparación contra los valores de dureza de 312 HV en promedio obtenidos originalmente en el Metal Base MB antes de ser soldados.

En cuanto a la Zona Afectada por el Calor ZAC se observa un incremento en la dureza a partir de la transición del Metal Base MB con la Zona Afectada por el Calor hasta el inicio de la zona de fusión del Metal Base MB con la adición del

metal de aporte es decir con la soldadura. Obteniéndose valores máximos de 381 y 350 HV para la probeta T36 ZAC-A y ZAC-B, 415 y 372 HV para la probeta T40 ZAC-A y ZAC-B, 446 y 417 HV para la probeta T44 ZAC-A y ZAC-B, lo que nos muestra que la probeta con un calor de entrada menor T44, presenta valores de dureza más altos, esto debido a su mayor sensibilidad al efecto térmico del proceso de soldadura por su baja entrada de calor con mayores velocidades de enfriamiento, lo cual produce mayor porcentaje y refinamiento de fases duras como la bainita y martensita, lo cual incrementa su resistencia mecánica en esta zona de la unión soldada inclusive mayor a la del metal base.

En la zona de soldadura se obtuvieron durezas promedio de 220 HV para la probeta T36, 247 HV para la probeta T36 y 248 HV para la probeta T44 las cuales son durezas normales del metal de aporte ER70S-6 utilizado.

En la Figura 7.6 se muestra el comparativo del perfil de dureza de las diferentes probetas en donde se puede apreciar el comportamiento de los diferentes calores de entrada anteriormente mencionados.

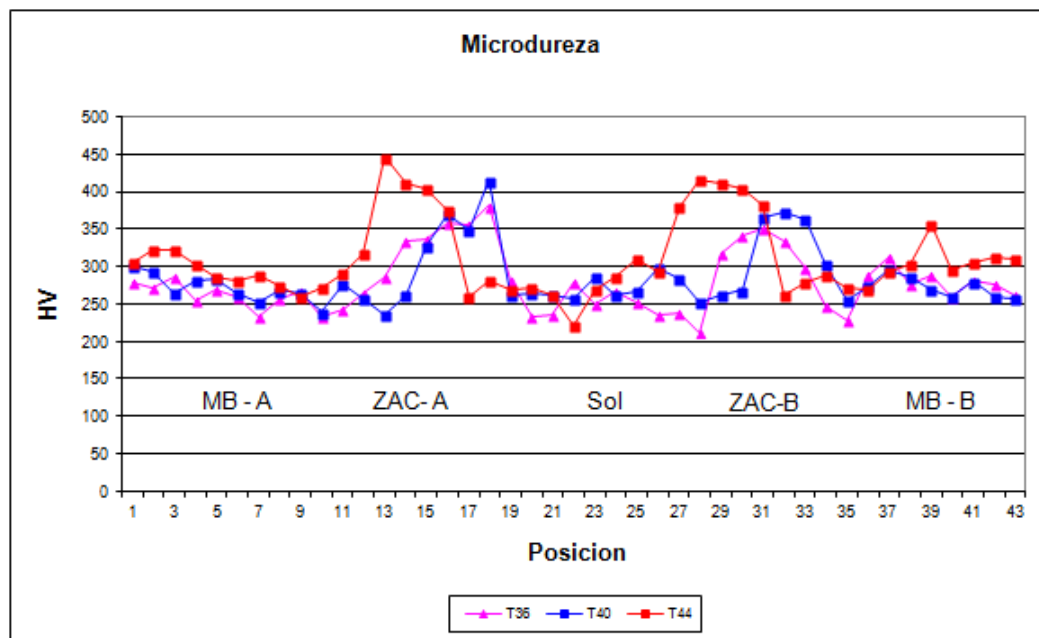


Figura 7.6 Comparativo de Perfil de durezas

Para analizar el comportamiento de la dureza en las zonas de mayor sensibilidad al esfuerzo durante las pruebas de fatiga, se realizó un mapeo de microdureza en el pie de la soldaduras de Alto calor de entrada 0.304 kJ/mm T36 y de Bajo calor de entrada 0.248 kJ/mm T44. Los resultados del mapeo se muestran en la Figure 7.7 y 7.8 respectivamente.

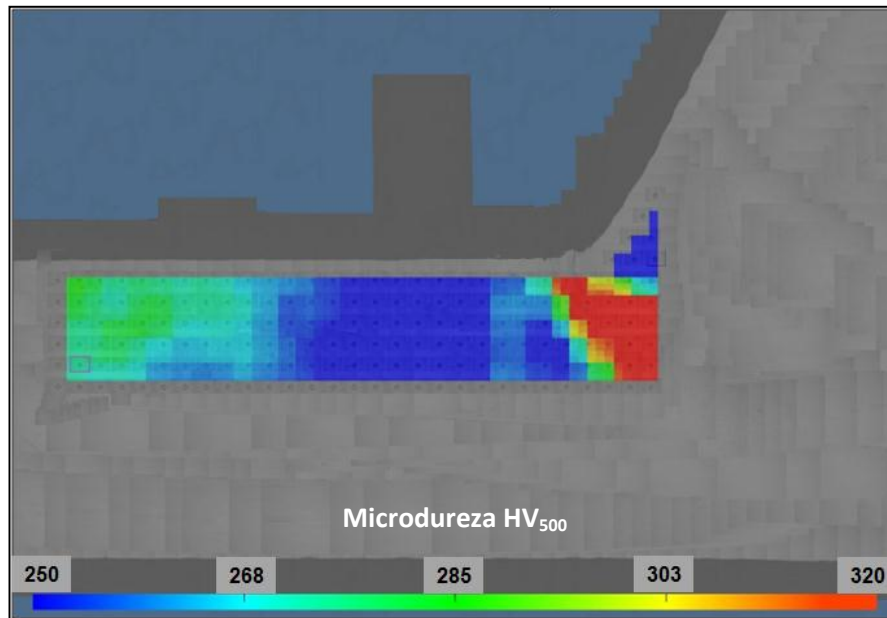


Figure 7.7 Mapeo de Microdureza T36 Alta entrada de calor

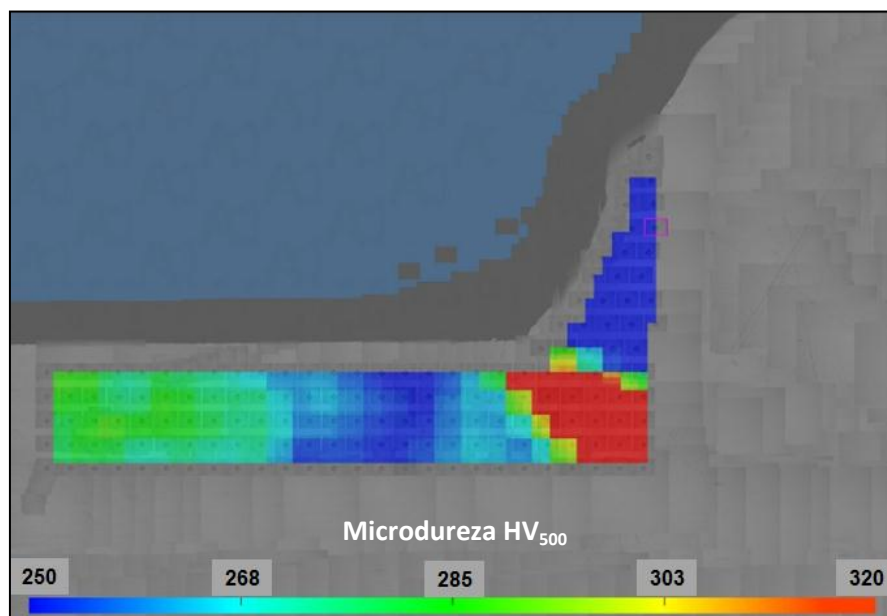


Figure 7.8 Mapeo de Microdureza T44 Baja entrada de calor

Con las mediciones obtenidas, se realizó una matriz para determinar la microdureza alrededor del sitio de iniciación de grietas de fatiga en el pie de soldadura. Los resultados de la prueba muestran, Que la soldadura con un aporte de calor de entrada bajo T44, presentan una mayor zona con valores altos de dureza debido a las mayores velocidades de enfriamiento, que las soldaduras con entrada de calor más alto T36 con velocidades más lentas de enfriamiento, esto es una condición que depende de la velocidad de desplazamiento durante la aplicación de soldadura. Los efectos del calor de entrada en el ablandamiento de la Zona afectada por el calor es más alto en la entrada de calor alta T36 con una mayor área afectada.

### 7.1.3 Ensayo de Fatiga

Los resultados obtenidos durante la realización del ensayo de fatiga se muestran en la Tabla 7.2; en donde se pueden observar las cargas y esfuerzos nominales aplicados a las probetas de soldadura ensayadas, así como los valores individuales de ciclos hasta la fractura y la separación de la probeta o fin del ensayo.

Tabla 7.2 Datos de ensayo de fatiga (R=0.1)

ID	CARGA NOMINAL (N)	ESFUERZO NOMINAL (Mpa)	CICLOS		
			Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3
T36	3,430	48.42	1,964,752	5000000 +	1,589,639
	4,000	56.47	1,212,192	1,159,992	680,318
	5,275	74.46	225,879	271,961	146,976
	10,550	148.93	23,447	34,272	21,409
	26,375	372.32	1,729	1,880	1,195
T40	3,430	48.42	1,956,104	1,654,279	1,541,279
	4,000	56.47	517,568	603,450	693,196
	5,275	74.46	236,564	198,720	173,616
	10,550	148.93	32,673	26,713	24,313
	26,375	372.32	1,574	1,681	1,305
T44	3,430	48.42	967,450	1,680,066	1,761,724
	4,000	56.47	626,448	667,512	624,725
	5,275	74.46	154,476	216,875	173,616
	10,550	148.93	23,992	27,997	25,453
	26,375	372.32	1,666	1,543	1,734

Con los datos obtenidos en la Tabla 7.2 de ciclos a la fatiga para diferentes condiciones de carga y esfuerzo nominal mediante análisis de regresión lineal se construyeron curvas de vida a la fatiga S-N para cada una de las condiciones de calor de entrada evaluadas como se muestran en la Figura 7.9 para carga nominal y Figura 7.10 para esfuerzo nominal.

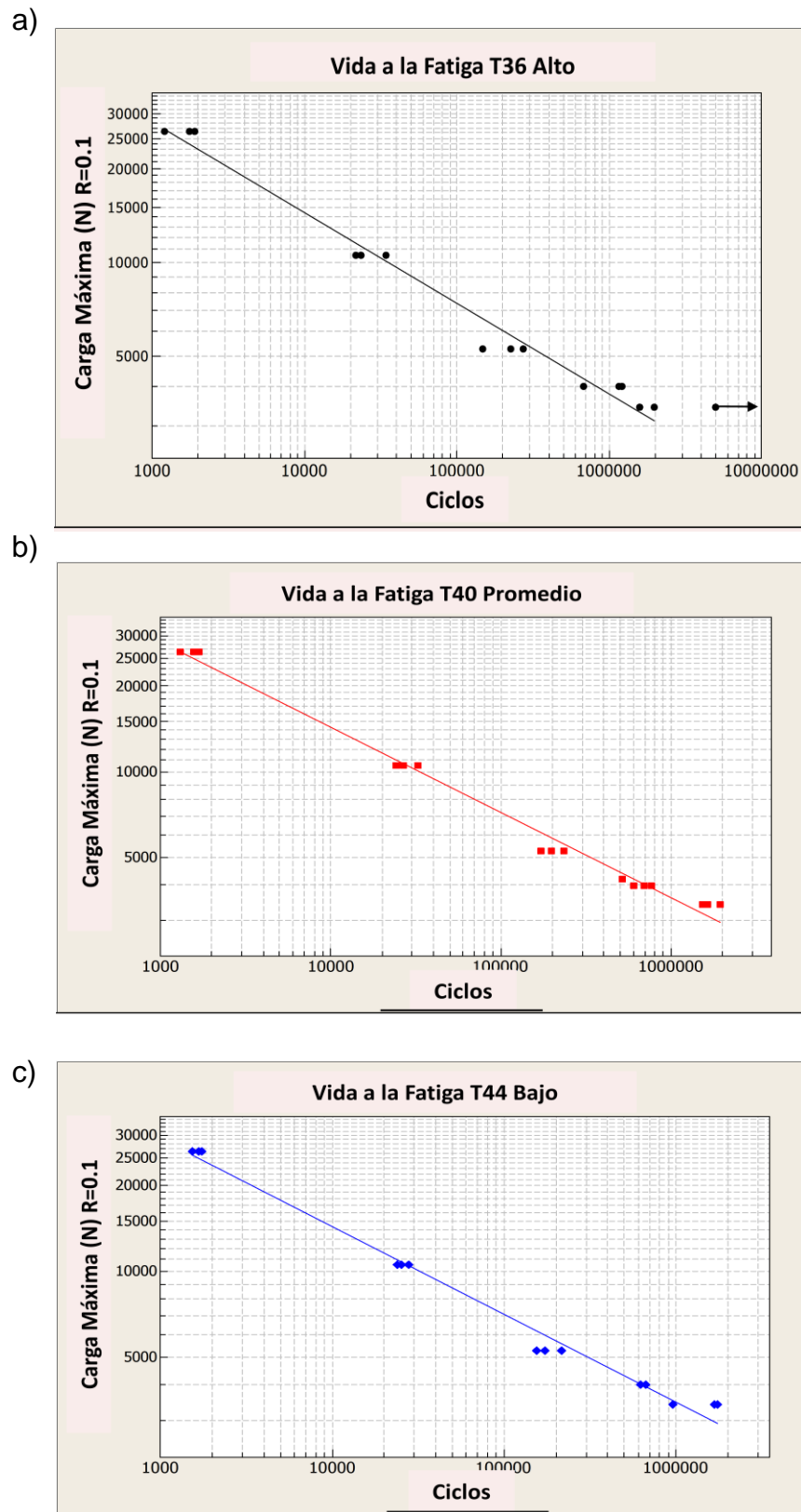


Figure 7.9 Curva S-N Carga Nominal vs. Ciclos a) T36 Alto b) T40 Medio c) T44 Bajo calor de entrada respectivamente

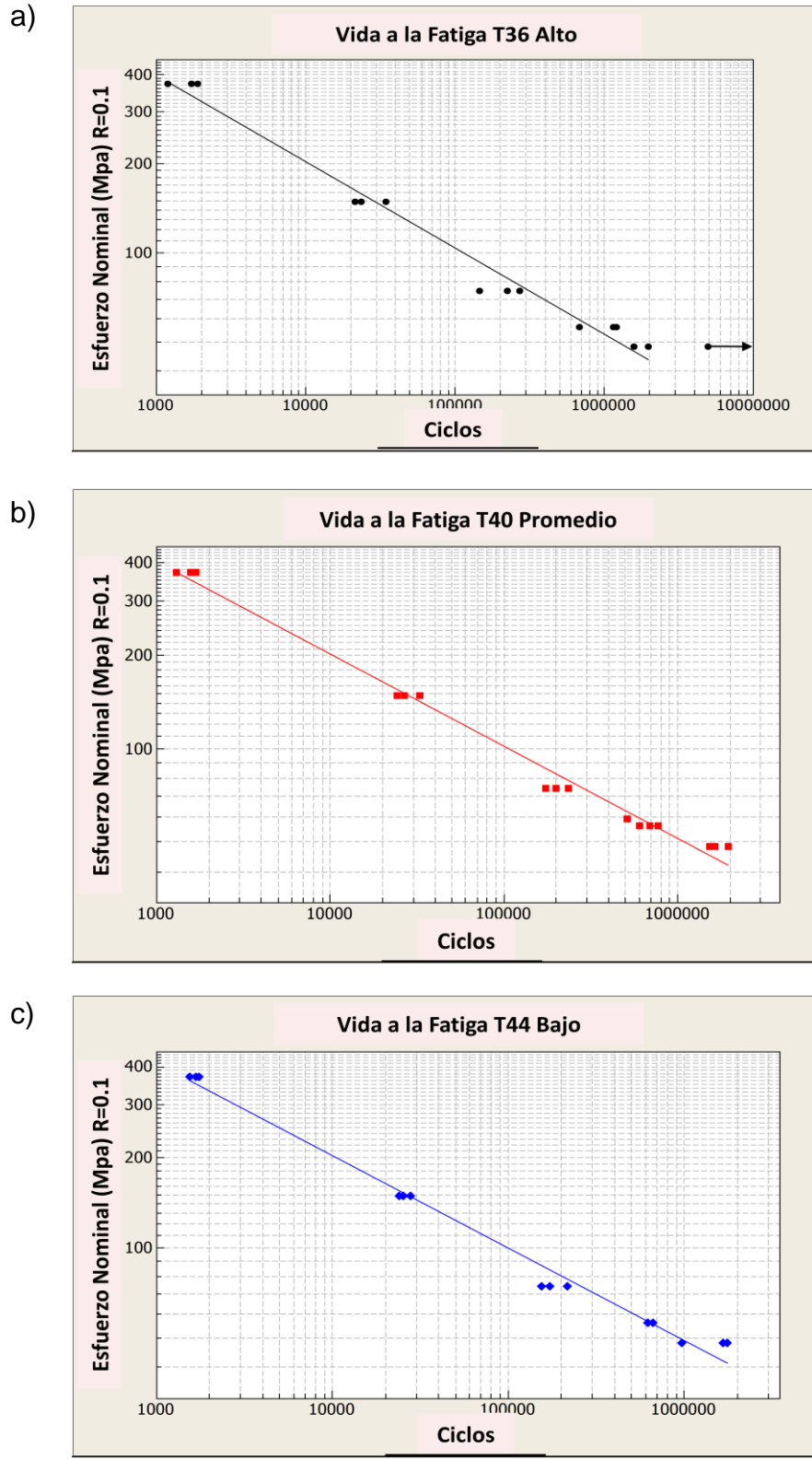


Figure 7.10 Curva S-N Esfuerzo Nominal vs. Ciclos a) T36 Alto b) T40 Medio c) T44 Bajo calor de entrada respectivamente



Las Curvas de vida a la fatiga S-N fueron similares para todas las entradas de calor, sin diferencias significativas a altas cargas y esfuerzos nominales, sin embargo a bajas cargas y bajos esfuerzos nominales se evidencia una mayor variación, tal como se puede observar en las figuras 7.11 y 7.12.

