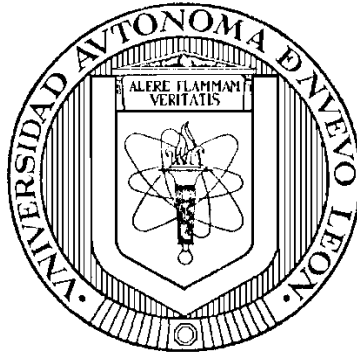


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF Y HSLA GALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA
DE MATERIALES**

PRESENTA

MIGUEL FERNANDO DELGADO PÁMANES

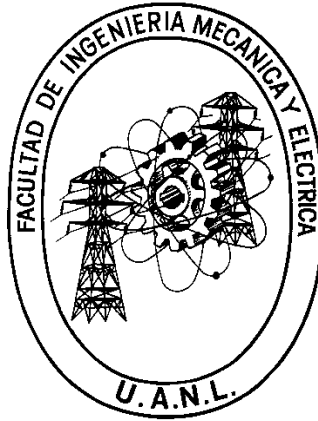
CIUDAD UNIVERSITARIA

2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF Y HSLA GALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA
DE MATERIALES**

PRESENTA

MIGUEL FERNANDO DELGADO PÁMANES

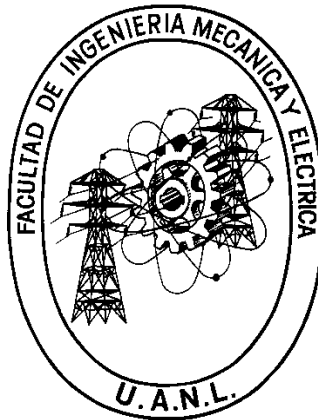
CIUDAD UNIVERSITARIA

2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF Y HSLA GALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA
DE MATERIALES**

PRESENTA

MIGUEL FERNANDO DELGADO PÁMANES

CIUDAD UNIVERSITARIA

2014

DEDICATORIA.

A Dios por permitirme realizar una etapa más de mi vida, por darme la fortaleza y sabiduría para enfrentar los obstáculos de cada día, por darme la constancia necesaria para avanzar día a día, por darme la paciencia necesaria para no dejarme vencer ante los problemas.

A mis padres: Miguel Delgado Cardenas y Mar. Rocío Pámanes Rojas, porque siempre me han apoyado en todas mis decisiones. A mis hermanos: Rocío, Lupita y Abraham: por enseñarme a compartir. Especial mente a mi sobrinita Anita por llenarnos y contagiarnos de su alegría.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por permitirme ser parte de su alumnado de postgrado.

A CONACYT por el apoyo económico que me brindaron para realizar mis estudios de posgrado y culminarlos con el presente trabajo.

A TERNIUM, especialmente al Ing. René Garza, por permitirnos utilizar sus laboratorios y brindarnos el material necesario para desarrollar esta investigación.

Al personal del laboratorio TERNIUM Juventud: Ing. Antonio Sánchez, Ing. Sergio Caballero e Ing. Felipe Tavares, por su ayuda en las pruebas y ensayos realizados.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata por la confianza que depositó en mí, para realizar esta investigación. Pero sobre todo por su excelente calidad humana y paciencia en el trato personal.

Al Dr. Sergio Haro Rodríguez por los consejos que me brinda en cada momento, por su comprensión y la ayuda que me ha dado para terminar mi tesis.

Al Dr. Victor Hugo Baltazar Hernández, Dr. Omar García Rincón, Dr. Luis Leduc, gracias por sus conocimientos, sus comentarios y su apoyo.

A mis amigos Luis Reyes, Mario A. Bello, Alan M. Gonzales, Rodrigo Puente y Pedro Páramo por todo su tiempo y consejos que me brindaron.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Soldabilidad de aceros IF y HSLA galvanizados para aplicaciones automotrices” realizada por Miguel Fernando Delgado Pamanes, sea aceptada para su defensa con opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de la Tesis

Director
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Codirector
Dr. Omar García Rincón

Revisor
Dr. Sergio Haro Rodríguez

Revisor
Dr. Luis Leduc Lezama

Revisor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Vo.Bo.

Dr. Moises Hinojosa Rivera
Subdirector de Estudios de Posgrado

ÍNDICE

ÍNDICE	i
RESUMEN	v
INTRODUCCIÓN	v
CAPÍTULO 1. CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS AUTOMOTRICES	1
1.1. Metalurgia de los aceros de alta resistencia avanzados (AHSS)	5
1.1.1. Aceros Doble Fase (DP)	5
1.1.2. Aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP)	6
1.1.3. Aceros de fases complejas (CP).	7
1.1.4. Aceros Martensíticos (MS).	7
1.1.5. Aceros Ferríticos-Bainíticos (FB)	8
1.1.6. Aceros con plasticidad inducida por maclado (TWIP)	8
1.2. Metalurgia de los aceros de baja y alta resistencia convencionales (HSS)	8
1.2.1. Aceros de bajos contenidos de carbono	8
1.2.2. Aceros endurecidos por envejecimiento (BH)	9
1.2.3. Aceros al carbono-manganeso (CM)	9
1.2.4. Aceros libres de intersticiales (IF)	9
1.2.5. Aceros IF endurecidos por envejecido (IF BH)	10
1.2.6. Aceros IF de alta resistencia (IF-HSS)	13
1.2.6.1. Efecto de los elementos aleantes	13
1.2.6.1.1. Endurecimiento por precipitación.	13
1.2.6.1.2. Endurecimiento por solución sólida	14
1.2.6.2. Efecto del carbono y nitrógeno en las propiedades mecánicas.	14
1.2.6.3. Proporción atómica niobio/carbono.	15
1.2.7. Aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA).	18
1.2.7.1. Elementos microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro.	19
1.2.8. Laminado en caliente convencional	26
1.2.9. Proceso termomecánico	27
CAPÍTULO 2. PRINCIPIOS DEL PROCESO DE GALVANIZADO	32
2.1. Proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente	34
2.2. Reacciones cinéticas Fe-Zn	39
2.3. Reacciones de la interfase	43
2.3.1. Equilibrio Fe-Zn-Al	43
2.3.2. Adiciones bajas de aluminio	47

2.3.3.	Inhibición de la reacción Fe – Zn por la adición de Al en el baño	47
2.3.4.	Morfología de la reacción de la interfase	51
CAPÍTULO 3. PRINCIPIO DEL PROCESO DE SOLDADURA DE RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.		54
3.1.	Soldadura de Resistencia por Puntos	55
3.1.1.	Fundamentos de soldadura de resistencia por puntos	56
3.1.2.	Parámetros de soldadura	57
3.2.	Soldabilidad de aceros galvanizados	58
3.2.1.	Formación del botón	59
3.3.	Solidificación en el proceso de soldadura de resistencia por punto	65
3.3.1.	Microestructura del punto de soldadura	65
3.3.2.	Velocidad de enfriamiento en el proceso soldadura de resistencia por puntos	68
3.4.	Desgaste de los electrodos	70
3.4.1.	Formación de aleación	71
3.4.2.	Mecanismos de desgaste	72
3.5.	Efecto de la composición química del acero	76
3.5.1.	Relevancia del carbono equivalente	78
3.6.	Estándares de calificación y certificación	79
CAPÍTULO 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL		81
4.1.	Preparación del material	82
4.2.	Caracterización de los aceros	84
4.2.1.	Medición de espesor	84
4.2.2.	Análisis químico cuantitativo mediante espectrometría de chispa	84
4.2.3.	Microscopía óptica	85
4.2.3.1.	Tamaño de grano	86
4.2.3.2.	Limpieza del metal base	86
4.2.4.	Ensayo de microdureza Vickers	86
4.2.5.	Ensayo de tensión	87
4.3.	Caracterización del galvanizado	87
4.3.1.	Medición de espesor de galvanizado	87
4.3.2.	Peso de capa de galvanizado	88
4.3.3.	Rugosidad superficial	89
4.3.4.	Análisis por microscopía electrónica de barrido	90
4.4.	Ajuste de la programación de soldadura	90

4.4.1.	Programación del número de pulsos	91
4.5.	Procedimiento de ensayo de calidad de soldabilidad.	94
4.6.	Proceso	96
4.6.1.	Condición del acero	96
4.6.2.	Electrodo	97
4.7.	Requerimiento de soldadura	97
4.7.1.	Requerimientos de fusión	97
4.7.2.	Indentación de superficie	98
4.7.3.	Penetración	98
4.8.	Ensayos de calidad de soldadura	99
4.8.1.	Ensayo de desbotonamiento	99
4.8.2.	Ensayo de tensión	100
4.8.3.	Perfil de microdureza Vickers	101
4.9.	Desgaste de los electrodos	101
4.9.1.	Impresión de la cara de los electrodos	101
4.9.2.	Deformación de la cara de los electrodos	102
CAPÍTULO 5. RESULTADOS		103
5.1.	Caracterización de los aceros	103
5.1.1.	Medición del espesor	103
5.1.2.	Análisis químico cuantitativo mediante espectrometría de chispa	104
5.1.3.	Microscopía óptica	104
5.1.3.1.	Tamaño de grano	104
5.1.3.2.	Limpieza del metal base	108
5.1.4.	Ensayo de microdureza Vickers	112
5.1.5.	Ensayos de tensión	113
5.2.	Caracterización de galvanizado	114
5.2.1.	Medición de espesor de galvanizado	114
5.2.2.	Peso de capa de galvanizado	116
5.2.3.	Rugosidad superficial	116
5.2.4.	Análisis por microscopía electrónica de barrido	123
5.3.	Ajuste de programación de soldadura para el acero HSLA 1.81mm	132
5.3.1.	Obtención de la corriente de soldadura	132
5.3.2.	Obtención del tiempo de mantenimiento de soldadura	134
5.4.	Ajuste de programación de soldadura para el acero IF 2.53mm	137

5.4.1.	Obtención de la corriente de soldadura	137
5.5.	Ajuste de programación de soldadura para el acero HSLA 3.09 mm	140
5.5.1.	Obtención de la corriente de soldadura	140
5.6.	Ensayos de calidad de soldadura	142
5.7.	Evaluación de calidad de soldabilidad de cada acero.	153
5.8.	Desgaste de los electrodos	164
CAPÍTULO 6. DISCUSIÓN DE RESULTADOS		173
6.1.	Metal Base	173
6.1.1.	Espesor	173
6.1.2.	Análisis químico del metal base	173
6.1.3.	Análisis de microscopía óptica	174
6.1.1.1.	Tamaño de grano	174
6.1.4.	Ensayos mecánicos	174
6.1.4.1.	Microdureza Vickers	174
6.1.4.2.	Ensayos de tensión	174
6.2.	Caracterización del galvanizado.	175
6.2.1.	Análisis por MEB.	177
6.3.	Ajuste de programación de soldadura	178
6.3.1.	Obtención de corriente del acero HSLA 1.81 mm	178
6.3.1.1.	Obtención del tiempo de mantenimiento	178
6.3.2.	Obtención de corriente del acero IF 2.53 mm	179
6.3.3.	Obtención de corriente del acero HSLA 3.09 mm	180
6.4.	Análisis microestructural	181
6.5.	Análisis del botón de soldadura	182
6.6.	Desgaste de los electrodos	186
CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES		189
7.1.	Recomendaciones	193
Referencias		194
Índice de Figuras		206
Índice de Tablas		213

RESUMEN

La calidad de soldabilidad por el proceso de resistencia por punto dependerá de la composición química y espesor del acero, espesor de la capa de galvanizado y la capa de inhibición. La composición química del acero determinará la templabilidad, con mayores cantidades de carbono y de otros elementos de aleación mayor será su templabilidad y por lo tanto tendrán una soldabilidad menor. La resistividad eléctrica de las láminas a soldar, incrementara conforme al espesor de las láminas y a la presencia de la capa de galvanizado, demandando mayor corriente y tiempo de soldadura para formar un botón con buena calidad soldadura. El galvanizado disminuirá la vida útil de los electrodos debido al ataque químico del cinc con el cobre, reduciendo el número de puntos de soldadura en las láminas galvanizadas.

Se caracterizó tanto el sustrato como la capa de galvanizado. La caracterización del metal base consistió en su análisis químico cuantitativo a través de espectrometría de chispa, análisis por microscopía, ensayos de dureza y ensayos de tensión. Mientras que para el galvanizado se realizarón mediciones; de espesor, peso de capa, rugosidad superficial y microanálisis químico.

Una vez obtenida la caracterización de cada uno de los aceros se procedió a estabilizar los parámetros de soldadura que cumplieran con el criterio de tamaño mínimo de soldadura, no expulsión de material fundido fuera de la interfase (electrodo-lámina o lámina-lámina).

Para evaluar la calidad de soldadura, se realizaron 1000 puntos de soldadura sin modificar la programación, ni cambiar los electrodos. De los cuales, a cada veintitresavo punto se le realizó un perfil de dureza, macroestructura, medición de indentación y penetración, a cada veinticuatroavo punto se les realizó un ensayo de desbotonamiento y a cada veinticincoavo punto se le realizó un ensayo de tensión.

Por cada 100 puntos de soldadura se realizó una impresión de las caras de los electrodos hasta llegar a los 1000 puntos para evaluar el desgaste de los electrodos. Con ayuda de un estereoscopio se tomaron imágenes de las caras de contacto de los electrodos antes y después de los 1000 puntos. Al final de cada prueba se analizaron por microscopía óptica y se les realizó espectroscopia de rayos X en la cara de contacto y en la sección transversal de cada uno de los electrodos.

La caracterización del metal base, tal como el análisis químico nos permitió calcular el carbono equivalente, en el cual se observa que en estos aceros se encuentra por debajo del 30 % C.E. indicando buena soldabilidad. El espesor del acero IF de 2.53 mm y el acero HSLA de 3.09 mm requieren un mayor aporte de calor y de acuerdo con el efecto Joule, requieren un mayor tiempo de soldadura, pero para que el cinc reaccione con el cobre, el tiempo de soldadura fue dividido en 2 y 3 pulsos con un tiempo de enfriamiento de 2 ciclos entre pulsos, sin embargo presentaron una baja soldabilidad, debido a los mecanismos de desgaste que presentaron los electrodos.

El análisis del galvanizado y del desgaste de los electrodos muestran que la capa inhibidora de aluminio, que se encuentra presente en estos aceros galvanizados formó una capa de óxido de aluminio en la cara de contacto de los electrodos que aceleró aún más su desgaste.

INTRODUCCIÓN

La mayoría de los aceros de alta resistencia pueden ser soldados satisfactoriamente, sin embargo las plantas acereras utilizan diversas composiciones químicas y procesos para lograr ciertas especificaciones mecánicas requeridas por la industria automotriz.

Estos aceros tienen una mayor resistividad eléctrica que los aceros al carbono tradicionales, lo cual conlleva a utilizar mayores fuerzas entre los electrodos y menor corriente de soldadura a fin de minimizar la expulsión.

Los elementos aleantes tales como el carbono y el manganeso aumentan la templabilidad del acero disminuyendo la soldabilidad debido a la formación de martensita, bainita o una combinación de ambas estructuras en la zona de fusión, ver capítulo 3.3.

El principal problema que se enfrenta al soldar aceros galvanizados es el ajuste de programación de soldadura, ver capítulo 3.1. La presencia de cinc en las superficies de los aceros disminuye la resistencia de contacto de las interfases requiriendo un mayor aporte de corriente de soldadura para formar satisfactoriamente el botón de soldadura.

El uso de aleaciones de cobre en los electrodos presentan difusión con el cinc, creando nuevas fases de cinc-cobre (ver capítulo 3.4), que modifican la resistencia de contacto y causa una mayor generación de calor en las interfases electrodo – lámina. El incremento de calor en estas interfases afectan la vida de los electrodos de dos maneras; 1.- la alta temperatura vaporiza el cinc que está en contacto con el electrodo, produciendo una difusión del cinc con el cobre formando nuevas fases. 2.- La elevada temperatura también causa un ablandamiento que acelera la deformación plástica en la cara del electrodo. Estos mecanismos incrementan el área de la cara de contacto del electrodo

causando una disminución en la densidad de la corriente hasta que el electrodo ya no es capaz de producir un botón satisfactorio de soldadura.

La problemática tecnológica al soldar aceros de alta resistencia galvanizados es el ajuste de los parámetros de soldadura, ya que debe cumplir con los estándares de la industria automotriz tales como diámetro del botón de soldadura, no expulsión de material fundido, penetración menor del 20% del espesor de la lámina y buenas propiedades mecánicas.

La problemática científica que se presenta al soldar aceros de alta resistencia galvanizados es el rápido deterioro de los electrodos que afecta en la microestructura de la zona de fusión que disminuye las propiedades mecánicas del botón de soldadura. En siguiente trabajo se analizan tres diferentes grados de aceros galvanizados de alta resistencia para estudiar los efectos de la composición química y espesor de lámina, rugosidad y capa de galvanizado en el desgaste de los electrodos.

La calidad de soldadura depende de la composición química del acero, que determina las transformaciones microestructurales del botón de soldadura durante el enfriamiento. Espesores gruesos de láminas requieren mayor corriente y tiempo de soldadura para formar un adecuado botón de soldadura causando mayor calentamiento en la interfase de lámina-electrodo y si son aceros galvanizado aceleran a un más el mecanismo de desgaste de los electrodos.

Objetivo

El objetivo es correlacionar los distintos mecanismos de desgaste de los electrodos con las propiedades mecánicas de los botones de soldadura para determinar:

- La soldabilidad de los aceros
- La variable que acelera el mecanismo de desgaste.