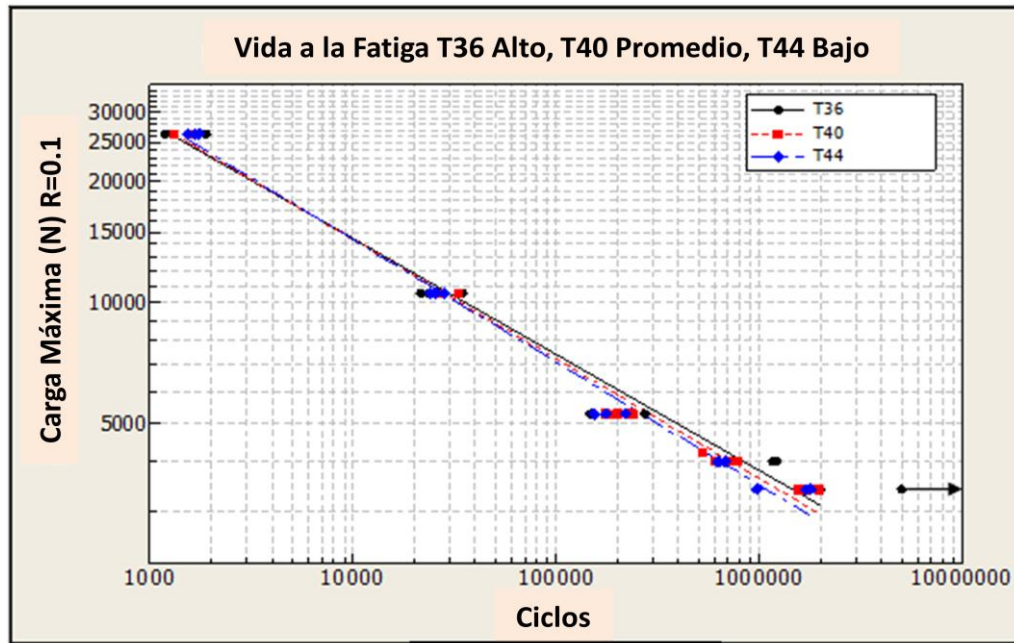


Figure 7.11 Curva S-N Carga nominal vs Ciclos para T36,T40 y T44

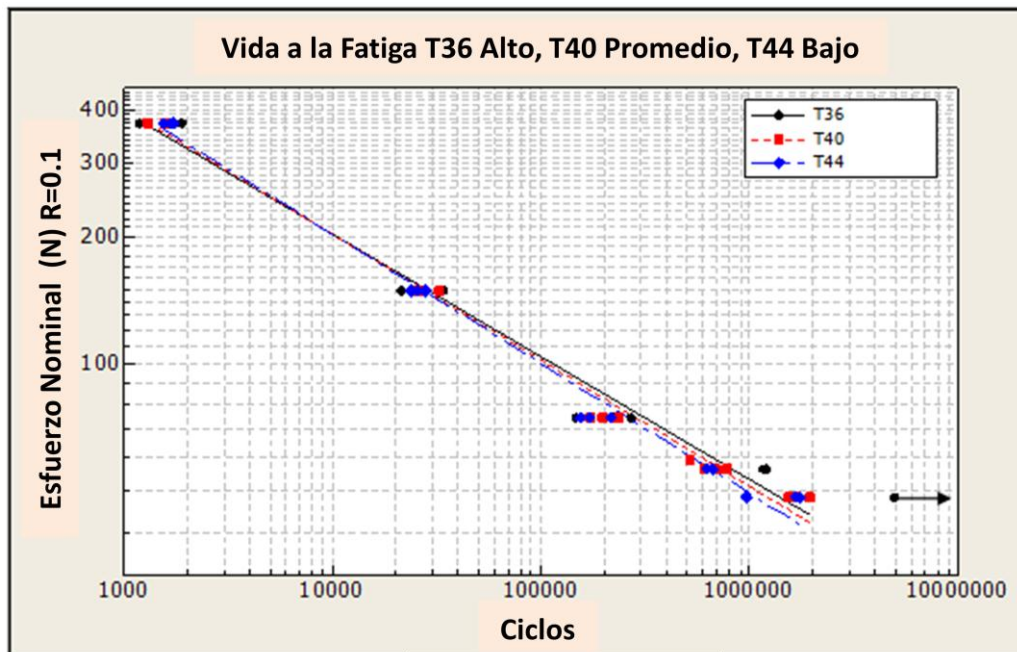


Figure 7.12 Curva S-N Esfuerzo Nominal vs Ciclos para T36,T40 y T44

Del análisis de los datos de las graficas de vida a la fatiga S-N se puede determinar que el uso de entradas de calor alto o bajo no tiene un efecto significativo sobre la vida a la fatiga de las uniones soldadas a altas cargas y altos esfuerzos nominales obteniéndose bajos ciclos de resistencia de vida a la fatiga con mínima variación. Sin embargo a bajas cargas y bajos esfuerzos nominales se obtienen altos ciclos de resistencia de vida a la fatiga, donde existe una mayor variación entre los ciclos obtenidos en las entradas de calor bajas T44 y altas T36, teniendo una mayor vida a la fatiga las probetas de soldadura con mayor afectación térmica por la entrada de calor alta T36, debido esto a la presencia de zonas más amplias con estructuras más tenaces de menor dureza, que las probetas con menor afectación térmica T44 que muestran zonas con mayor endurecimiento.

En estudios realizados por Farabi y Chen en (2009) en pruebas de fatiga en uniones soldadas de aceros AHSS con soldadura laser , se encontró que las uniones soldadas presentaban un límite de fatiga ligeramente inferior al del metal base y casi la misma resistencia a la fatiga era observada entre el metal base y la unión de soldadura a altas amplitudes de esfuerzo. Lo cual correlaciona con lo encontrado en los resultados obtenidos en este estudio, donde no se aprecia una variación significativa en la resistencia a la fatiga a altos esfuerzos con diferentes condiciones de calor de entrada.

Todas las secciones transversales de soldaduras parecen tener ángulos de convergencia y radios casi iguales en el pie de la soldadura como se muestra en la Figura 7.13 de las secciones transversales de las probetas evaluadas. Debido a que la vida a la fatiga se ve afectada significativamente por las concentraciones de esfuerzos debidos a la geometría de la soldadura, se esperaría que la resistencia a la fatiga sea similar para soldaduras con la misma geometría. Sin embargo los efectos de la entrada de calor, como el reblandecimiento de la soldadura en la zona afectada por el calor ZAC tienen mayor efecto en el rendimiento a la fatiga que la geometría de la soldadura para este caso de estudio donde la geometría de la junta se mantuvo

homogénea quedando la variable de calor de entrada como la variable de estudio.

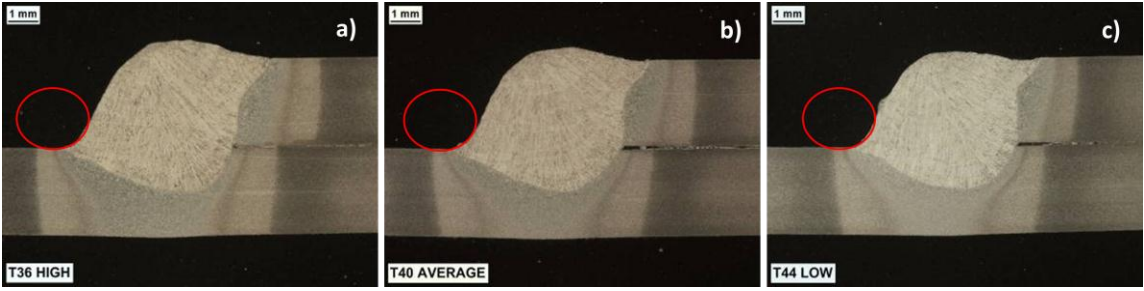


Figure 7.13 Sección Transversal de probetas de fatiga a) T36 b)T40 y C) T44

## 7.2 Resultados de Ensayos de Evaluación Metalúrgica

### 7.2.1- Metalografía por Microscopía Óptica

Se realizó un análisis microestructural del metal base acero AHSS TRIP 780 antes de ser soldado, presentando una microestructura multifase compuesta principalmente por ferrita, bainita y trazas de austenita retenida tal como se muestra en la Figura 7.14

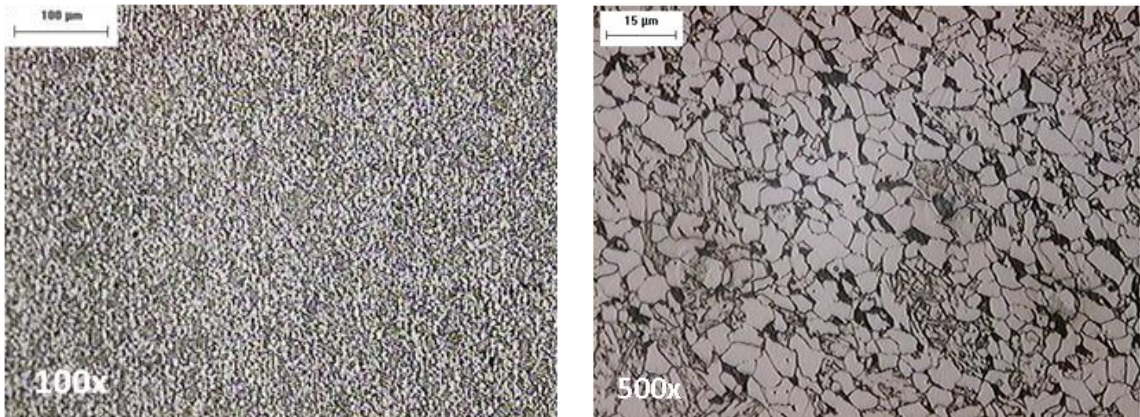


Figura 7.14 Microestructura acero AHSS TRIP 780

Se realizaron macro ataques de las secciones transversales de las soldaduras evaluadas en las condiciones de entrada de calor bajo, medio y alto como se muestran en las Figuras 7.15 – 7.17 .

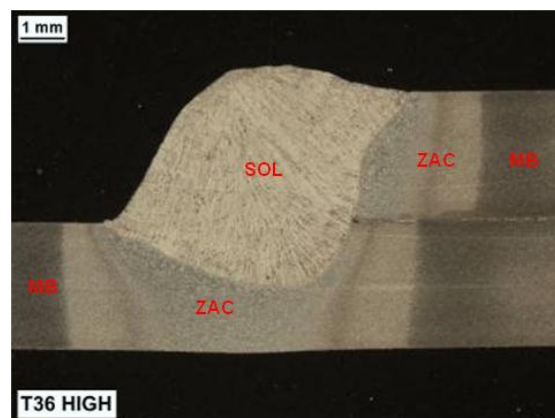


Figure 7.15 Macroataque de soldadura con nital 2% T36 Alto calor de entrada

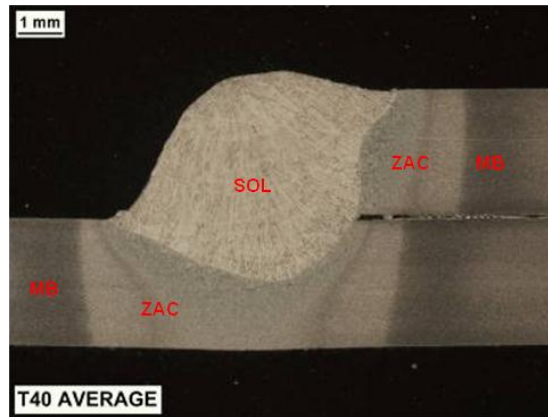


Figure 7.16 Macroataque de soldadura con nital 2% T40 Medio calor de entrada

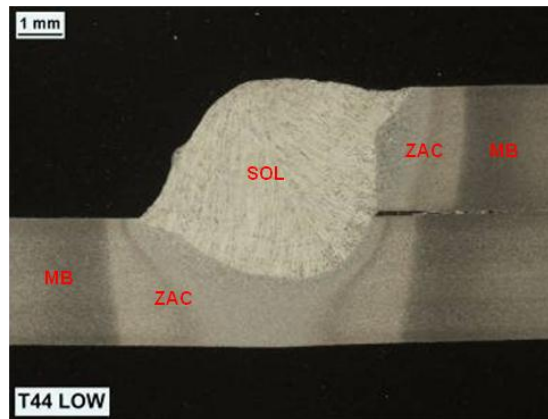


Figure 7.17 Macroataque de soldadura con nital 2% T44 Bajo calor de entrada

Todas las secciones transversales de soldadura muestran la afectación del aporte térmico en la Zona Afectada por el Calor ZAC y Metal Base MB con diferencias en el ancho de la zona térmicamente afectada, observándose que las soldaduras con entrada de calor más alta T36 presentan zonas más anchas que las soldaduras con menor entrada de calor T44.

Para la evaluación metalografica se prepararon las muestras de soldadura mediante corte con disco abrasivo, desbaste y pulido hasta acabado espejo para posteriormente dar un ataque químico y evaluación en microscopio óptico.

En las Figuras 7.18, 7.19 y 7.20 se muestran las metalografías del metal base (MB), Zona de Ablandamiento (ZA), Zona Afectada por el Calor (ZAC) y Soldadura (Sol) para las diferentes condiciones de calor de entrada evaluadas.

Las características micro estructurales del acero TRIP sin afectación térmica se muestran en la Figura 7.18a, 7.19a, 7.20a. en donde se puede observar una mezcla de ferrita, bainita y algunas trazas de austenita retenida.

En las Figuras 7.18b, 7.19b, 7.20b. de la Zona de Ablandamiento (ZA) se muestran granos de ferrita gruesa en mayor porcentaje además de partículas de bainita granular que van formando colonias de bainitas mas gruesas que van creciendo en porcentaje y espesor conforme se va variando el calor de entrada como se observa en la Figura 7.20b además de trazas de austenita retenida, siendo esta zona la que presenta los valores más bajos de dureza esto debido al efecto térmico del calor de entrada introducido durante el proceso de soldadura y la menor velocidad de enfriamiento lo cual promueve la precipitación de fases microestructurales blandas como las ferritas y bainitas gruesas, siendo el calor de entrada más alto la probeta T36 la que presenta mayor sensibilidad a este efecto de ablandamiento.

Durante el proceso de soldadura debido a las altas velocidades de enfriamiento los aceros al carbón y de baja aleación tienden a ser templados y la microestructura en la Zona Afectada por el calor ZAC presenta la misma tendencia. La ZAC cercana a la soldadura es totalmente austenizada y debido a los diferentes rangos de enfriamiento estructuras martensíticas (muy altas velocidades de enfriamiento), ferritas y bainitas (altas velocidades de enfriamiento), ferrita ( bajas velocidades de enfriamiento) se forman durante el enfriamiento. En las Figuras 7.18c, 7.19c y 7.20c se observan martensita, bainitas y algunas trazas de austenita retenida, haciéndose notar que a medida que el calor de entrada disminuye, la velocidad de enfriamiento aumenta favoreciendo la presencia de bainitas mas finas de una mayor dureza, tal y como se muestra en la probeta T44, siendo en esta zona donde se presenta la mayor dureza de la unión soldada.

La zona de Soldadura (Sol) presenta una microestructura de grano columnar, típica del metal de aporte que consiste principalmente de ferrita acicular, en

límite de grano, y widmanstatten según se muestra en la Figura 7.18d, 7.19d y 7.20d.

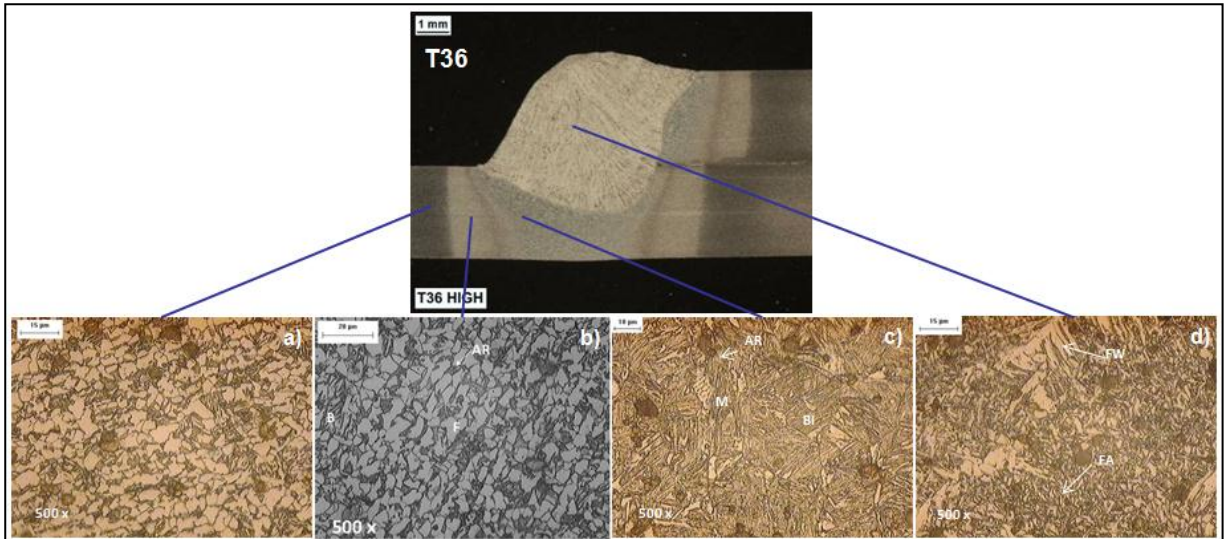


Figura 7.18 Microestructuras T36 Bajo Calor Entrada a) MB b) ZA c) ZAC d) Sol

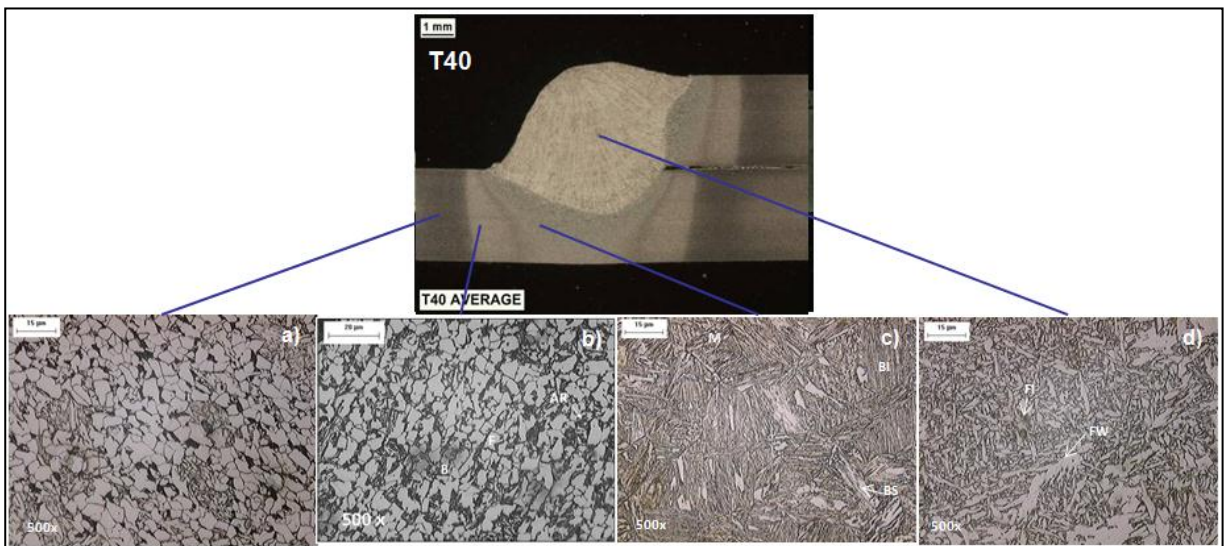


Figura 7.19 Microestructuras T40 Medio Calor Entrada a) MB b) ZA c) ZAC d) Sol

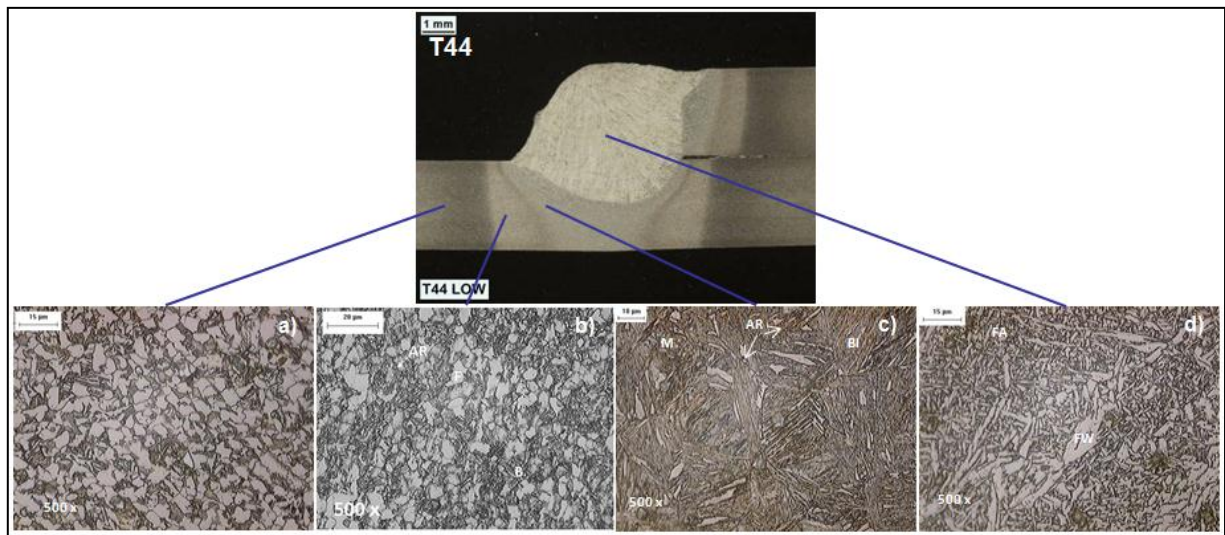


Figura 7.20 Microestructuras T44 Medio Calor Entrada a) MB b) ZA c) ZAC d) Sol



### 7.2.2 Metalografía Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

Para complementar la información obtenida mediante microscopía óptica, se realizaron observaciones de microscopía electrónica de barrido que permiten seguir de una manera más precisa los cambios microestructurales de las soldaduras evaluadas cuando son sometida a los efectos térmicos del calor de entrada aportado.

Los especímenes fueron preparados siguiendo el procedimiento convencional para observación metalográfica,, seguido de una ataque con Nital para incrementar el contraste en las fases de la microestructura.

A continuación se presentan los resultados más sobresalientes de las observaciones de microscopia electrónica de barrido a diferentes aumentos para la identificación de las fases presentes en el metal base (MB), Zona de ablandamiento (ZA), Zona Afectada por el Calor (ZAC) y Soldadura (Sol) respectivamente, en los diferentes calores de entrada evaluados en el estudio, utilizándose la siguiente nomenclatura para su identificación.

AR: Austenita Retenida, M: Martensita, F: Ferrita, BI: Bainita Inferior, BS: Bainita Superior, FA: Ferrita Acicular, FW: Ferrita Widmanstätten.

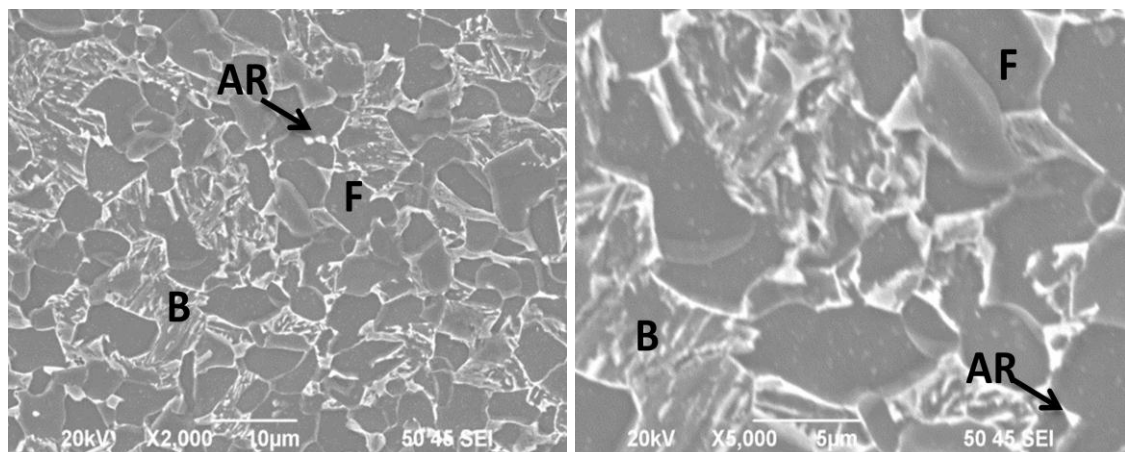


Figura 7.21 Microestructuras Metal Base

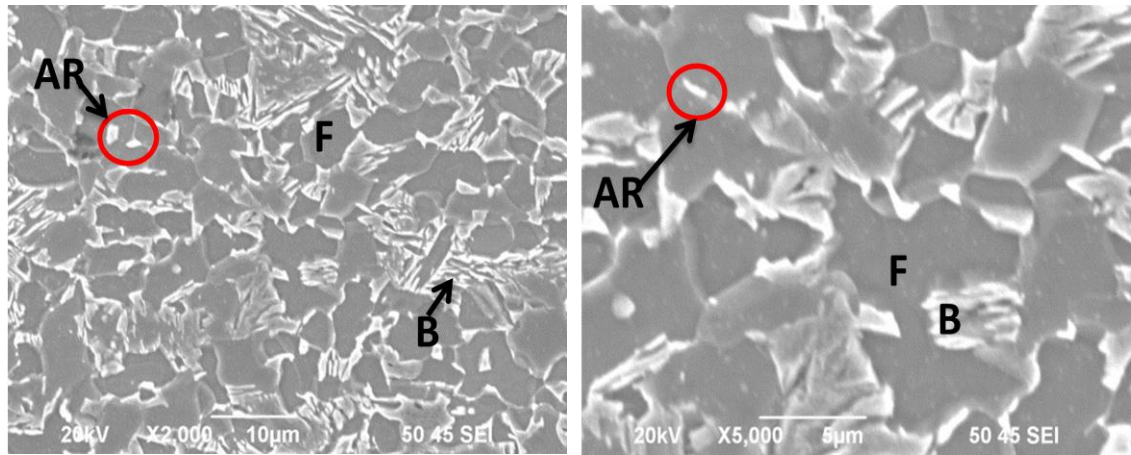


Figura 7.22 Microestructuras Soldadura T36 en la Zona de Ablandamiento (ZA)

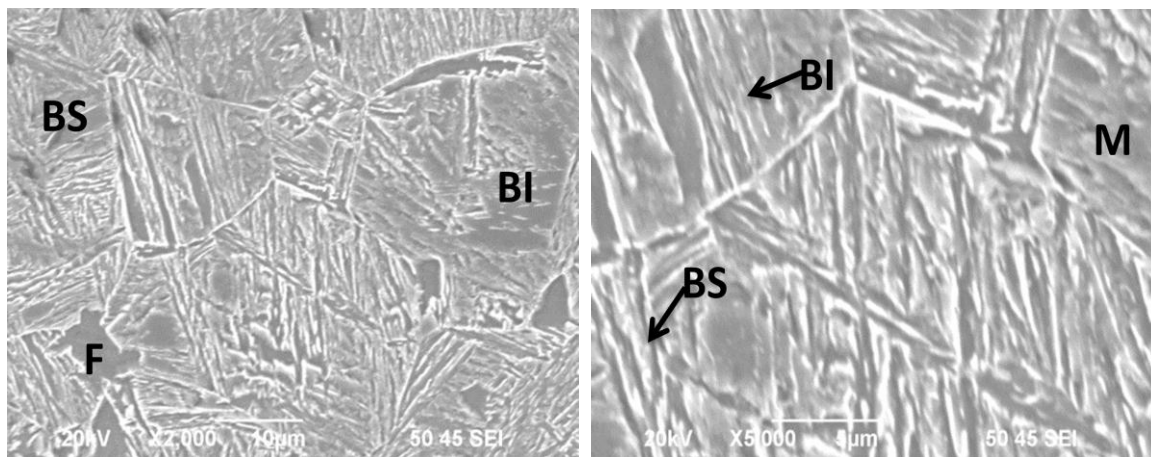


Figura 7.23 Microestructuras Soldadura T36 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)

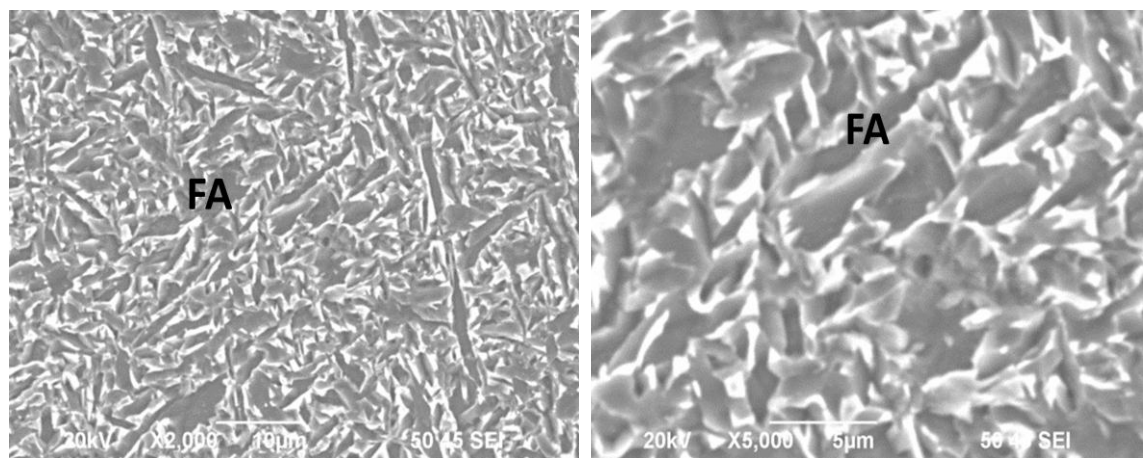


Figura 7.24 Microestructuras Soldadura T36 en Soldadura (Sol)