Metas

- Restaurar y aprender a programar la máquina de soldadura de resistencia por punto (marca ARO).
- Aprender las normas de calidad de soldadura de Chrysler LP-461-K179 [97] y LP-461-K173. [98]
- Estabilizar los parámetros de soldadura que cumplan con el criterio de tamaño mínimo de soldadura, no expulsión de material fundido fuera de la interfase (electrodo-lámina o lámina-lámina) y la evaluación de las propiedades mecánicas y microestructurales en los puntos de soldadura definido por la norma.
- Realizar 1000 puntos de soldadura por acero y evaluar la soldabilidad de cada material a través de perfiles de dureza, macroestructuras, mediciones de indentación y penetración a cada, ensayos de desbotonamiento y ensayos de tensión.
- Estudio del desgaste de los electrodos a través de impresión de las caras de los electrodos, análisis microestructura y espectroscopia de rayos X en la cara de contacto y en la sección transversal de los electrodos.

CAPÍTULO 1. CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS

AUTOMOTRICES

El acero se ha convertido en una parte integral de la vida en los países desarrollados industrialmente, lo cual resulta más evidente en la industria automotriz. Al crecer la industria automotriz crecen también las demandas y requerimientos para los productores de aceros, los cuales a su vez para lograr ser competitivos controlan muy estrechamente la calidad superficial, las tolerancias dimensionales y la uniformidad de las propiedades mecánicas de sus productos [6].

En el siglo 20, los fabricantes de automóviles reconocen que el secreto es poner el acero correcto en el lugar correcto. Ahora, la metalurgia moderna puede producir una variedad de grados de aceros. La formabilidad y estética fueron la máxima prioridad durante mucho tiempo; la resistencia no era una preocupación, ya que si era necesario una mayor resistencia, se incrementaba el espesor de la lámina. Surgieron nuevas prioridades, tales como desempeño de seguridad, disminución de costos y reducción de peso para mejorar la eficiencia y reducir el consumo de combustible. También se incrementó la demanda por nuevos aceros.

En 1975, Los vehículos contenían un promedio de 3.6% de aceros de media y alta resistencia para un contenido total de 61%, en su mayoría aceros de bajo contenido de carbono, ver Figura 1.1. En 1980, El acero libre de intersticiales fue desarrollado, inicialmente como material altamente deformable

y usado extensivamente para aplicaciones de estampado, que requerían alta ductilidad y resistencia al adelgazamiento.

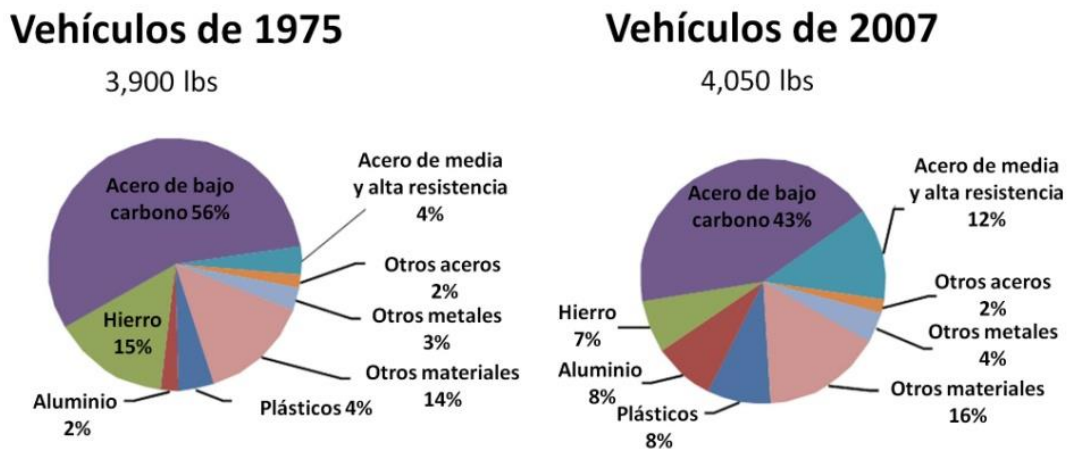


Figura 1.1 - Promedio de masa de vehículos de 1975 y 2007 [8].

En 1970, el principal uso de los aceros de alta resistencia baja aleación fue en la industria de la construcción y en líneas de tuberías. A partir de 1990, se empezó a emplear en componentes automotrices debido a su resistencia, dureza, soldabilidad y bajo costo. Después del 2000, surgió una nueva generación de aceros de alta resistencia avanzados [8]. Los cuales se pueden clasificar en tres formas.

La primera es la designación metalúrgica, en la que se incluyen:

- Aceros de baja resistencia:
 - Libre de intersticiales (IF por su acrónimo Interstitial-Free).
 - Aceros de bajo carbono.

- Aceros de alta resistencia [1]:
 - Carbono-manganeso.
 - Aceros endurecidos por envejecimiento/horneado (BH por su acrónimo Bake Hardenable) [1,2].

- Libre de intersticiales de alta resistencia.
- Aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA por su acrónimo High-Strength Low-Alloy steels).
- Aceros avanzados de alta resistencia:
 - Doble fase (DP por su acrónimo Dual Phase).
 - Plasticidad inducida por transformación (TRIP por su acrónimo TRansformation-Induced Plasticity).
 - Fases complejas (CP por su acrónimo Complex Phase).
 - Aceros martensíticos (MS por su acrónimo Martensitic Steels).
- Aceros de alta resistencia adicional:
 - Ferrítico-bainíticos (FB por su acrónimo Ferritic-Bainitic).
 - Plasticidad inducida por maclado (TWIP por su acrónimo TWinning-Induced Plasticity) [1].

Una segunda clasificación se basa en la resistencia del material [1], en la que se incluyen los aceros de alta resistencia (HSS por su acrónimo High-Strength Steels) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por su acrónimo Advanced High-Strength Steels) con una resistencia de cedencia de 210 a 550 MPa y un esfuerzo último de tensión de 270 a 700 MPa [1,3], mientras que los aceros de ultra alta resistencia (UHSS por su acrónimo Ultra-High-Strength Steels) tiene una resistencia de cedencia > 500 MPa y un esfuerzo ultimo de tensión > 700 MPa [1].

Una tercera clasificación basada en propiedades mecánicas o parámetros de formado, tal como; elongación total, coeficiente de endurecimiento por deformación “n” [1] y la relación de expansión de boquete “λ” [1,4]. La Figura 1.2 muestra de color gris oscuro los aceros de baja resistencia, de color gris claro los aceros de alta resistencia convencionales y las elipses de colores corresponden a los aceros de alta resistencia avanzada. La Figura 1.3 muestra con colores los nuevos aceros de mayor resistencia utilizados en la industria automotriz. Las Figuras 1.2 y 1.3 ilustran únicamente

una comparación relativa de los diferentes tipos de aceros, no se especifican los rangos de propiedades de cada uno [1].

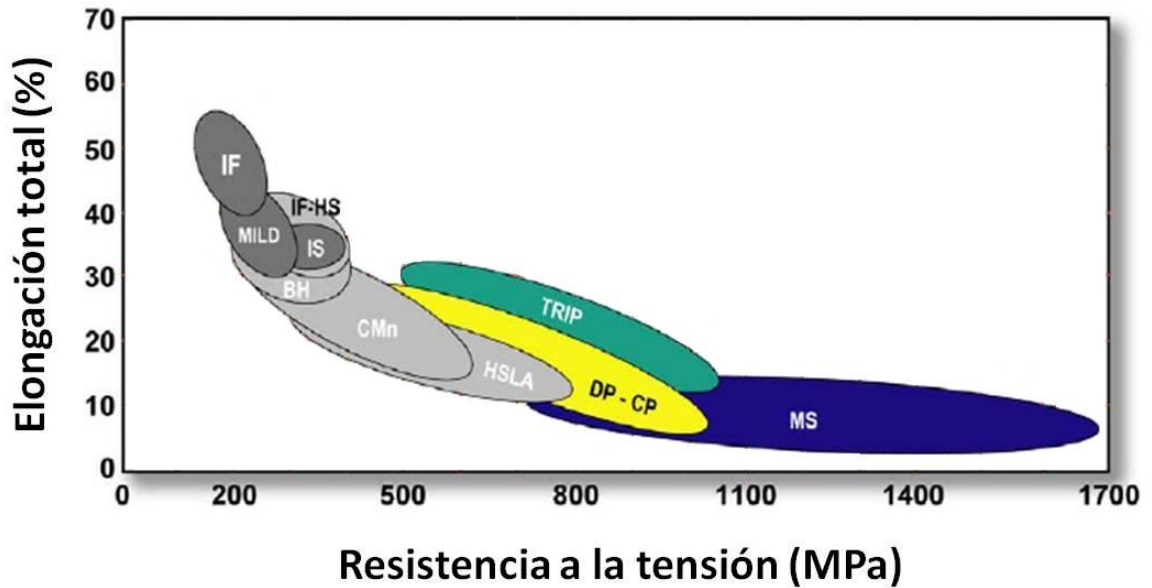


Figura 1.2 - Esquema de los aceros AHSS (se muestran en color) comparándolos con los aceros de baja resistencia (gris oscuro) y con los aceros HSS convencionales. (gris claro) [1].

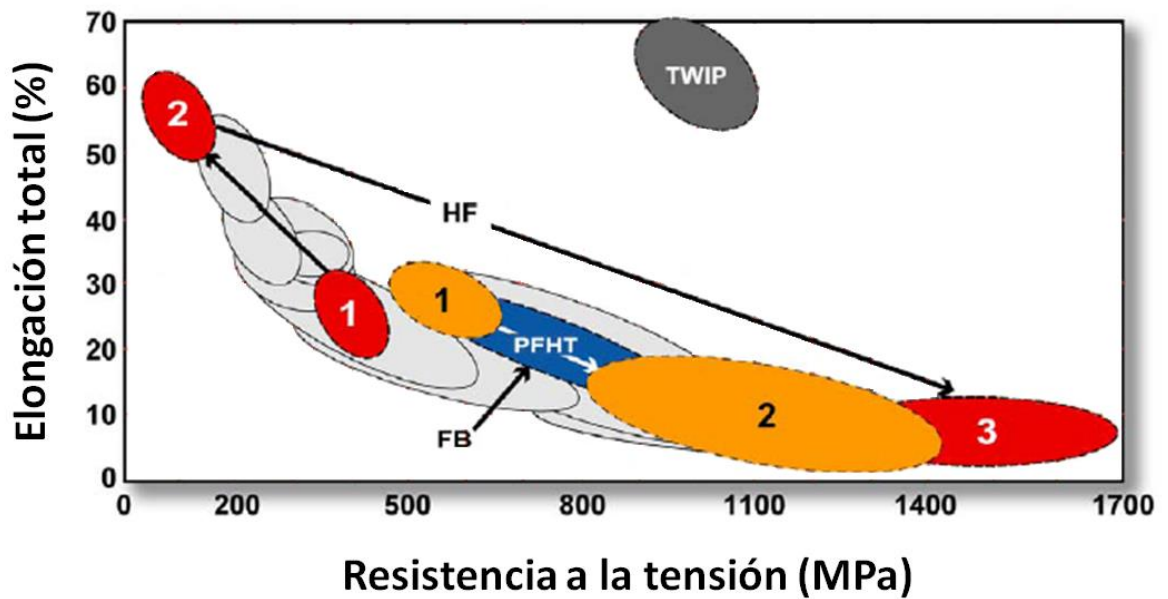


Figura 1.3 - Esquema de los nuevos aceros de mayor resistencia que utilizan una composición química, proceso y microestructura únicas para obtener propiedades específicas y características de deformación [1].

La principal diferencia entre los aceros HSS convencionales y los AHSS es su microestructura. Los aceros HSS convencionales son de una sola fase, ferrita. Los aceros AHSS son principalmente, aceros que contienen un microestructura compleja, como i) ferrita y perlita, ii) ferrita y martensita, iii) ferrita, austenita, martensita y bainita, en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas. Algunos aceros del tipo AHSS tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación, resultando en un balance entre esfuerzo y ductilidad, superior a los aceros convencionales. Otros tienen un esfuerzo de cedencia y de tensión ultra alto y muestran un comportamiento de endurecido por envejecimiento.

La terminología para clasificar los aceros varía considerablemente a través del mundo. World Auto Steel usa una combinación de métodos para definir los aceros. Cada grado de acero es definido por espécimen metalúrgico, resistencia mínima de cedencia (MPa), y la resistencia mínima de tensión (MPa). Como ejemplo, DP 500/800, se significa un acero del tipo doble fase con una resistencia mínima de cedencia de 500 MPa y una resistencia mínima de tensión de 800 MPa [1].

1.1. Metalurgia de los aceros de alta resistencia avanzados (AHSS)

1.1.1. Aceros Doble Fase (DP)

Los aceros doble fase consisten de una matriz ferrítica que contiene una segunda fase martensita. Incrementando la fracción volumétrica de la segunda fase, generalmente aumenta la resistencia. Los aceros DP (ferrita más martensita) son producidos por el control de enfriamiento de la fase austenita (en productos laminados en caliente) o de las dos fases, ferrita más austenita (recocido en productos laminados en frío y recubiertos por inmersión en caliente) transformando algo de austenita a ferrita mucho antes del enfriamiento rápido que transforma la austenita retenida a martensita [1].

La Figura 1.4 muestra la microestructura de un acero DP, el cual contiene ferrita más islas de martensita. La fase suave, ferrita es generalmente continua, dándole a estos aceros excelente ductilidad. Cuando estos aceros se deforman, la deformación es concentrada en la fase ferrita (menor resistencia) circundante a las islas de martensita, creando una alta velocidad de endurecimiento por deformación [1].

Ferrita-Martensita

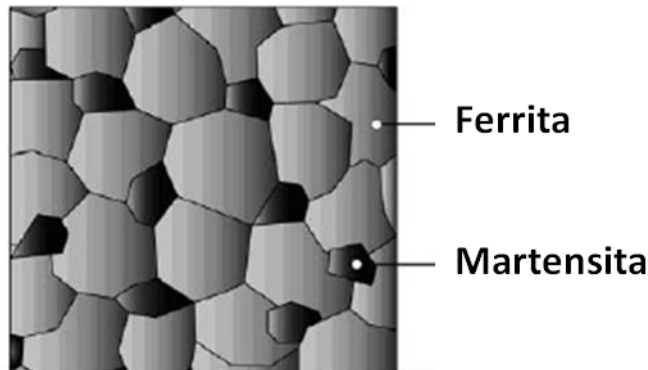


Figura 1.4 - Muestra las islas de martensita en una matriz de ferrita [1].

1.1.2. Aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP)

La microestructura de los aceros TRIP consiste de austenita retenida en un mínimo de 5%, integrada a una matriz ferrítica. Una fase dura martensita y bainita están presentes en cantidades variables. Los aceros TRIP requieren de una temperatura constante para obtener una transformación isotérmica y alcanzar algo de bainita. Los altos contenidos de silicio y carbono en los aceros TRIP producen fracciones volumétricas importantes de austenita retenida en la microestructura final. La Figura 1.5 muestra la microestructura de un acero TRIP [1].

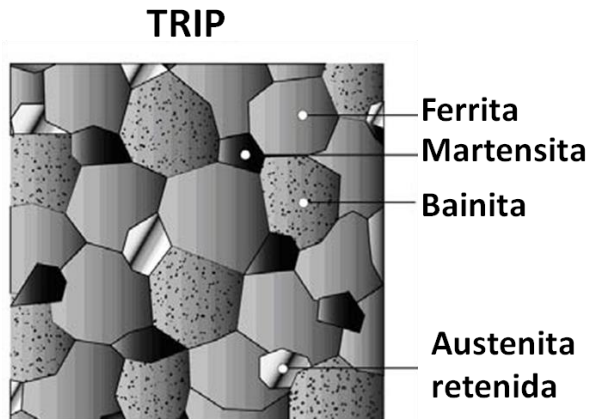


Figura 1.5 - Bainita y austenita retenida son fases adicionales en los aceros TRIP [1].

1.1.3. Aceros de fases complejas (CP).

La microestructura de los aceros CP consiste de una matriz ferrita/bainita, con pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita. Un refinamiento extremo de grano es creado por precipitación de los elementos microaleantes Ti y Nb. Los aceros CP se caracterizan por su alta absorción de energía y su alta capacidad de deformación residual [1].

1.1.4. Aceros Martensíticos (MS).

En los aceros martensíticos, la austenita presente durante la laminación en caliente o el recocido es transformada casi por completa a martensita durante el templado o en la línea de enfriamiento de recocido. Como medio para incrementar el endurecimiento y para reforzar a la martensita se agrega C.

El resultado de un acero martensítico es que provee una alta resistencia última a la tensión (aproximadamente 1700 MPa), pero con baja deformación. Para mejorar su ductilidad y formabilidad se les aplica un revenido después del templado [1].

1.1.5. Aceros Ferríticos-Bainíticos (FB)

La microestructura de los aceros FB consiste de ferrita fina y bainita. Su resistencia es obtenida por el refinamiento de grano y por una segunda estructura bainita. Los aceros FB están disponibles en productos laminados en caliente [1].

1.1.6. Aceros con plasticidad inducida por maclado (TWIP)

Los aceros TWIP tienen un alto contenido de manganeso (17-24%), producen un acero totalmente austenítico a temperatura ambiente. Esto hace que el principal modo de deformación sea el maclaje dentro de los granos austeníticos, produciendo mayor valor en el coeficiente de endurecimiento por deformación (n) debido a que la microestructura se va convirtiendo cada vez más fina. Los límites resultantes de las maclas que actúan igual que límites de granos, incrementan la resistencia del acero. Los aceros TWIP combinan una altísima resistencia con una ultra elongación. El valor n incrementa a un valor de 0.4 en una deformación ingenieril aproximadamente de un 30% y permanece constante hasta que alcanza un 50% en la elongación total. La resistencia a la tensión total es mayor a los 1000 MPa [1].