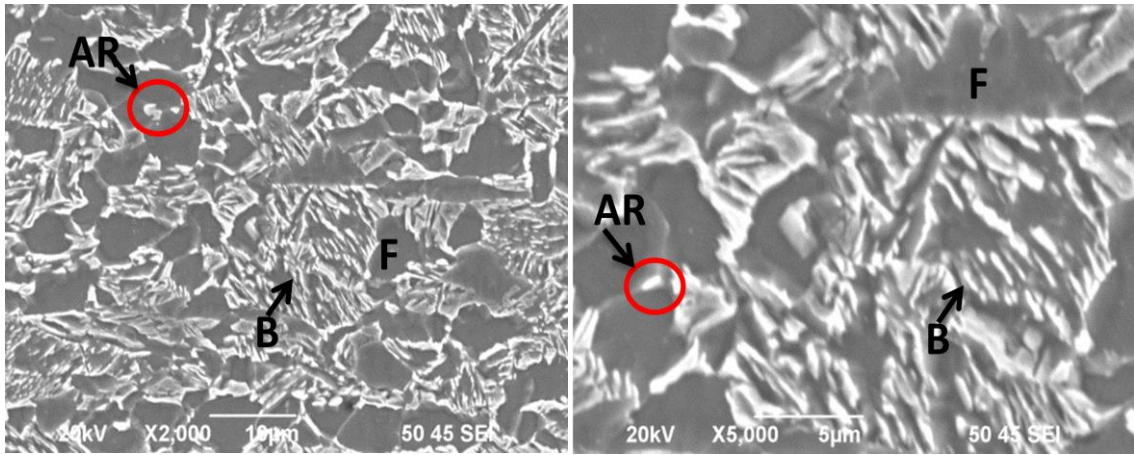


Figura 7.25 Microestructuras Soldadura T40 en la Zona de Ablandamiento (ZA)

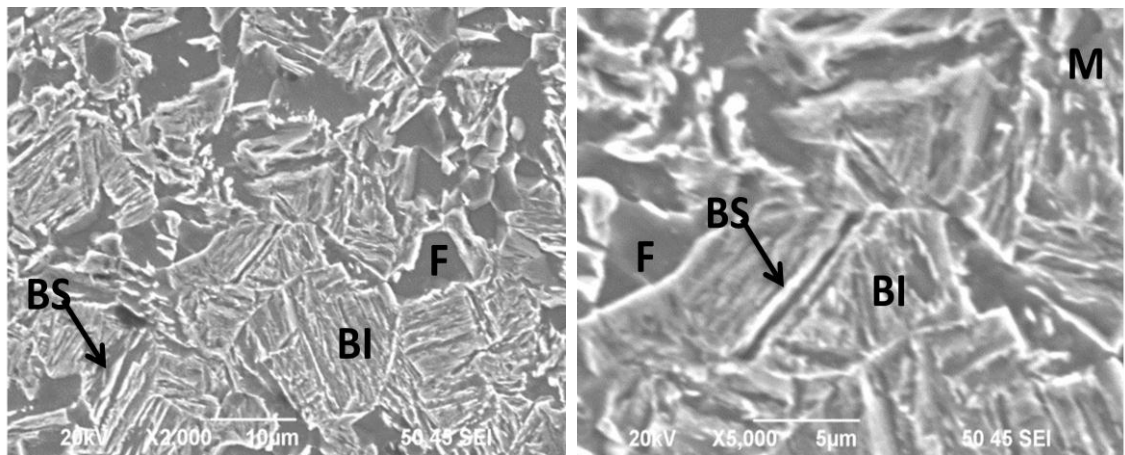


Figura 7.26 Microestructuras Soldadura T40 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)

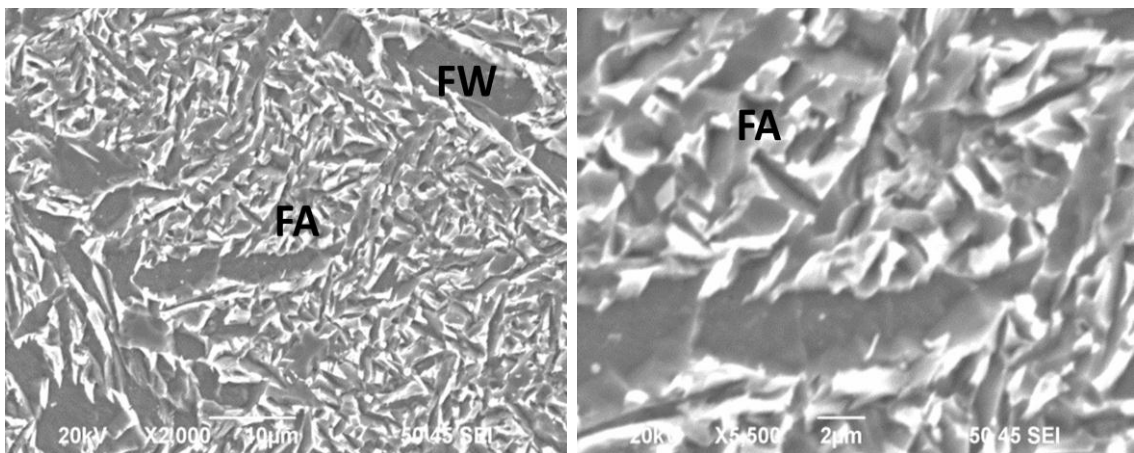


Figura 7.27 Microestructuras Soldadura T40 en Soldadura (Sol)

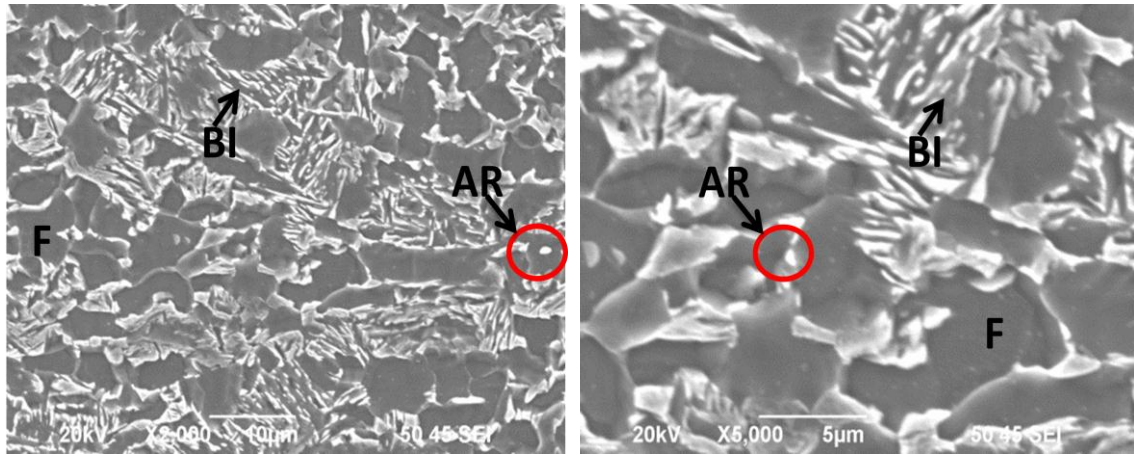


Figura 7.28 Microestructuras Soldadura T44 en la Zona de Ablandamiento (ZA)

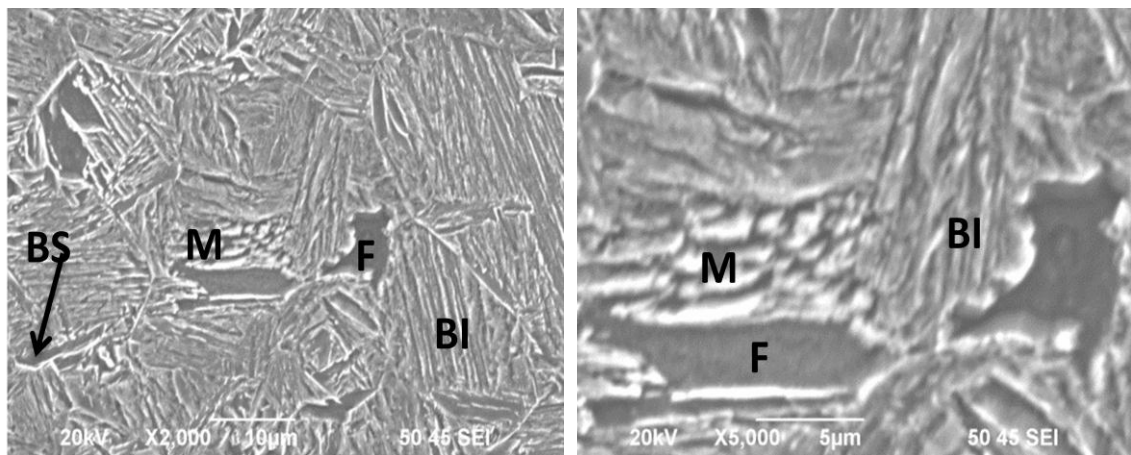


Figura 7.29 Microestructuras Soldadura T44 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)

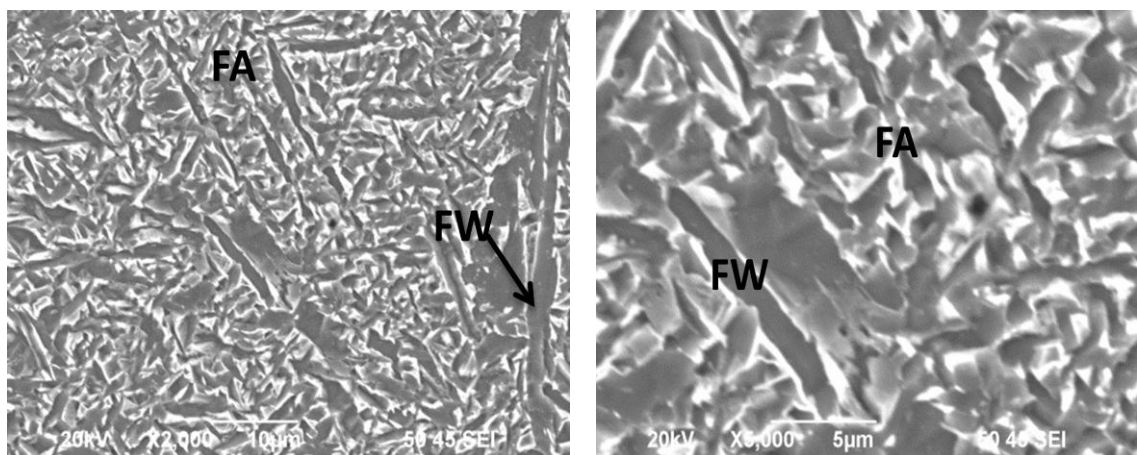


Figura 7.30 Microestructuras Soldadura T44 en Soldadura (Sol)

### 7.2.3 Fractografía

La localización de las fracturas obtenidas durante la realización del ensayo de tensión y fatiga se muestra en las Tablas 7.3 y 7.4 respectivamente; en donde se pueden observar la localización del inicio de las fracturas, así como las cargas y esfuerzos nominales aplicados a las probetas de fatiga de las soldadura ensayadas, así como la parte de la unión de la soldadura donde se registro la fractura y separación de la probeta de tensión y fatiga.

Tabla 7.3 Datos de ensayo de Tensión

ID	LOCALIZACION FRACTURA		
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3
T36-T	Raiz	Raiz	Raiz
T40-T	Raiz	Raiz	Raiz
T44-T	Raiz	Raiz	Raiz

Tabla 7.4 Datos de ensayo de fatiga (R=0.1)

ID		CARGA NOMINAL (N)	ESFUERZO NOMINAL (Mpa)	LOCALIZACION FRACTURA		
				Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3
T36	Baja	3,430	48.42	Pie	no rompio	Pie
		4,000	56.47	Pie	Pie	Pie
	Media	5,275	74.46	Pie	Pie	Pie
		10,550	148.93	Pie	Pie	Pie
	Alta	26,375	372.32	Pie	Pie/Raiz	Pie/Raiz
T40	Baja	3,430	48.42	Pie	Pie	Pie
		4,000	56.47	Pie	Pie	Pie
	Media	5,275	74.46	Pie	Pie	Pie
		10,550	148.93	Pie	Pie	Pie
	Alta	26,375	372.32	Pie/Raiz	Pie/Raiz	Pie/Raiz
T44	Baja	3,430	48.42	Pie	Pie	Pie
		4,000	56.47	Pie	Pie	Pie
	Media	5,275	74.46	Pie	Pie	Pie
		10,550	148.93	Pie	Pie	Pie
	Alta	26,375	372.32	Pie/Raiz	Pie/Raiz	Pie/Raiz

Para las prueba de tensión el inicio de la fractura se presenta en la raíz de la soldadura y se propaga a través de la zona afectada por el calor de la placa superior de la unión de soldadura hasta su separación una vez que llega a su carga máxima, tal como se muestra en la figura 7.31.

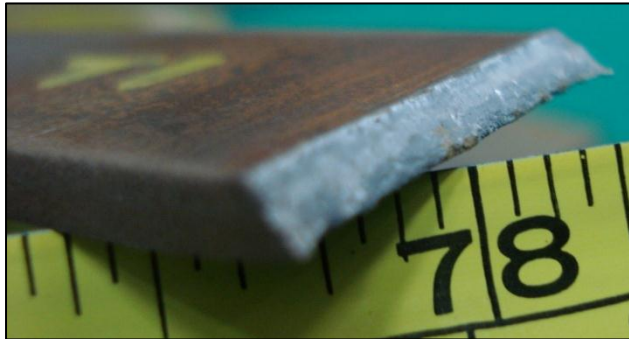


Figura 7.31 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Lateral

Para el caso de los inicios de fracturas en las uniones de soldadura de las probetas de fatiga, se presentan en dos posiciones en el pie y la raíz de la soldadura como se muestra en las figuras 7.32 y 7.33



Figura 7.32 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Lateral



Figura 7.33 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Superior

Al analizar visualmente la zona de falla de las probetas de soldadura ensayadas durante las pruebas de fatiga a diferentes magnitudes de carga, se puede observar que en todos los casos la falla se produce en el pie de la soldadura en la placa inferior en el inicio de la Zona Afectada por el calor para todos los casos de magnitudes de carga aplicados, tal como se muestra en las Figuras 7.32 y 7.33

Para el caso de las probetas de fatiga con bajo esfuerzo nominal (48.42 Mpa) y medio esfuerzo nominal (74.46 Mpa) aplicado durante la prueba de fatiga sin importar la cantidad de calor de aporte aplicado (T36 Alto ó T44 bajo) durante la elaboración de los cupones de soldadura, se observa el mismo comportamiento de inicio y propagación de la fractura, teniendo su inicio en el pie de la unión soldada y propagándose a través de la zona afectada por el calor de la lamina inferior y posteriormente a través del metal base TRIP 780 hasta su desprendimiento. Como se puede observar en la Figura 7.34 y 7.35