1.2. Metalurgia de los aceros de baja y alta resistencia convencionales (HSS)

1.2.1. Aceros de bajos contenidos de carbono

Los aceros de bajo contenido de carbono tienen una microestructura esencial de ferrita. Calidad de estirado (DQ por su acrónimo drawing quality), calmados al aluminio con calidad de estirado (AKDQ por su acrónimo aluminium killed drawing quality) estos aceros son ejemplos que a menudo se usan como

referencia base, debido a sus amplias aplicaciones y a su volumen de producción [1].

1.2.2. Aceros endurecidos por envejecimiento (BH)

Los aceros BH tienen una microestructura básica ferrita y un endurecimiento por solución sólida. La única característica de estos aceros es la química y proceso diseñados para mantener al carbono y nitrógeno en solución durante la fabricación del acero e interacción con dislocaciones durante el horneado de la pintura. Esto incrementa la resistencia de cedencia de la parte deformada y aumenta la resistencia a la abolladura [1].

1.2.3. Aceros al carbono-manganeso (CM)

El contenido de manganeso en aceros al carbono se ha aumentado con el propósito de incrementar la dureza y mejorar la resistencia y la tenacidad. Los aceros al carbono que contienen 1.2% a 1.8% aproximadamente de manganeso son referidos como aceros al carbono-manganeso [5]. Los aceros CM de alta resistencia utilizan endurecimiento por solución sólida [1]

1.2.4. Aceros libres de intersticiales (IF)

El grupo mayor de aceros formables para la industria automotriz es el de los aceros libres de intersticiales siendo éste uno de los dos materiales en que se enfoca el presente trabajo. Estos aceros fueron desarrollados a partir de los aceros de bajo carbono calmados al aluminio con calidad de estirado

Debido a su contenido ultra bajo de carbono [1] y la adición de titanio y niobio como elementos microaleantes, los aceros IF no tienen átomos intersticiales como carbono, hidrógeno, nitrógeno o boro en la red cristalina [6]. Los aceros IF se distinguen por tener valores de elongación uniaxial (%E),

coeficiente de anisotropía normal (r) y un coeficiente de endurecimiento por deformación (n) superior a los aceros de bajo carbono a demás de su baja resistencia de cedencia [1,6].

Algunos grados de aceros IF utilizan una combinación de endurecimiento por solución sólida, precipitados de carburos, precipitados de nitruros y refinamiento del grano. Otro elemento común que se añaden para incrementar la resistencia es el fósforo (endurece por solución sólida) [1].

1.2.5. Aceros IF endurecidos por envejecido (IF BH)

Estos aceros utilizan el carbono en solución sólida y el fenómeno de envejecimiento por deformación para ofrecer un incremento en el esfuerzo de cedencia de componentes deformados. En aplicaciones automotrices este incremento se desarrolla durante el tratamiento de horneado que se utiliza como acabado de la pintura, el cual se realiza a una temperatura relativamente baja de 150 a 200°C [6], con un tiempo de 10 a 30 minutos para el curado de la pintura, durante el cual los átomos intersticiales emigran a las dislocaciones producidas durante el deformado, incrementando la resistencia de cedencia.

El endurecimiento por envejecido/horneado " $\Delta\sigma_{BH}$ " de un acero se determina por la siguiente ecuación.

$$\Delta\sigma_{BH} = \sigma_{LY} - \sigma_{WH} \quad \text{Ecuación 1.1}$$

Donde: σ_{LY} es el punto bajo del esfuerzo de cedencia después del tratamiento de horneado, y σ_{WH} es el esfuerzo de cedencia sin tratamiento de horneado. Ver Figuras 1.6 y 1.7.

Un endurecimiento por envejecimiento/horneado puede producir un incremento de 30 a 60 MPa en resistencia después de la estampación. El aumento en la resistencia que ocurre durante el proceso de horneado de pintura es consecuencia de un envejecimiento por deformación y es controlado ante

todo por el aumento del carbono intersticial o nitrógeno en la matriz de ferrita. Algunos estudios han mostrado que una concentración de átomos intersticiales en el rango de 5 a 15 ppm es necesaria para obtener una respuesta efectiva de $\Delta\sigma_{BH}$. Una concentración de soluto excedente a 15 ppm producirá una manifestación prematura de la elongación del punto de cedencia, mientras una concentración por debajo de 5 ppm dará un incremento insuficiente en la respuesta de $\Delta\sigma_{BH}$.

El contenido del soluto puede ser controlado mediante la variación de la composición del acero o de los parámetros del proceso. Las variables de interés en la composición son los elementos intersticiales, carbono y nitrógeno y los elementos que forman carburos como el titanio o niobio que se usan para estabilizar los átomos intersticiales como precipitados. Cambiando los parámetros del proceso también pueden afectar el aumento del soluto disponible para $\Delta\sigma_{BH}$. Este es especialmente importante durante el recocido. Donde la alta temperatura disuelve parcialmente los precipitados y las rápidas velocidades de enfriamiento atrapan los átomos en la matriz [7].

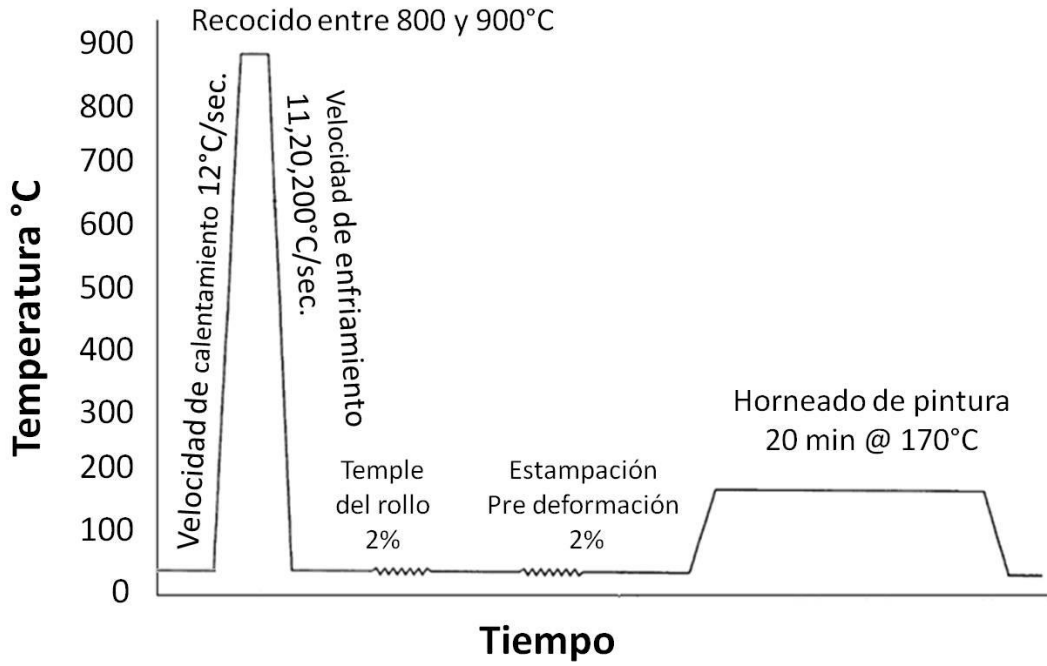


Figura 1.6 - Diagrama esquemático, de simulación de un ciclo del proceso de recocido continua, para horneado de pintura [7].

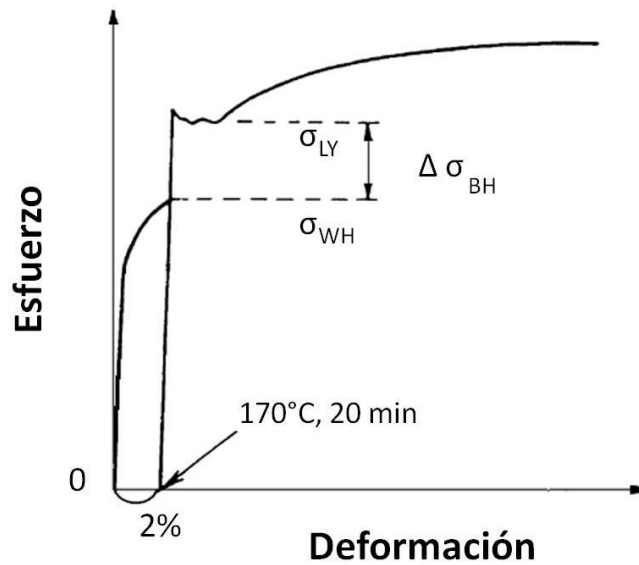


Figura 1.7 - Medición del endurecimiento por envejecimiento/horneado ($\Delta \sigma_{BH}$) por medio de un ensayo de tensión [7].

1.2.6. Aceros IF de alta resistencia (IF-HSS)

Los aceros IF-HSS, se han desarrollado a partir de los aceros IF completamente estabilizados, utilizando elementos que ofrecen endurecimiento por solución sólida (Mn, Si, P) en pequeñas cantidades, incrementando su resistencia (hasta 450 MPa) a la vez que conservan su alta formabilidad.

Son usados para estampados complejos, por lo que son de suma importancia dentro de la industria automotriz, además resultan ideales para partes expuestas y no expuestas, que requieren alta resistencia y alta formabilidad [6].