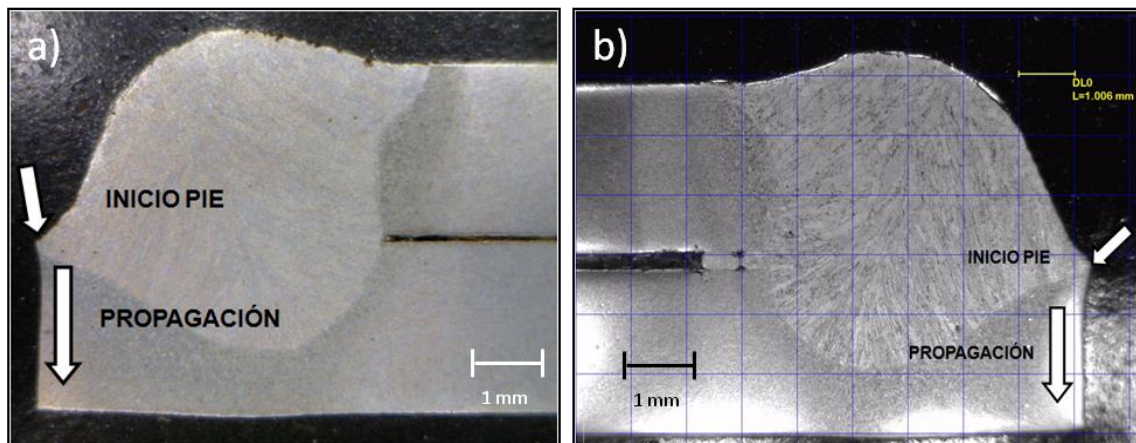


Figura 7.34 Metalografía inicio y propagación de grieta T36 Alto calor de entrada

a) Baja esfuerzo nominal b) Medio esfuerzo nominal

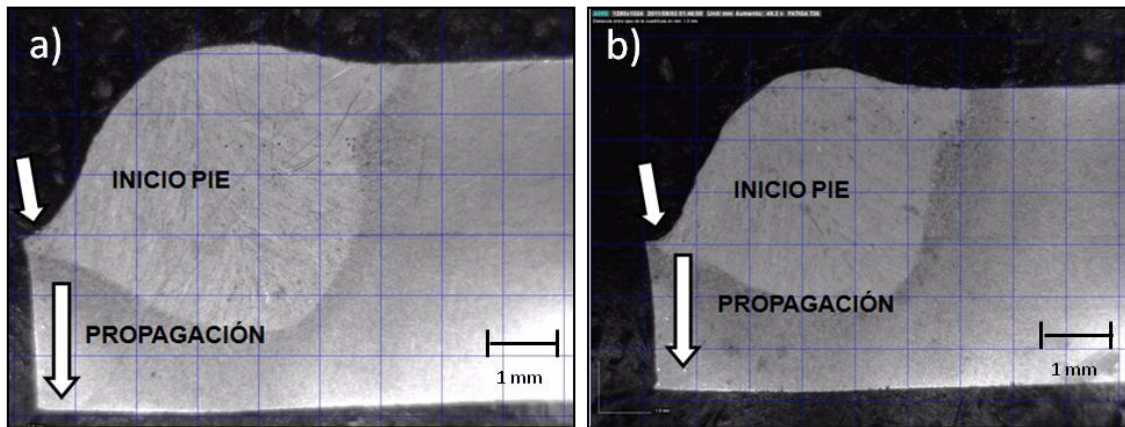


Figura 7.35 Metalografía inicio y propagación de grieta T44 Bajo calor entrada

a) Baja esfuerzo nominal b) Medio esfuerzo nominal

Solo en el caso de las probeta de fatiga a altos esfuerzos nominales (372 Mpa) , además de presentarse el inicio de la fractura en el pie de la soldadura, esta se presenta también en la raíz de la soldadura , esto debido a la concentración de esfuerzos por el efecto de la geometría de la unión de la soldadura y la heterogeneidad de fases duras en la zona afectada por el calor como se muestra en las figuras 7.36 y 7.37

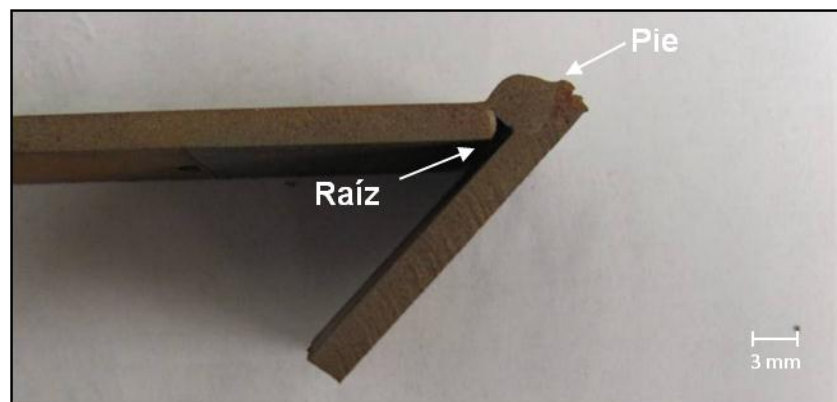


Figura 7.36 Localización de la fractura en el pie y raíz de la soldadura Vista Lateral



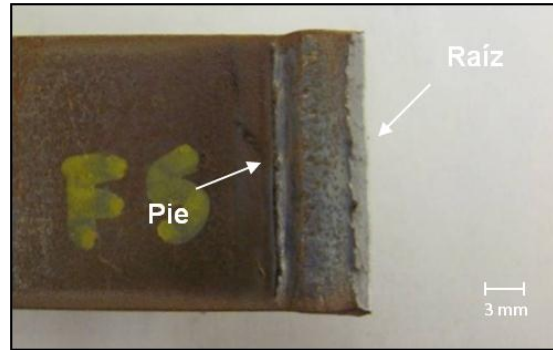


Figura 7.37 Localización de la fractura en el pie y raíz de la soldadura Vista Superior

También para el caso de las probetas de fatiga con alto esfuerzo nominal (372 Mpa), aplicado durante la prueba de fatiga, no muestra un efecto significativo la cantidad de calor de aporte aplicado (T36 Bajo, T44 Alto) usado en la elaboración de los cupones de soldadura. También se observa el mismo comportamiento de inicio y propagación de la fractura, teniendo su inicio en el pie de la unión soldada y propagándose a través de la zona afectada por el calor de la lamina inferior y posteriormente a través del metal base. Adicionalmente estas probetas a altas cargas también presentan su inicio en la raíz de la unión soldada y su propagación a través de la zona afectada por el calor de la lamina superior y posteriormente a través de la soldadura como se muestra en la Figura 7.38.

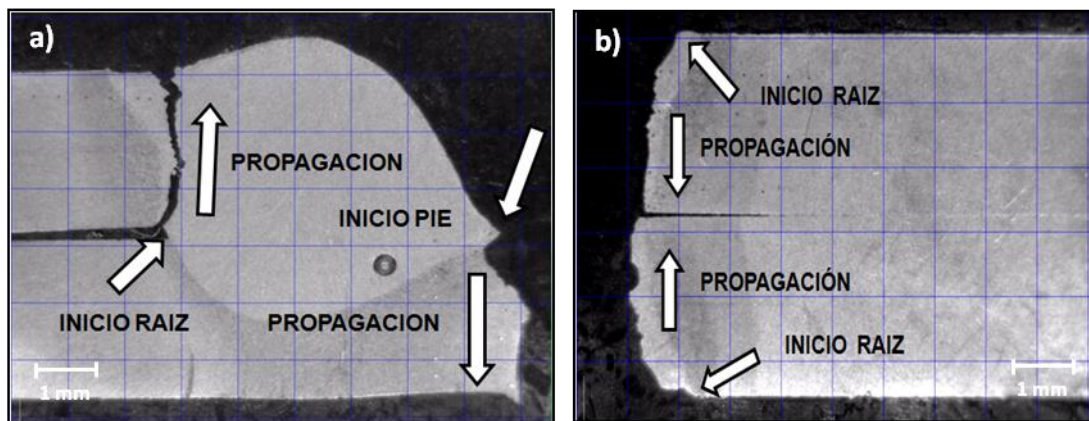


Figura 7.38 Metalografía inicio y propagación de grieta alto esfuerzo nominal

a) T36 Alto calor de entrada b) T44 Bajo calor de entrada

Un análisis mediante Microscopia Electrónica de Barrido MEB de la superficie de fractura de las probetas de tensión evidencia un tipo de fractura del tipo dúctil para todos los casos de entrada de calor evaluados , solamente observándose una variación en el tamaño de los microhoyuelos presentados por la fractura siendo más finos en las muestras de bajo calor de entrada tal y como se muestra Figura 7.39

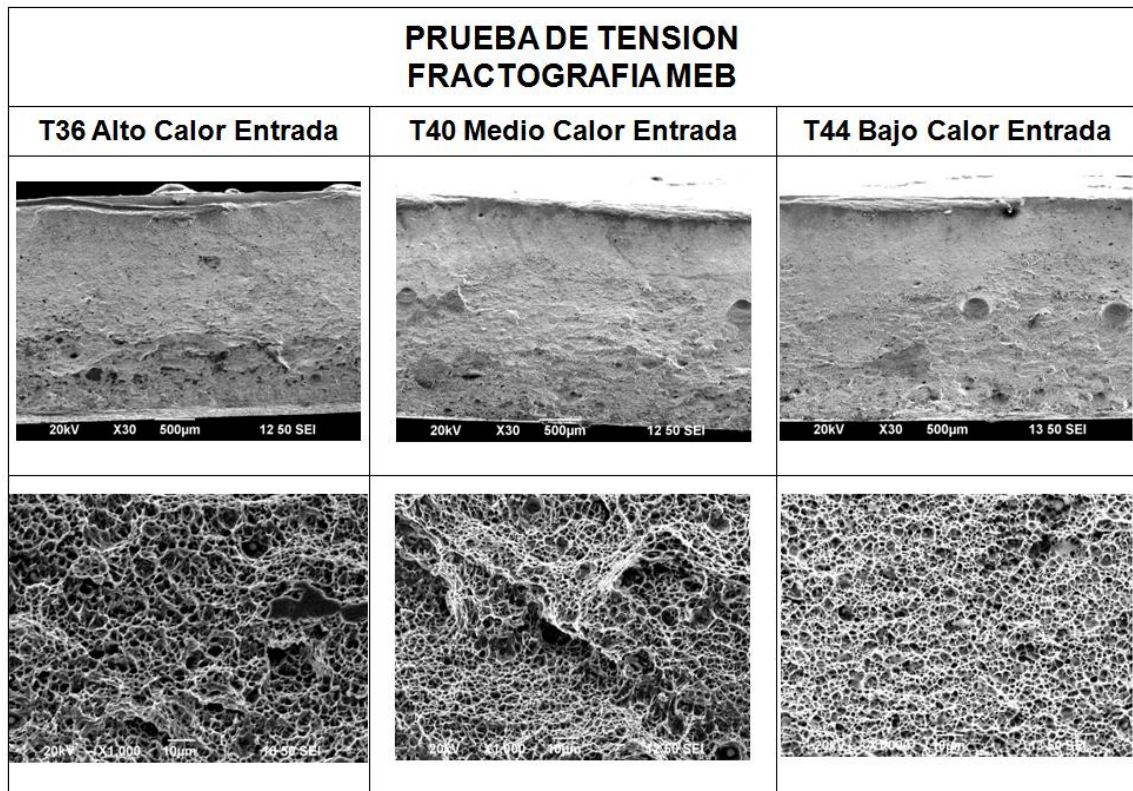


Figura 7.39 Micrografías MEB zona de Fractura probetas de tensión

Para el caso de las probeta de fatiga mediante Microscopia Electrónica de Barrido MEB la evaluación de las superficie de fractura de las probetas de fatiga no evidencian un efecto significativo en el modo y propagación de la fractura debida a las diferentes cargas de fatiga aplicadas, ni al efecto de las diferentes entradas de calor utilizadas, mostrando un tipo de fractura dúctil en todas las muestras evaluadas tal y como se muestran en la Figura 7.40 y 7.41.

**T36 ALTO CALOR ENTRADA  
FRACTOGRAFIA MEB**

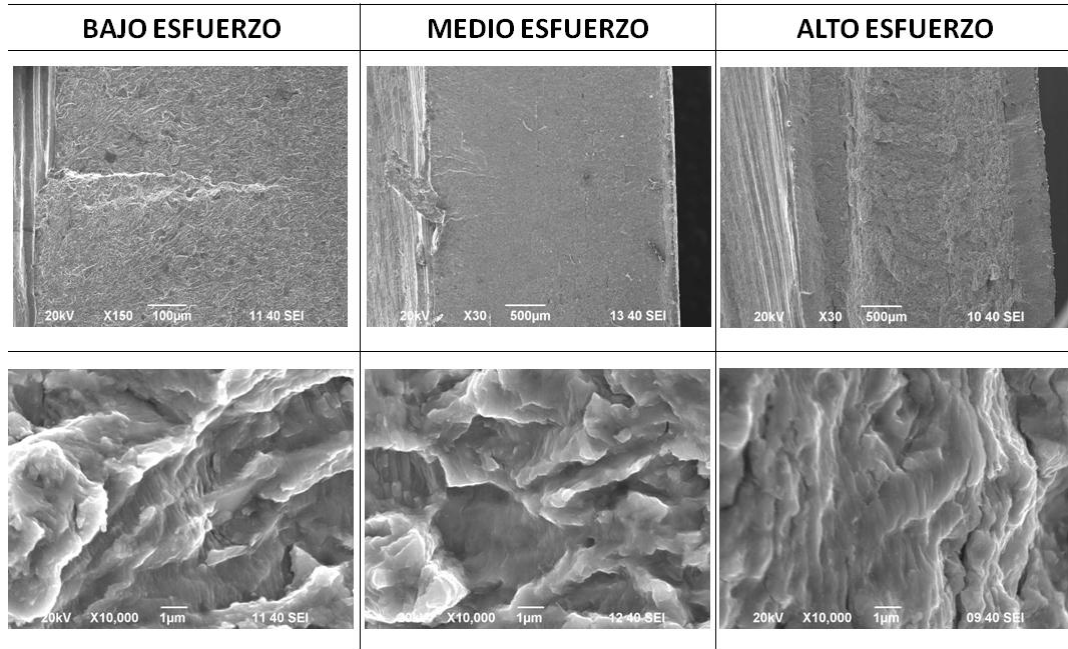


Figura 7.40 Micrografías MEB zona de Fractura probeta T36 a varias cargas

**T44 BAJO CALOR ENTRADA  
FRACTOGRAFIA MEB**

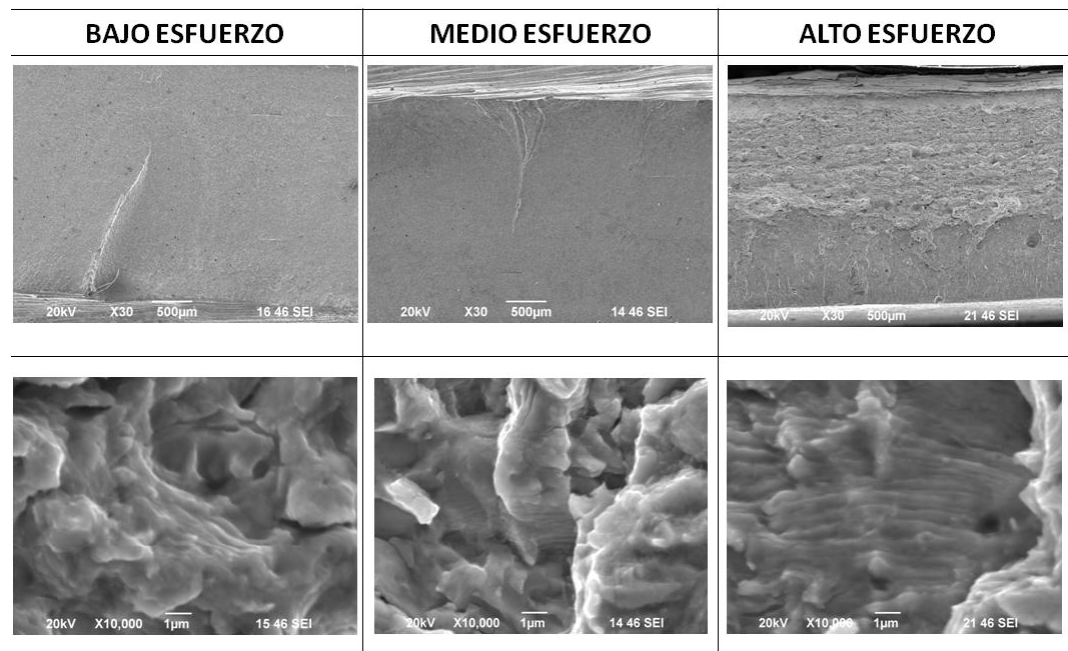


Figura 7.41 Micrografías MEB zona de Fractura probeta T44 a varias cargas

## 7.2.4 Difracción de Rayos X

Los patrones de difracción de las probetas se muestran en las Figuras 7.42 - 7.44 en donde los picos de austenita y ferrita están marcados claramente. Los picos de austenita son bajos para las 3 muestras, por lo que se espera que la cantidad de austenita retenida sea baja para cada muestra. Además, los picos de austenita para las muestras son similares, por lo que la cantidad de austenita se presume similar.