1.2.6.1. Efecto de los elementos aleantes

Los elementos de aleación proporcionan mejoras significativas en las propiedades mecánicas de los aceros a través del refinamiento de grano, endurecimiento por solución sólida y por precipitación.

En los aceros al carbono, la principal función de los elementos microaleantes es el refinamiento de grano ferrítico y la contribución al endurecimiento por precipitación, los cuales dependen de los efectos complejos del diseño de la aleación y del tratamiento termomecánico [7].

1.2.6.1.1. Endurecimiento por precipitación.

El incremento en la resistencia de un acero se logra a través de la precipitación de niobio, titanio y vanadio con carbono y nitrógeno, que son bien conocidos como endurecedores por precipitación. La resistencia de cedencia incrementa con el aumento de los microaleantes [7].

1.2.6.1.2. Endurecimiento por solución sólida

Los elementos microaleados comúnmente usados para un endurecimiento por solución sólida son fósforo, silicio y manganeso. Los efectos en las propiedades mecánicas de un acero aleado con niobio, se muestran en la Figura 1.8. La resistencia aumenta, mientras que la formabilidad y elongación disminuyen. El fósforo y silicio tienen un pequeño efecto en la razón de deformación plástica $\bar{\epsilon}$. Mientras que la adición de manganeso, disminuye considerablemente la razón de deformación plástica y la elongación. También se ha encontrado que adiciones de silicio tiene un efecto perjudicial en la adherencia del recubrimiento.

El fósforo es el elemento de endurecimiento por solución sólida más deseable en los aceros IF. Puede producir un incremento en la resistencia de cedencia por arriba de 75 MPa. Sin embargo, La segregación del fósforo en los límites de grano, promueve la fragilidad en la laminación en frío. La segregación se mejora reduciendo los átomos de carbono en los aceros IF [7].

1.2.6.2. Efecto del carbono y nitrógeno en las propiedades mecánicas.

Para mejorar la formabilidad de laminación, se han reducido las cantidades de carbono y nitrógeno, durante la fabricación del acero y se han añadido elementos estabilizadores para la remoción de los elementos intersticiales de la solución sólida. El nitrógeno se combina con el aluminio y titanio con la formación de precipitados de nitruro de aluminio (AlN) y nitruro de titanio (TiN) a temperatura alta. La formación de precipitados de carburos, tales como carburo de titanio y carburo de niobio (NbC) ayudan a remover el carbono de solución sólida. Los precipitados de carburos tienen más solubilidad en la austenita y en la ferrita que los precipitados de nitruro.

Niveles altos de soluto de carbono son indeseables para aplicaciones de embutido profundo, puesto que el carbono tiene un efecto perjudicial sobre la

recristalización preferida. Con un aumento en la concentración del soluto de carbono, la resistencia de los planos de familia {111} disminuye, reduciendo la deformación plástica del material.

Durante el enfriamiento después del recocido continuo, el soluto de carbono puede segregarse en los límites de grano. Los átomos de soluto de carbono pueden exhibir diferente comportamiento de endurecimiento por deformación [7].

1.2.6.3. Proporción atómica niobio/carbono.

Los solutos intersticiales y elementos sustitucionales afectan las propiedades mecánicas de los aceros IF. Sin embargo, el control en la proporción de elementos de aleación y carbono es extremadamente importante. Para controlar el contenido de carbono en la producción de aceros IF, se utilizan elementos para formar carburos y nitruros, tales como titanio y niobio, se añaden para combinarse con los solutos intersticiales de carbono y nitrógeno. El aumento de niobio, requerido para una estabilización en aceros IF puede ser determinada por:

$$Nb_{\text{estable}} = 7.75C + 6.658(N - Al/1.93) \quad \text{Ecuación 1.2}$$

O

$$Nb_{\text{estable}} = 7.75C + 6.658(N - Ti/3.42) \quad \text{Ecuación 1.3}$$

Donde Nb_{estable} , titanio, aluminio, carbono, están en % en peso. El uso de aluminio o titanio es un factor que depende del diseño del acero.

La cantidad de titanio requerida para estabilizar aceros IF puede ser expresado como:

$$Ti_{\text{estable}} = 4C + 3.42N + 1.5S \quad \text{Ecuación 1.4}$$

La ecuación 1.4, fue desarrollada para aceros HSLA y se asume que el carbono es combinado como carburo de titanio (TiC), el nitrógeno como nitruro de titanio y el azufre como sulfuro de titanio. Estudios recientes indican que el principal removedor de solución sólida del carbono es por la formación de carbosulfuro de titanio ($Ti_4C_2S_2$) y nitrógeno por nitruro de titanio (TiN).

Efectos de la proporción de niobio/carbono de 0.8-1.7 en las propiedades mecánicas de la laminación de aceros IF con un recocido continuo a 830°C, se muestran en la Figura 1.9. Con un incremento en la proporción atómica, la resistencia de cedencia y los valores de razón de deformación plástica aumentan, mientras la elongación disminuye [7].

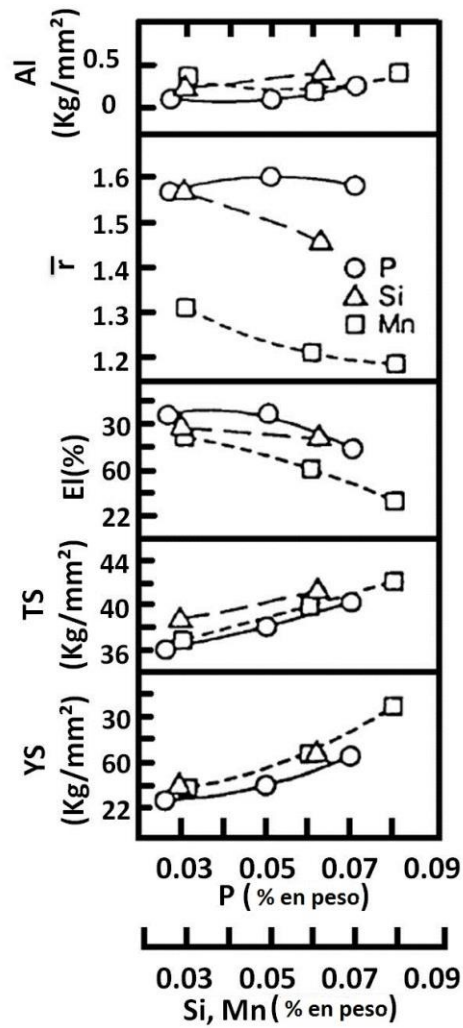


Figura 1.8 - Efecto del fósforo, silicio y manganeso en las propiedades mecánicas en aceros IF aleados con Nb (0.005%C, 0.04%Nb), recocido continuo a 830°C por 40 segundos [7].

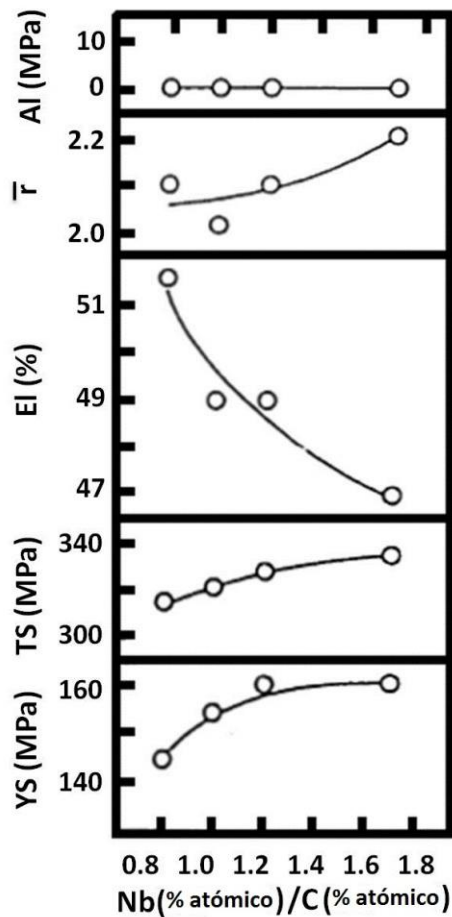


Figura 1.9 - Efecto de la proporción atómica de niobio/carbono en las propiedades mecánicas en un acero IF aleado con Nb [7].

1.2.7. Aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA).

Actualmente, existe un interés importante en el desarrollo y uso de los aceros HSLA en aplicaciones automotrices con el objetivo de disminuir el peso en las unidades automotrices. En los últimos 30 años, los aceros HSLA, aceros de bajo contenido de carbono microaleados con niobio, titanio y vanadio, se han utilizado ampliamente en el sector automotriz y en aplicaciones de tubería. La alta resistencia de estos aceros la obtienen a partir de una combinación de

mecanismos que incluye: solución sólida, tamaño de grano, dislocación y endurecimiento por precipitación.