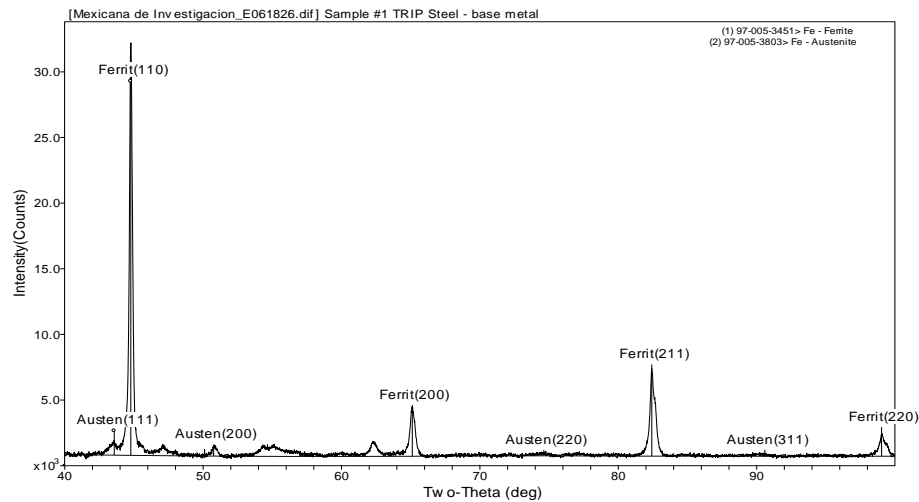


Figure 7.42 Patrón XRD Metal Base

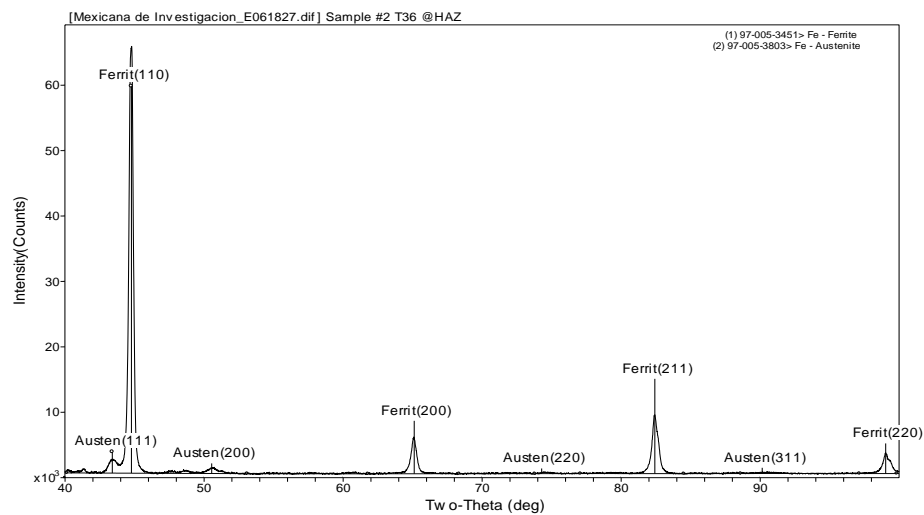


Figura 7.43 Patrón XRD T36 ZAC Alto Calor de Entrada

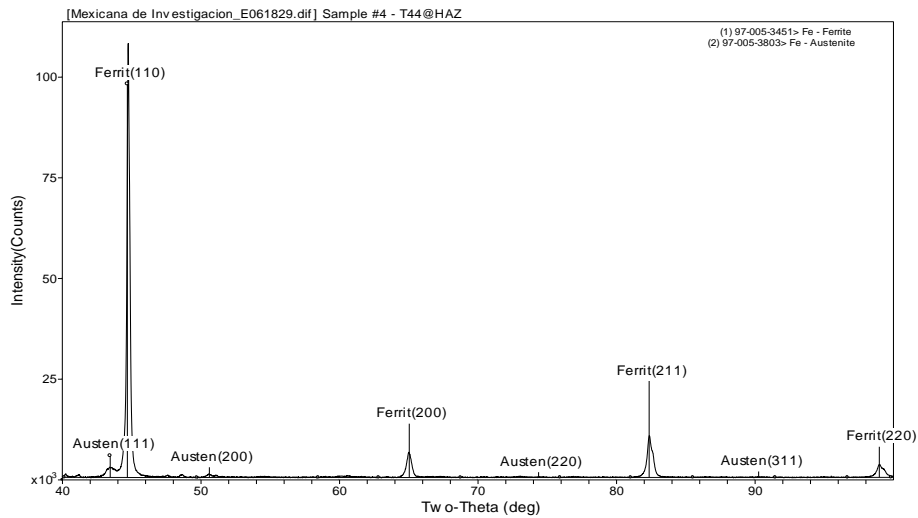


Figura 7.44 Patrón XRD T44 ZAC Bajo Calor de Entrada

Al realizar los cálculos de austenita retenida, es importante utilizar un método de promedios para cualquier combinación única de picos de austenita / ferrita que es propensa a errores debido a la orientación preferente. Por lo tanto, en los datos mostrados a continuación, se calcularon cuatro valores de austenita retenida utilizando el pico de austenita 111 y los picos de ferrita 110, 200, 211 y 220. Los otros picos de austenita son demasiado débiles para ser confiables, así que no se ha tratado de ampliar el análisis para incluir estos. Usando este método, se han generado los siguientes resultados que se muestran en la Tabla 7.5

Tabla 7.5 Resultados Austenita Retenida

<b>Porcentaje de Austenita Retenida</b>				
<b>Probeta</b>	<b><math>f^V</math></b>			
	<b>Valor Min.</b>	<b>Valor Max</b>	<b>Promedio</b>	<b>Desviación Estandar</b>
Metal Base	6.44	7.56	7.0	± 0.8%
T44 Bajo Calor Entrada	8.46	10.34	9.4	± 1.0%
T36 Alto Calor Entrada	9.60	12.99	11.3	± 1.5%

Estos resultados son consistentes con las Figuras 7.42 - 7.44, donde se encuentra que la muestra T36 tiene el mayor pico 111 de austenita mientras que el metal base y la muestras T44 se encontró que tenían los picos más bajos de austenita.

Por último, las desviaciones estándar para el porcentaje de austenita retenida son más probables debido a una pequeña cantidad de orientación preferente en el acero TRIP. Dado que las regiones son probados en la Zona Afectada por el Calor ZAC, que no se someten a fusión durante la soldadura. Por lo tanto, han conservado la orientación preferente que existía antes de la soldadura. Así que no es sorprendente ver desviaciones estándar estimadas con la magnitud mostrada.

La muestra con el mayor calor de entrada T36 (0.304 KJ/mm) presenta la mayor cantidad de Austenita Retenida con un 11.3 % con un aumento de un 62% en promedio más que la originalmente obtenida en el metal base 7% antes de ser afectado por el efecto térmico provocado por el proceso de soldadura GMAW utilizado.

La muestra con el menor calor de entrada T44 (0.248 KJ/mm) presenta también un incremento en la cantidad de Austenita Retenida con un 9.4 % con un aumento de un 34% en promedio más que la originalmente obtenida en el metal base 7% antes de ser afectado por el efecto térmico provocado por el proceso de soldadura GMAW utilizado.

A medida que incrementamos la cantidad de calor de entrada también incrementa la cantidad de austenita retenida , lo que significa que a medida que disminuimos la velocidad de avance e incrementamos el voltaje y amperaje incrementamos la cantidad de austenita retenida en la zona afectada por el calor ZAC de la soldadura para este tipo de acero, la unión soldada presentara un mayor porcentaje de austenita retenida en la unión soldada que puede transformar a martensita durante algún trabajo mecánico posterior, produciendo endurecimiento por deformación con la consecuente absorción de energía para

las partes que estén sujetas a impactos repentinos. Esta relación puede verse en la Figura 7.45

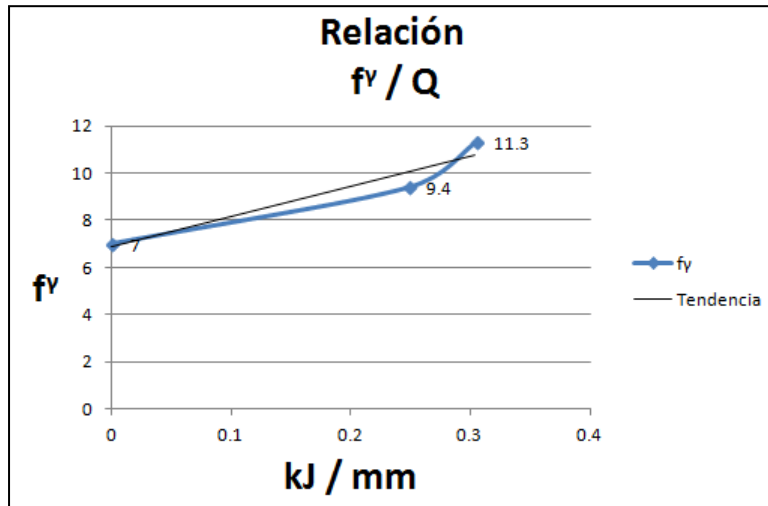


Figura 7.45 Relación cantidad de austenita ( $f_y$ ) calor de entrada (Q)

# Capítulo 8

## Conclusiones

Con el objetivo de estudiar el efecto del calor de entrada del proceso de soldadura GMAW, en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las uniones soldadas en aceros avanzados de alta resistencia AHSS de Plasticidad inducida por transformación (TRIP); se realizaron ensayos de tensión, microdureza, fatiga, análisis metalográfico vía microscopía óptica, Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), fractografía y difracción de rayos X (XRD) y después de analizar los resultados obtenidos se concluye lo siguiente:

### 8.1 Propiedades Mecánicas

- En el ensayo de tensión a esfuerzo cortante a medida que incrementamos el calor de entrada la resistencia de la unión soldada disminuye tanto en su carga máxima como en su resistencia al esfuerzo cortante, presentando un tipo de falla dúctil en la raíz de la soldadura.
- El ensayo de microdureza muestra la presencia de una Zona de Ablandamiento (ZA) que se presenta en la transición del Metal Base con el inicio de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) en las tres condiciones evaluadas presentando una disminución de los valores de dureza a medida que aumenta el calor de entrada con durezas de 232 HV probeta T36, 235 HV probeta T40 y 260 HV probeta T44. La Zona Afectada por el Calor presenta un aumento en su dureza a medida que disminuimos el calor de



entrada con durezas 381 HV probeta T36, 415 HV probeta T40 y 446 HV probeta T44.

- En el ensayo de fatiga las Curvas de vida a la fatiga S-N fueron similares para todas las entradas de calor, sin diferencias significativas a altas cargas y altos esfuerzos nominales, sin embargo a bajas cargas y bajos esfuerzos nominales se evidencia una mayor variación entre los ciclos obtenidos en las entradas de calor bajas T44 y altas T36, teniendo una mayor vida a la fatiga las probetas de soldadura con mayor afectación térmica por la entrada de calor alta T36.

## **8.2 Propiedades Metalúrgicas**

- La evaluación metalografica muestra la presencia de estructuras ferríticas, bainíticas y trazas de austenita retenida tanto en Metal Base (MB) como en la Zona de ablandamiento (ZA) presentando incremento tanto en cantidad como en engrosamiento de la ferrita y las colonias de bainita a medida que incrementamos el calor de entrada.
- La Zona Afectada por el Calor presenta estructuras bainíticas y martensíticas con trazas de austenita retenida presentando estructuras más finas a medida que se disminuye el calor de entrada y se aumenta la velocidad de enfriamiento lo cual provoca un incremento en la dureza.
- La evaluación fractografica evidencia que los inicios de fractura para las probetas de tensión se inician en la raíz de la soldadura presentando una fractura dúctil en todos los casos de entrada de calor aplicados. Para el caso de las probetas de fatiga a distintas condiciones de esfuerzo nominal se concluye que presentan el inicio de falla para todas las condiciones de esfuerzo nominal sin importar el calor de entrada aplicado en el pie de la soldadura, sin embargo solo para el caso de la aplicación de altos esfuerzos nominales adicionalmente se presenta el inicio de falla en la raíz de la soldadura a todas las condiciones de calor de entrada de utilizados mostrando un tipo de falla dúctil.

- Con el análisis por difracción de rayos X podemos concluir que para estas condiciones de estudio el contenido de Austenita Retenida aumenta su fracción en volumen ( $f_v$ ) en la ZAC de las soldaduras conforme aumenta el calor de entrada en el metal base debida al efecto térmico provocado por el calor aportado por el proceso de soldadura GMAW, lo cual provee una mayor cantidad de Austenita Retenida en la unión soldada, para poder ser transformada a martensita durante los siguientes procesos de conformado de las piezas o durante los la absorción de energía durante un impacto súbito.

Con los resultados obtenidos se puede concluir que existe una afectación térmica en la unión soldada de los aceros AHSS del tipo TRIP debida al cambio de calor de entrada en la soldadura, la cual produce variaciones de diferentes magnitudes en las propiedades mecánicas, metalúrgicas y de resistencia a la fatiga que modifican el desempeño de la unión soldada según se puede observar en los resultados obtenidos.

El calor de entrada introducido en la unión soldada tiene un efecto en las propiedades mecánicas y metalúrgicas, por lo cual es importante la adecuada selección de los parámetros de soldadura a ser utilizados durante los procesos normales de producción.

Se genera información importante que nos muestra el comportamiento de estos materiales a diferentes condiciones de aporte térmico y su correlación con las propiedades mecánicas y metalúrgicas en la unión soldada , así como la generación de Curvas de fatiga S-N para ser tomadas en cuenta en el diseño y aplicación de este tipo de materiales por los diseñadores de partes automotrices.

## **Bibliografía**

- [1] D. "Tumuluru; (2006) Resistance spot welding of coated high-strength dual-phase steels, *Welding Journal*, August 2006, 31.
- [2] R. Smith (2006) Report *Advanced High Strength Steel workshop, Material Science and Engineer, Ohio State University* 22-23 2006
- [3] S. Dinda, R. Diaz; (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;(2010) *AHSS: Advanced High-Strength-Steels; GED*
- [5] *International Iron and Steel Institute, (2002).Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB – AVC) Report / AISI.*
- [6] J.E. Gould, S.P. Khurana, T. Li; (2006), *Predictions of microstructures when welding automotive AHSS steels; Welding Journal, AWS, May 2006, 111.*
- [7] Beenken, "Joining of AHSS versus Mild Steel," *Processing State-of-the-Art Multi-phase Steel; E A S Conference, Berlin (September 23, 2004).*
- [8] Cuddy et al, "Manufacturing Guidelines When Using Ultra High Strength Steels in Automotive Applications, "EU Report (ECSC) R585 (January 2004).
- [9] *Auto steel partnership June, 2009 Advanced High Strength Steel application design and stamping process guideline.*
- [10] Pérez M. G.;(2008) *Estudio de la soldabilidad de aceros avanzados de alta Resistencia (AHSS): martensíticos, doble fase (DP) y plasticidad inducida por transformación, Saltillo México.*
- [11] *Bhattacharya Debanshu, Developments in Advanced High Strength Steels, Research and Development Center, Mittal Steel, East Chicago, Indiana, U.S.A. 2008*
- [12] Zhili Feng (2006) *Characterization of Thermo-Mechanical Behaviors of Advanced High Strength Steels (AHSS): Task 2 - Weldability and Performance Evaluations of AHSS Parts for Automotive Structures.*
- [13] *The Auto/Steel Partnership Member Companies, (2003) Light Weight SUVs Frame design development. Oak Ridge, Tennessee, U.S.A.*

- [14] Koppel Conway (2009), *Collision Standard Advanced High strength Steel*, U.S.A.
- [15] V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush, "The enhancement of ductility in high-strength steels", *Transactions of the ASM*, V 60, pp 252- 259, 1967, E.U.A.
- [16] J. M. Rigsbee y P. J. Vander rend, "Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in 'Dual-Phase' HSLA steels", *Symposium on Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, pp 56-86, 1977, ASM international, E.U.A
- [17] E. Girault, tesis doctoral, "Bainitic Transformations in TRIP-assisted steels and its influence on mechanical properties K. U. Leuven, 1999, Bélgica.
- [18] G. B. Olson, "Transformation plasticity and the stability of plastic flow", *Deformation, processing and structure*, ASM international, pp 391-424, 1984, E.U.A.
- [19] K. Hulka, W. Bleck y K Papamantellos, *Relationships Between Heat Treatment Conditions, Microstructure and Properties of Niobium Micro alloyed TRIP Steel*", *MWSP Conference Proceedings, ISS*, V 37, pp 67-77, 1999, E.U.A.
- [20] o. M. Faral, "influence of Continuous Annealing Conditions on Dual Phase and TRIP Steels for Automotive Application", *41st MWSP Conference Proceedings, ISS*, V 37, pp 253-265, 1999, E.U.A.
- [21] M. De Meyer, D. Vanderschueren and B .C. De Cooman, "The influence of AJ on Cold Ro/led C-Mn-Si TRIP Steels", *41st MWSP Conference Proceedings, ISS*, V 37, pp 265-276, 1999, E.U.A.
- [22] F. Hassani y S. Yue, "A Comparison of Bainitic TRIP and Dual Phase Microstructures"; *41st MWSP Conference Proceedings, ISS*, V 37, pp 493-508, 1999, E.U.A.
- [23] O. Matsumura, Y. Sakuma y H. Takechi, "Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C - 1.5Si - 0.8Mn steel", *ISIJ international*, V 32, pp 570-579, 1987, E.U.A.