Los aceros HSLA tienen una resistencia de cedencia mínima de 550 MPa y suelen ser microaleados en una combinación de titanio y niobio. Los niveles de titanio son lo suficientemente altos para suprimir el nitrógeno en solución sólida por la formación de nitruro de titanio, el exceso de titanio es disponible para incrementar el endurecimiento por precipitación de finos carburos, formados por los elementos microaleados. La adición de niobio juega un papel crítico en el retraso de recristalización durante la laminación, por consiguiente se forma una microestructura austenítica, lo que contribuye en un refinamiento de grano de ferrita, durante la transformación subsecuente de austenita a ferrita. Aceros aleados con manganeso, típicamente con 1.5% en peso, retarda la descomposición de la austenita durante el enfriamiento acelerado en la salida del rodillo de laminación en caliente a temperaturas de transformación suficientemente baja de tal manera que se forma una microestructura de ferrita poligonal [9].

1.2.7.1. Elementos microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro.

El niobio es comúnmente usado para mejorar la resistencia y la tenacidad a baja temperatura en aceros procesados termomecánicamente, por la inhibición de la recristalización de la austenita [10,11], por lo tanto aumenta el refinamiento de grano [11]. El rango mínimo del tamaño de ferrita es de 3 a 5 μm [10].

La deformación dentro del rango de temperatura más baja de austenita conduce a precipitación inducida por deformación de carburos de niobio finamente distribuidos, los cuales causan una retardación de recristalización. La Figura 1.10, muestra el efecto de retardación del niobio en la recristalización, la

cual aumenta considerablemente con la deformación. La transformación de la austenita toma lugar sin recristalización anterior. El efecto causado por la laminación termomecánica, es la base para el refinamiento del grano ferrítico.

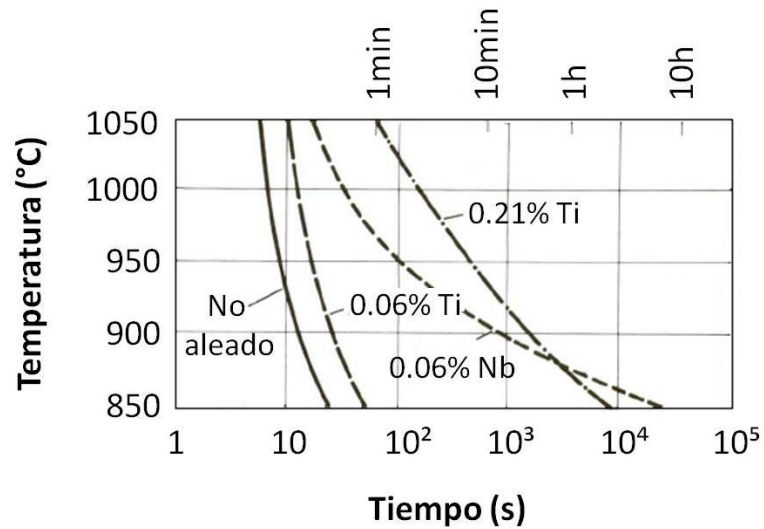


Figura 1.10 - Retraso de recristalización por el Nb o Ti [12].

Con una concentración estequiométrica de carbono y niobio, se puede producir láminas rodadas en frío con las características de un acero libre de intersticiales, debido a la gran afinidad del niobio con el carbono [12].

Entre los elementos microaleantes, el titanio puede ser denominado, como un elemento de aleación de múltiples propósitos. El gran número de funciones de rendimiento del titanio en el acero se muestra en la Tabla 1.1.

Tabla 1.1 Ti elemento microaleante con múltiples usos [12].

Estado de Ti	Efecto en la estructura/propiedades
$[Ti]_{\gamma}$, disuelto en γ	→ Retarda la transformación γ/α
Ti como TiN	→ Refinamiento de grano en γ
Ti como TiC^{ϵ}	→ Retardo de recristalización
Ti como TiC en α	→ Endurecido por precipitado
Ti como TiN, TiC	→ Ferrita libre de intersticiales
Ti como $Ti_4C_2S_2$	→ Control de forma del sulfuro

Cuando se disuelve en la austenita, provoca un retardo sustancial de la transformación austenítica. Porcentajes menores de titanio son suficientes para unirse al nitrógeno en el acero y garantizar resistencia al envejecimiento. En caso de un ajuste estequiométrico de las concentraciones, los nitruros de titanio son finamente dispersados y capaces de reducir el tamaño de grano de la austenita. En rangos bajos de temperatura de austenización, los precipitados de carburos inducidos por deformación, similar a los carburos de niobio, causan una retardación de recristalización. La Figura 1.10, muestra el efecto de dos porcentajes diferentes de titanio en contra de niobio. Similar al niobio, una fina dispersión de carburos de titanio en la ferrita resulta en un endurecimiento por precipitación. La capacidad del titanio de unirse al carbono y al nitrógeno puede usarse para hacer aceros libres de intersticiales. Finalmente, debido a su afinidad con el sulfuro, el titanio es capaz de formar carburos de sulfuro.

Un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente es usado como ejemplo para mostrar el efecto multifacético del titanio. Conforme se

incrementa el porcentaje de aleación, el titanio toma las funciones mencionadas anteriormente. Ver Figura 1.11.

La unión del titanio con el nitrógeno, significa una disminución del índice de envejecimiento a cero. La unión de sulfuro causa la disminución de tenacidad anisotrópica y un incremento en la relación transversal y longitudinal de la energía de impacto Charpy. La deformación inducida por los carburos de titanio logra una mejora definitiva en la temperatura de transición correspondiente al refinamiento de grano sobre la austenita. Finalmente, el porcentaje de titanio que es soluble en ácido representa el potencial para un mayor endurecimiento por precipitación en la ferrita.

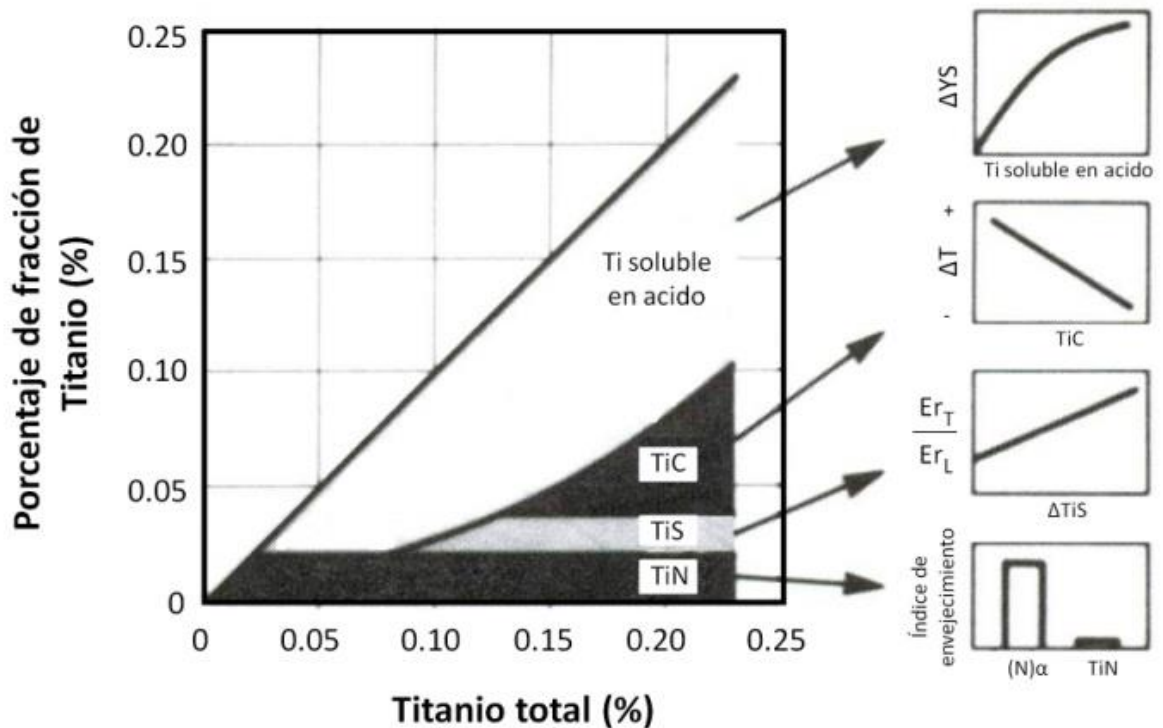


Figura 1.11 - Distintos efectos del titanio en un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente. Donde E_r es energía de impacto, T es dirección transversal y L es dirección longitudinal [12].

A diferencia del niobio y el titanio, el vanadio presenta una mejor solubilidad en el acero. Durante un tratamiento termomecánico, la sobresaturación relativamente baja de vanadio en rangos bajos de temperatura de austenización se refleja en un efecto débil en la recrystalización. Ver Figura 1.12, marca con relieves la diferencia entre los tres elementos microaleantes (Nb, Ti, V), conforme se aumenta el contenido de los elementos microaleantes, el rango de temperatura en el cual no hay recrystalización. La recrystalización puede ocurrir en cualquier tiempo si se eleva la relación de niobio, en caso del titanio se requiere un mayor porcentaje y el vanadio no tiene mayor efecto en la recrystalización, pero los aceros al vanadio presenta la ventaja de no causar un incremento en la fuerza de laminación durante el laminado en caliente.