[24] Y. Sakuma, D. K. Matlock y G. Krauss, "Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 pct C steels containing 1.2 pct Si- 1.5 pct Mn and 4 pct Ni: Part I. Transformation microstructure and room- temperature mechanical properties", *Metallurgical Transactions A*, V 23A, pp 1221-1232, 1992, E.U.A.

[25] Y. Sakuma, O. Matsumura y H. Takechi, "Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions", *Metallurgical Transactions*, V22A, pp489-498, 1991, E.U.A..

[26] Y. Sakuma, O. Matsumura y O. Akisue, "influence of e content and annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 400°C transformed steel containing retained austenite", *ISIJ international*, V 31, pp 1348-1353, 1991, Japón.

[27] Y. Sakuma, D. K. Matlock y G. Krauss, "Mechanical behavior of an intercritically annealed and isothermally transformed low C alloy steel with ferrite-bainite-austenite microstructures", *Japanese Heat Treatment*, V 8, pp 109-120, 1990, Japón.

[28] H. C. Chen, H. Era y M. Shimizu, "Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low- carbon steel sheet", *Metallurgical Transactions A*, V 20A, pp 437-445, 1989, E.U.A.

[29] A.. Z. Hanzaki, P. D. Hodgson y S. Yue, "The influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP Steels", *ISIJ international*, V 35, pp 79-85, 1995, Japón.

[30] I. Tsukatani, S. Hashimoto y T Inoue, "Effect of silicon and manganese addition on mechanical properties of high-strength hot-rolled sheet steel containing retained austenite", *ISIJ international*, V 31, pp 992-1000, 1992, Japón.

[31] R. W. Cahn y P. Haasen, *Physical Metallurgy*, pp 1033 - 1072, Elsevier Science Publishers B. V., 1983, Holland.

[32] H. K. D. H. Badeshia, *Bainite in Steels*, The institute of Materials, Cambridge University Press, 1992, Gran Bretaña.

- [33] H. K. D. H. Badeshia, *Geometry of crystals*, The institute of Materials, The Chameleon Press Ud, 1987, Gran Bretaña.
- [34] S. H. Abner, *Introducción a la Metalurgia Física*, pp. 237-238, McGraw Hill, 2da. Edición, 1986, México.
- [35] D. M. K. de Grinberg, *Tratamientos Térmicos de Aceros*, pp. 69-71, Editorial LIMUSA, 1994, México.
- [36] L. E. Samuels, *Optical Microscopy of Garban Steels*, pp 247-262, American Society for Metals, 1980, E.U.A.
- [37] G. R. Speich, V. A. Demarest y R. L. Miller, *Formation of Austenite During Intercritical / Annealing of Dual-Phase Steels*, *Metallurgical Transactions A*, V 12A, pp 1419-1428, *The American Society for Metals*, August 1981, E.U.A.
- [38] J. D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Física*, pp. 222-223, Editorial LIMUSA, 1987, México.
- [39] R. W. K. Honeycomb y H. K D. H. Badeshia, *Steels, Microstructure and Properties*, J. W. Arrow smith Ltd, 1995, Great Britain.
- [40] G. R. Speich, *Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels*, en *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, pp 3-45, United States Steel Corporation, 1981, E.U.A.
- [41] D. K. Matlack, F. Zia-Ebrahimi y G. Krauss, *Structure, Properties, and Strain Hardening of Dual-Phase Steels*, *transactions of the Deformation, Processing and Structure of the 1982 ASM Materials Science Seminar*, pp 47-87, SI. Louis Missouri, ASM 1984, E.U.A.
- [42] G. S. Mellay, *Heat Treatment of Steel. Austenite and its Transformation*, Lesson three, *American Society for Metals*, 1957, E.U.A.
- [43] E. Girault, *tesis doctoral*, "Bainitic Transformations in TRIP-assisted steels and its influence on mechanical properties K U. Leuven, 1999, Bélgica.

[44] *ASM Handbook, Metallographic and Microstructures, Volume 9, ASM international, 1985, E.U.A.*

[45] *D. K. Matlack, F. Zia-Ebrahimi y G. Krauss, Structure, Properties, and Strain Hardening of Dual-Phase Steels, transactions of the Deformation, Processing and Structure of the 1982 ASM Materials Science Seminar, pp 47-'37, St. Louis Missouri, ASM 1984, E.U.A.*

[46] *G. R. Speich, Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels, Fundamentals of Dual-Phase Steels, pp 3-45, United States Steel Corporation, 1981, E.U.A.*

[47] *S. H. Abner, Introducción a la Metalurgia Física, McGraw Hill, 2da. Edition, 1986, México.*

[48] *“Welding Handbook”, Vol 1, 9th. Ed., AWS, 2001.*

[49] *T. DebRoy, S. A. David, “Physical processes of fusion welding”, Reviews of Modern Physics, 1995, 67(1), pp. 85-112.*

[50] *J. F. Lancaster, “The Physics of Welding”, 2°Ed., Pergamon Press, Oxford, 1986, p. 163.*

[51] *R. T. Choo, J. Szekely, Welding Journal, 1994, 73(2), p. 25s.*

[52] *A. Matsunawa, in International Trends in Welding Science and Technology, editado por S.A. David, J. Vitek (ASM International, Materials Park, Ohio), 1993, p. 3.*

[53] *S. Kou, “Welding Metallurgy”, John Wiley and Sons, New York, 1987.*

[54] *D. Rosenthal, “Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting”, Welding Journal, 20, pp. 220s-234s.*

[55] *C. M. Adams, “Cooling rates and Peak Temperatures in Fusion Welding”, Welding Journal, 37, 5, pp. 210s-215s.*

[56] *O. Grong, D. K. Matlock, “Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals”, International Metals Reviews, 1986, 31, pp. 175-196.*

- [57] K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", 1983, London, Butter worths.
- [58] R. Mehrabian, "Rapid Solidification", *International Metals Reviews*, 1982, 27(4), pp. 185- 208.
- [59] S. A. David, J. M. Vitek, "Correlation between solidification parameters and weld microstructures", *International Materials Reviews*, 1989, 34(5), pp. 213-245
- [60] G. J. Davies, J. G. Garland, "Solidification structures and properties of fusion welds", *International Metallurgical Review*, 1975, 20, pp. 83-106.
- [61] W. F. Savage, "Solidification, segregation and weld imperfections", *Welding in the World*, 1980, 18, 5/6, pp. 89-112.
- [62] L. R. Morris, W. C. Winegard, *Journal of Crystal Growth*, 1969, 6, p. 61.
- [63] H. I. Aaronson, "Decomposition of austenite by diffusional processes", V. F. Zackay, H. I. Aaronson Eds., *Interscience*, New York, 1962, pp.387-546.
- [64] J. D. Verhoeven, "Fundamentos de la Metalurgia Física", Ed. Limusa, México, 1987.
- [65] H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, "Mathematical Modeling of Weld Phenomena", 1993, *Institute of Materials*, London.
- [66] K. R. Kinsman, H. I. Aaronson, *Metallurgical Transactions*, 1973, 4, pp. 959-967.
- [67] C. B. Dallum, D. Olson, "Stress and grain size effects on weld metal ferrite formation", *Welding Journal*, 1989, pp. 198s-205s.
- [68] H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, B. Gretoft, *Journal of Materials Science Letters*, 1985, 4, pp. 305-308.
- [69] H. Nakagawa et al., *Transactions of the Japan Welding Society*, 1971, 2, p. 10.



- [70] H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svensson, B. Gretoft, "A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits", *Acta Metallurgica*, 1985a, 33, pp. 1271-1283.
- [71] H. K. D. H. Bhadeshia, "Phase Transformations '87", Ed. G. W. Lorimer, *Institute of Metals*, London, 1988, pp. 309-314.
- [72] Y. Ito, M. Nakanishi, "Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding", *The Sumimoto Search*, 1976, 15, pp.42-62.
- [73] F. B. Pickering, "Transformations and Hardenability in Steels", *Climax Molybdenum Co.*, Ann Harbor, MI, 1967, pp.109-129.
- [74] J. M. Oblak, R. F. Hehemann. "Transformations and Hardenability in Steels", *Climax Molybdenum Co.*, Ann Harbor, MI, 1967, pp.15-38.
- [75] R. E. Reed-Hill, "Principios de Metalurgia Física", *CECSA*, 1972, p. 566.
- [76] T. Ko, J. A. Cotrell, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 172, 1972, p. 307.
- [77] R. Honeycomb, "Steels: Microstructure and Properties", *ASM*, Metals Park, OH, 1981, p. 102.
- [78] H. K. D. H. Bhadeshia, J. W. Christian, *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21A, pp. 767- 797.
- [79] G. Y. Lai, *Metallurgical Transactions A*, 1975, 6A, p. 1469.
- [80] Y. Ohmori, H. Ohatani, T. Kunitake, *Transactions of Iron and Steel Institute of Japan*, 1971, 11, p. 250.
- [81] P. L. Harrison, R. A. Farrar, "Applications of continuo's cooling transformation diagrams for welding steels", *International Materials Review*, 1989, 34, 1, pp. 35-51.
- [82] M. Cohen, *Transactions of ASM*, 1949, 41, pp. 35-94.
- [83] M. Oka, H. Okamoto, *Metallurgical Transactions A*, 1988, 19A, pp. 447 452.

- [84] N. Christensen, "Welding Compendium", 1981, Trondheim, The Norwegian Institute of Technology.
- [85] A. Sanchez-Osio, S. Liu, *WRC Bulletin*, p. 399s.
- [86] R. E. Dolby, *Metals Technology*, 1983, 10, pp. 349-362.
- [87] N. Christensen, T. Simonsen, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1981, 10, pp. 156.
- [88] J. Blackburn, J. DeLoach, A. Brandemarte, "An empirical strength model for low carbon alloy steel weld metal", *Trends in Welding Research, Georgia*, 1998, pp. 203-208.
- [89] *Welding Handbook, Vol 2 Welding processes, Chapter 4 pag. 109-154 9th. Ed., 2004 American Welding Society.*
- [90] L. Zhao<sup>a,b</sup>. 2009 Retention of austenite in the welded microstructure of a 0.16C–1.6Mn–1.5Si(wt.%) TRIP steel. *Journal of Materials Processing Technology*.
- [91] Rajashekhar S. 2011 Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser. *Journal of Materials Processing Technology*.
- [92] N. KAPUSTKA, C. CONRARDY, S. BABU, AND C. ALBRIGHT. 2008 Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. *WELDING JOURNALS AWS*.
- [93] L. Mujica<sup>a,b</sup>, S. Weber<sup>a,c</sup>, H. Pintob<sup>d</sup>, C. Thomye, F. Vollertsen. 2009 Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. *Materials Science and Engineering*.
- [94] ZHANG MeiJ.2 , LI Li n' , FU Ren-yul ZHANG j i-cheng' , WAN Ziz .2008. Weldability of Low Carbon Transformation Induced Plasticity Steel. *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL*.
- [95] Rajashekhar S. Sharma 1, Pal Molian. 2009. Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks. *Materials and Design*.
- [96] W. RATHBUN, D. K. MATLOCK, AND J. G. SPEER. 2003. Fatigue Behavior of Spot Welded High-Strength Sheet Steels. *WELDING JOURNAL AWS*.

- [97] L.T. Robertson, T.B. Hilditch \*, P.D. Hodgson. 2007. *The effect of prestrain and bake hardening on the low-cycle fatigue properties of TRIP steel. International Journal of Fatigue.*
- [98] LI Zhuang" , WU Di ' , LV Hui-sheng 3, FANG Shi-rong'. 2007. *Continuous Cooling Transformation Behaviour of C-Si-Mn TRIP Steel. Proceedings of Sine Swedish Structural Materials Symposium.*
- [99] LI Zhuang" , WU Di ' , LV Hui-sheng 3, FANG Shi-rong'. 2007. *Continuous Cooling Transformation Behaviour of C-Si-Mn TRIP Steel. Proceedings of Sine Swedish Structural Materials Symposium.*
- [100] T.B. Hilditch a,\*, J.G. Speer b, D.K. Matlock b. 2006. *Effect of susceptibility to interfacial fracture on fatigue properties of spot-welded high strength sheet steel. Proceedings of Materials and Design.*
- [101] Z.G. Hu, P. Zhu \*, J. Meng. 2009. *Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application. Materials and Design*
- [102] Koh-ichi Sugimotoa\*, Daiki Fijia, Nobuo Yoshikawaa. 2010. *Fatigue strength of newly developed high-strength low alloy TRIP-aided steels with good hardenability. Procedia Engineering.*
- [103] LI Zhuang" , WU Di ' , LV Hui-sheng 3, FANG Shi-rong'. 2007. *Continuous Cooling Transformation Behaviour of C-Si-Mn TRIP Steel. Proceedings of Sine Swedish Structural Materials Symposium.*
- [104] J. Danzeisen<sup>1</sup>, M. Merklein<sup>2</sup>, K. Roll<sup>1</sup>.2008. *Investigation of fracture behavior in TRIP steels. Int J Mater Form.*
- [105] L. Zhao a,b,\*, N.H. van Dijk c, E. Bru`ck d, J. Sietsma b, S. van der Zwaag a,b.2000 *Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels Materials Science and Engineering.*
- [106] Mingsheng XIA,<sup>1,2</sup>) Zhilin TIAN,<sup>2</sup>) Lin ZHAO<sup>2</sup>) and Y. Norman ZHOU<sup>1</sup>.2008 *Metallurgical and Mechanical Properties of Fusion Zones of TRIP Steels in Laser Welding. ISIJ International, Vol. 48.*
- [107] J. CHEN, K. SAND, M.S. XIA, C. OPHUS, R. MOHAMMADI, M.L. KUNTZ, Y. ZHOU, and D. MITLIN.2008. *Transmission Electron Microscopy and Nan indentation Study of the Weld Zone Microstructure of Diode-Laser-Joined Automotive Transformation-Induced Plasticity Steel. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A.*

[108] X.D. WANG, B.X. HUANG, L. WANG, and Y.H. RONG.2007. *Microstructure and Mechanical Properties of Micro alloyed High-Strength Transformation-Induced Plasticity Steels*. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A.

[109] P.J. JACQUES, J. LADRIÈRE, and F. DELANNAY. 2001. *On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels*. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A.

[110] J. Lis \*, A.K. Lis, C. Kolan.2005. *Processing and properties of C–Mn steel with dual-phase microstructure* . *Journal of Materials Processing Technology*.

[111] M.H. Saleha,\*, R. Priestnerb.2001. *Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties*. *Journal of Materials Processing Technology*.

[112] ZHANG MeiJ.2 , LI Li n' , FU Ren-yul , ZHANG j i-cheng' , WAN Ziz.2008. *Weldability of Low Carbon Transformation Induced Plasticity Steel*. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL.

[113] Adrian N. Elliott, Armando Joaquin, Vaidyanath Rajan.2007. *Gas Metal Arc Welding of Coated Advanced High Strength Steel (AHSS) - Developments for Improved Weld Quality*. JOURNAL SAE INTERNATIONAL.

[114] Stephen Yue, J. D. Boyd, Louise C. Mallory.2005. *Microstructural Developments in Advanced High Strength Steels*. JOURNAL SAE INTERNATIONAL.

[115] John J.F. Bonnen. Mallory. 2009. *Durability of Advanced High Strength Steel Gas Metal Arc Welds*. JOURNAL SAE INTERNATIONAL.

## Índice de Figuras

- Figura 2.1 Relación ductilidad – Resistencia para diferentes tipos de aceros.
- Figura 2.2 Concepto metalúrgico para obtener aceros TRIP
- Figura 2.3 Comparación del esfuerzo ingenieril y deformación ingenieril de los aceros TRIP en comparación con los aceros de doble fase y los aceros HSLA notando sus mejores propiedades mecánicas.
- Figura 2.4 (a) Representación gráfica de la ubicación de los aceros de TRIP de acuerdo a su esfuerzo- deformación (b) Estructura típica de un acero TRIP.
- Figura 2.5 Microestructura típica de un acero TRIP 1000x (a) Atacada con nital. (b) Atacada con Le Pera 2000x.
- Figura 2.6 Uso de los diferentes tipos de aceros en la estructura de un automóvil.
- Figura 2.7 Chasis estructural de una camioneta utilitaria con aceros convencionales.
- Figura 2.8 Chasis estructural de una camioneta utilitaria aceros HSS, AHSS y Aceros convencionales.
- Figura 2.9 Esquema de un tratamiento térmico TRIP y su efecto en la microestructura de un acero.
- Figura 2.10 Parámetros de proceso en un tratamiento térmico TRIP
- Figura 2.11 Ilustración esquemática que muestra la transformación de la austenita después la Etapa Intercrítica (a), seguido de la Etapa Isotérmica (b) en un tratamiento térmico TRIP. Las zonas oscuras corresponden a regiones ricas en carbono. a: ferrita;  $\gamma$ : austenita; B: bainita y  $\gamma$  res.: austenita residual.
- Figura 2.12 Variación del contenido de fases en la Etapa isotérmica al someter a 400°C una aleación de 0.4C -1.5Si - 0.8Mn durante un tratamiento térmico TRIP. La Etapa Intercritica se realizó a 790°C durante 5 minutos.
- Figura 3.1 Diagrama hierro - carburo de hierro.

- Figura 3.2 Representación de la transformación de una colonia de perlita (P) a austenita (y). 1) Zona perlítica no transformada rodeada de ferrita no transformada. 2) Transformación a austenita de las placas de ferrita en la perlita. 3) Fragmentación y disolución de carburo de hierro. 4) Estabilización de la austenita formada por difusión de C y Mn.
- Figura 3.3 Diagrama TTT.
- Figura 3.4 Representación esquemática de fases en forma de placas o láminas y tiras, productos de transformaciones adifusionales.
- Figura 3.5 Esquema de las transformaciones que ocurren en la austenita durante su enfriamiento.
- Figura 3.6 Acero SAE 4350. Las zonas oscuras corresponden a bainita superior con algunas partículas de carburo alineadas. La matriz corresponde a martensita. Nital, 1500X.
- Figura 3.7 Bainita inferior en un acero SAE 1045. Las zonas oscuras son bainita inferior en una matriz de martensita. Picral, 500X.
- Figura 3.8 Representación de la transición de bainita superior a bainita inferior.
- Figura 3.9 Fotomicrografía de placas de ferrita acicular en una matriz de martensita.
- Figura 3.10 Formación de un anillo de ferrita epitaxial (color blanco) alrededor de martensita (negro) en una matriz ferrítica (gris).
- Figura 3.11 Diagrama del efecto de la velocidad de enfriamiento en la transformación de un grano de austenita durante su enfriamiento desde la temperatura intercrítica.
- Figura 3.12 Martensita en un acero al medio de carbono.
- Figura 3.13 Representación esquemática de un plano invariante de deformación característico de una transformación martensítica. La línea original DE es desplazada a la posición DF cuando la placa de martensita forma el plano de hábito ABC. El plano ABC es invariante (sin distorsión ni rotación) como resultado de la transformación martensítica.
- Figura 3.14 Tres tipos de deformación. Las líneas gruesas indican al cristal antes de la deformación.

- Figura 3.15 Ilustración que presenta los mecanismos de transformación por difusión y martensítica.
- Figura 3.16 Efecto del carbono en los parámetros de las estructuras de la austenita (fcc) y de la martensita (bct).
- Figura 3.17 Correspondencia de estructuras para la formación de martensita a partir de austenita: (a) Celda unidad tetragonal delineada por austenita. (b) Deformación de la estructura para formar martensita con una razón  $c/a$ .
- Figura 3.18 Formación de una placa de martensita mediante dos tipos de deformación de red: a) deslizamiento y b) maclaje.
- Figura 3.19 Efecto de un esfuerzo mecánico en el cambio de energía interna de la austenita en una transformación martensítica.
- Figura 3.20 Diagrama que esquematiza un esfuerzo aplicado a lo largo del eje A y que induce una transformación martensítica sobre el plano de hábito P con normal N. S es la dirección del cambio de dimensión o forma del cristal para la martensita y  $S_m$  es la elongación máxima del cambio de dimensión de la estructura paralela al plano de hábito.
- Figura 3.21 Diagrama esfuerzo-temperatura que esquematiza el esfuerzo crítico necesario para iniciar la transformación de austenita a martensita.
- Figura 4.1 Factores en el modo de crecimiento durante la solidificación.
- Figura 4.2 Interfase sólido – líquido durante crecimiento planar.
- Figura 4.3 Interfase sólido – líquido durante crecimiento celular.
- Figura 4.4 Interfase sólido – líquido durante crecimiento celular – dendrítico.
- Figura 4.5 Esquema de la orientación de crecimiento de los distintos modos de crecimiento : a) celular b) celular – dendrítico c) y d) dendrítico.
- Figura 4.6 Interfase sólido – líquido durante crecimiento dendrítico.
- Figura 4.7 Interfase sólido – líquido durante crecimiento equiaxial dendrítico.

- Figuras 4.8 Esquema de las diferentes formas de los precipitados : a) alotriomorfos de limite de grano b) idiomorfos y c) placas laterales Widmanstatten.
- Figura 4.9 Esquema de los constituyentes de la estructura primaria de un deposito de soldadura de un acero.
- Figura 4.10 Correlación entre la constante de velocidad de engrosamiento parabólico y la fracción en volumen de ferrita alotriomorfica , para una serie de depósitos realizados con electrodo revestido manual.
- Figura 4.11 Esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstatten a través del grano austenitico para bajo y alto contenido de aleación.
- Figura 4.12 Ilustración esquemática del efecto del tamaño de grano en la descomposición de la austenita.
- Figura 4.13 Esquema de la placa monolítica de ferrita – bainita inferior
- Figura 4.14 Esquema de la formación de la martensita alfa. Secuencia de corte  $s$  homogéneo e inhomogeneo.
- Figura 4.15 Esquema de las temperaturas pico para puntos sobre la línea central en diferentes posiciones fuera del arco.
- Figura 4.16 Velocidad de enfriamiento  $\Delta t_{8/5}$  en función del calor de entrada  $E$  del espesor de la chapa  $\delta$  y de la temperatura de precalentamiento  $T_0$ .
- Figura 4.17 a) contenido de ferrita acicular en función del  $\Delta t_{8/5}$  y b) variación de las temperaturas de comienzo y fin de la transformación en función del mismo valor para distintos niveles de Mn.
- Figura 4.18 Diagrama esquemático de las zonas afectadas por el calor y las subzonas derivadas indicadas sobre el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C.
- Figura 5.1 Proceso de soldadura por arco de metal y gas
- Figura 5.2 Diagrama del equipo para soldadura por arco de metal y gas



- Figura 5.3 Representación esquemática de la transferencia de metal en cortocircuito
- Figura 5.4 Transferencia globular no axial
- Figura 5.5 Transferencia por aspersion axial
- Figura 5.6 Característica de corriente de soldadura de arco de rocío a pulsos
- Figura 5.7 Corrientes de soldadura típicas contra velocidades de alimentación del alambre para electrodos de acero al carbono
- Figura 5.8 Terminología de soldadura por arco de metal y gas
- Figura 6.1 Esquema de uniones a traslape de Cupones de soldadura
- Figura 6.2 Probeta de soldadura Tensión a esfuerzo cortante
- Figura 6.3 Localización de microdurezas
- Figure 6.4 a) Cupón de soldadura b) Probeta de fatiga
- Figure 6.5 Prueba de Fatigue
- Figure 6.6. Evaluación metalografica de soldaduras
- Figura 6.7 Equipo de Rayos X
- Figura 6.8 Posición de la muestra
- Figura 7.1 Grafica Tensión en soldaduras Carga Máxima
- Figura 7.2 Grafica Tensión en soldaduras Esfuerzo Cortante
- Figura 7.3 Resultados ensayo de microdureza Alto Calor de Entrada T36
- Figura 7.4 Resultados ensayo de microdureza Medio Calor de Entrada T40
- Figura 7.5 Resultados ensayo de microdureza Medio Calor de Entrada T44
- Figura 7.6 Comparativo de Perfil de durezas
- Figure 7.7 Mapeo de Microdureza T36 Alta entrada de calor

- Figure 7.8 Mapeo de Microdureza T44 Baja entrada de calor
- Figure 7.9 Curva S-N Carga Nominal vs. Ciclos
- Figure 7.10 Curva S-N Esfuerzo Nominal vs. Ciclos
- Figure 7.11 Curva S-N Carga nominal vs Ciclos para T36,T40 y T44
- Figure 7.12 Curva S-N Esfuerzo Nominal vs Ciclos para T36,T40 y T44
- Figure 7.13 Sección Transversal de probetas de fatiga
- Figura 7.14 Microestructura acero AHSS TRIP 780
- Figure 7.15 Macroataque de soldadura con nital 2% T36 Alto calor de entrada
- Figure 7.16 Macroataque de soldadura con nital 2% T40 Medio calor de entrada
- Figure 7.17 Macroataque de soldadura con nital 2% T44 Bajo calor de entrada
- Figura 7.18 Microestructuras probeta T36 Bajo Calor Entrada
- Figura 7.19 Microestructuras probeta T40 Medio Calor Entrada
- Figura 7.20 Microestructuras probeta T44 Medio Calor Entrada
- Figura 7.21 Microestructuras Metal Base
- Figura 7.22 Microestructuras Soldadura T36 en la Zona de Ablandamiento (ZA)
- Figura 7.23 Microestructuras Soldadura T36 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)
- Figura 7.24 Microestructuras Soldadura T36 en Soldadura (Sol)
- Figura 7.25 Microestructuras Soldadura T40 en la Zona de Ablandamiento (ZA)
- Figura 7.26 Microestructuras Soldadura T40 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)
- Figura 7.27 Microestructuras Soldadura T40 en Soldadura (Sol)
- Figura 7.28 Microestructuras Soldadura T44 en la Zona de Ablandamiento (ZA)

- Figura 7.29 Microestructuras Soldadura T44 en la Zona Afectada por el Calor (ZAC)
- Figura 7.30 Microestructuras Soldadura T44 en Soldadura (Sol)
- Figura 7.31 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Lateral
- Figura 7.32 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Lateral
- Figura 7.33 Localización de la fractura en el pie de la soldadura Vista Superior
- Figura 7.34 Metalografía inicio y propagación de grieta T36 Alto calor de entrada
- Figura 7.35 Metalografía inicio y propagación de grieta T44 Bajo calor entrada
- Figura 7.36 Localización de la fractura en el pie y raíz de la soldadura Vista Lateral
- Figura 7.37 Localización de la fractura en el pie y raíz de la soldadura Vista Superior
- Figura 7.38 Metalografía inicio y propagación de grieta alto esfuerzo nominal
- Figura 7.39 Micrografías MEB zona de Fractura probetas de tensión
- Figura 7.40 Micrografías SEM zona de Fractura probeta T36 a varias cargas
- Figura 7.41 Micrografías SEM zona de Fractura probeta T44 a varias cargas
- Figure 7.42 Patrón XRD Metal Base
- Figure 7.43 Patrón XRD T36 @ ZAC Alto Calor de Entrada
- Figura 7.44 Patrón XRD T44 @ ZAC Bajo Calor de Entrada
- Figura 7.45 Relación cantidad de austenita ( $f'$ ) calor de entrada (Q)

## Índice de Tablas

Tabla 2.1	Composición química de un acero TRIP 800 (% e.p.).
Tabla 2.2	Especificación total de piezas, peso y soldadura en chasis acero convencional.
Tabla 2.3	Especificación total de piezas, peso y soldadura en chasis Acero HSS, AHSS.
Tabla 6.1	Composición Química Acero AHSS TRIP 780
Tabla 6.2	Propiedades Mecánicas Acero AHSS TRIP 780
Tabla 6.3	Parámetros de Soldadura
Tabla 6.4	Pruebas de Fatiga
Tabla 6.5	Probetas Fractografía Ensayo de Fatiga
Tabla 6.6	Factor de Corrección para Austenita y Ferrita
Tabla 7.1	Resultados de Microdureza
Tabla 7.2	Datos de ensayo de fatiga (R=0.1)
Tabla 7.3	Datos de ensayo de Tensión
Tabla 7.4	Datos de ensayo de fatiga (R=0.1)
Tabla 7.5	Resultados Austenita Retenida

## Publicaciones

El presente trabajo de investigación para la elaboración de esta tesis fue presentado y publicado en varias foros en los diferentes congresos y publicaciones que a continuación se mencionan:

- 1.-“Efecto de la Soldabilidad en las Propiedades Mecánicas y Metalúrgicas de Uniones Soldadas Mediante el Proceso GMAW en Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) Utilizados en la Industria Automotriz”

VI Conferencia Científica Internacional de Ingeniería Mecánica COMEC 2010.  
Symposium de Soldadura y Materiales

Universidad Central las Villas CUBA Noviembre 2010

ISBN 978-959-250-602-2 Collected Proceedings

- 2.-“Effect of Welding on the Fatigue Strength of Welded Joints Using the GMAW Process in Transformation Induced Plasticity Steels (TRIP) Used in the Automotive Industry”

International Materials Research Congress IMRC XX Symposium 22 Welding and Joining technologies.

Cancun Mexico August 2011

ISBN: 978-1-60511-253-4I Materials Research Society Proceedings

- 3.-“Effect of Welding on the Fatigue Strength of Welded Joints Using the GMAW Process in Transformation Induced Plasticity Steels (TRIP) Used in the Automotive Industry”

Materials Fabrication, Properties , Characterization and Modeling The Mineral, Metals & Materials Society TMS 2011. Symposium Functional and Structural Nanomaterials : Fabrication Applications and Implications.

The Mineral, Metals & Materials Society TMS 2011, Best Junior Researcher Award 3<sup>th</sup> Place San Diego USA March 2011

TMS Collected Proceedings

- 4.-“Transformación de Austenita Retenida en Soldaduras de Aceros Avanzados de Transformación Inducida por Plasticidad (TRIP) Unidos por el Proceso de Soldadura de Arco Metálico y Gas (GMAW)”

VII Conferencia Científica Internacional de Ingeniería Mecánica COMEC 2012.  
Symposium de Soldadura y materiales

Universidad Central las Villas CUBA 2012

ISBN 978-959-250-757-9 Collected Proceedings

5.-"Effect of the Heat Input in the Transformation of Retained Austenite in Advanced Steels of Transformation Induced Plasticity (TRIP) Welded with Gas Metal Arc Welding"

2013 Asian Pacific Conference on Materials, Mechatronics and Control Engineering (APCMCE 2013)

Feng Chia University Hong Kong, China, March , 2013

International Journal Advanced Materials Research

6.-" Effect of the Heat Input in the Mechanical and Metallurgical Properties of Welds on AHSS Transformed Induced Plasticity Steel Joined with GMAW Processes in the Automotive Industry"

International Materials Research Congress IMRC XXI Symposium 5C, Structural and Chemical Characterization of Metals Alloys and Compounds.

Cancun Mexico August 2013

ISBN: 978-1-60511-253-4I Materials Research Society Proceedings

7.-" Effect of the heat input in the mechanical and metallurgical properties of welds on AHSS transformed induced plasticity steel joined with GMAW process"

The 2013 World Congress on Advances in Structural Engineering and Mechanics ASEM 2011Symposium Steel and composite structures

Jeju, Korea. September 8-12, 2013

International journal Advanced in Materials Research

ISSN 2234-0912 print;|

ISSN 2234-179X online