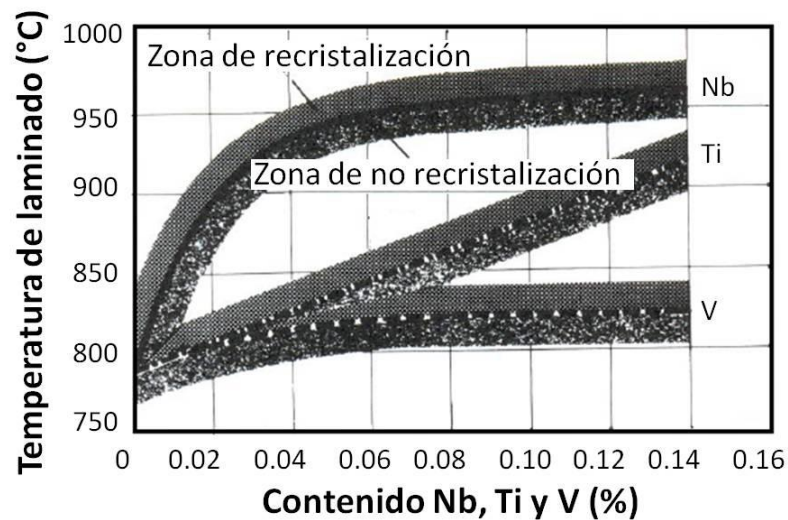


Figura 1.12 - Efecto del Nb, Ti y V sobre la temperatura crítica de recrystalización de la austenita (contenido de carbono 0.15%) [12].

El zirconio como elemento microaleante es caracterizado por su alta afinidad, particularmente con el nitrógeno y sulfuro. Nitruros de zirconio son formados antes o durante la solidificación del acero.

Los aceros deben su estructura de granos finos al efecto de nitruro de aluminio o nitruros de vanadio, pero son incompatibles con el zirconio debido a que los nitruros que refinan el grano no pueden ser formados y el acero tiende a formar una estructura de grano grueso. Sin embargo el zirconio no es considerado un elemento microaleante.

Los carbosulfuros de zirconio ($Zr_4C_2S_2$) son relativamente duros a temperatura de laminado en caliente, el zirconio es un elemento adecuado para el control de forma del sulfuro. Los precipitados de carbono se forman hasta que las fases de nitruros están completas. El zirconio tiende a unirse con el nitrógeno y el azufre, también puede combinarse con otros elementos microaleantes, que sean capaces de satisfacer los requerimientos, tales como retardo de recristalización, endurecimiento por precipitados. Además se le puede dar uso al zirconio como un socio eficaz para el boro, el niobio, o el titanio.

Igual a los elementos de aleación descritos hasta ahora, el boro tiende a formar nitruros, pero su comportamiento de difusión y segregación es completamente diferente, porque su radio atómico es 24% menor al del hierro. Naturalmente, el efecto del boro depende decisivamente sobre sus condiciones, si está o no disuelto en la matriz o unido con el nitrógeno. La Tabla 1.2 muestra el rendimiento de la función más importante del boro como elemento microaleante. Si el boro actúa en su condición libre, debe ser preservado de la formación de nitruros con ciertos elementos tales como titanio o zirconio los que se unen con el nitrógeno en una etapa anterior. El boro tiene una fuerte tendencia a la segregación en los límites de granos. En la austenita, conduce a un retardo sumamente efectivo a la transformación de la austenita en concentraciones no mayores de 0.001% para una proporción de un átomo de aleación a 20,000 átomos de hierro, este es el más eficaz de todos los efectos de aleación.

La formación de nitruros de boro es usada en aceros laminados en frío. La Figura 1.13, muestra las propiedades mecánicas de un acero de bajo contenido de carbono laminado en frío y la recristalización del acero que puede ser obtenida con una concentración estequiométrica. El nitrógeno libre y el boro en exceso afectan adversamente a las propiedades mecánicas.

Tabla 1.2 Características del boro como elemento microaleante [12].

Estado de B	Efecto en la estructura/propiedades
[B] _γ , segregación en los límites de granos – γ	→ Retardo efectivo de transformación de γ/α
B como BN	→ Vinculado en el recocido continuo en láminas de acero
[B] _α , segregación de los límites de granos – α	→ Prevención de fractura intergranular en aceros libres de intersticiales

Es un hecho bien conocido que los aceros libre de intersticiales, son susceptibles a una fractura intergranular, subsecuente al alto grado de deformación, debido a la pureza de los límites de grano de la ferrita. Este efecto indeseable puede ser remediado por la capacidad del boro de producir una pronunciada segregación en los límites de grano.

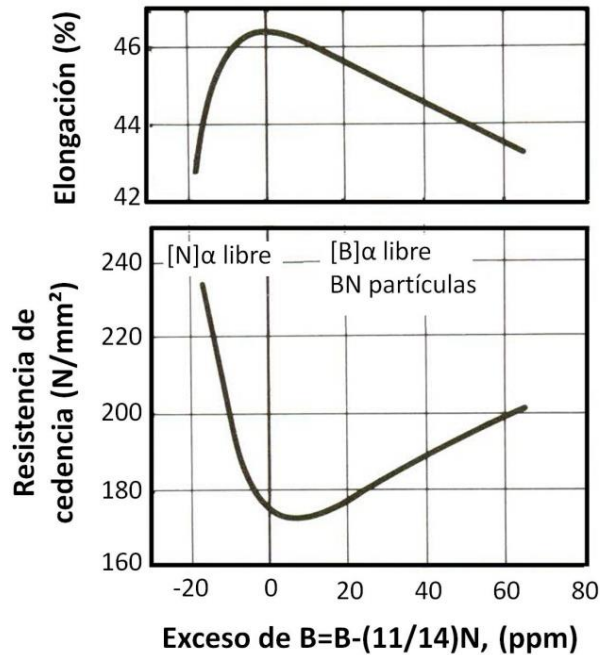


Figura 1.13 - Relación entre el exceso de boro y el efecto de las propiedades mecánicas [12].

1.2.8. Laminado en caliente convencional

El proceso tradicional de laminado en caliente para aceros de bajo carbono se muestra en la Figura 1.14, es una secuencia de recristalización y crecimiento del grano de austenita durante la deformación con múltiples pasos a altas temperaturas. La parte principal del proceso de deformación toma lugar a temperaturas elevadas donde la recristalización y el crecimiento subsecuente del grano son relativamente rápidos, resultando en un tamaño de grano grueso de austenita (D_γ), antes de la transformación. En el enfriamiento, los granos gruesos de austenita dan lugar a la formación de granos de ferrita gruesos (D_α), por lo que se obtiene un producto indeseable. En consecuencia, una microestructura de ferrita fina puede ser obtenida por la adición de tratamientos térmicos, tal como un normalizado (austenizado seguido de un enfriado al aire) [15].

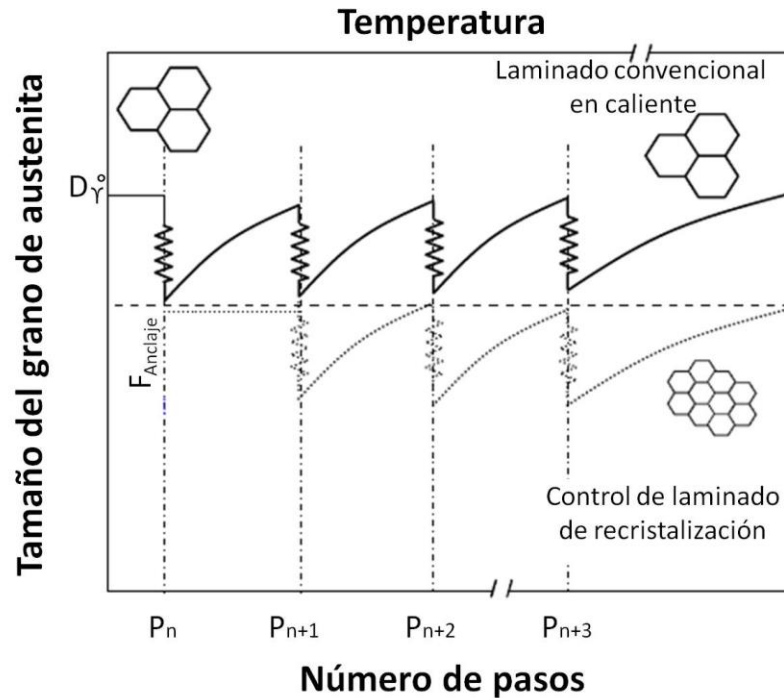


Figura 1.14 - Ilustración esquemática de la diferencia en la evolución del tamaño de grano durante la deformación, en ambos controles de laminado convencional y recristalización [15].

1.2.9. Proceso termomecánico

El objetivo principal de un proceso termomecánico, es lograr una microestructura de austenita predeterminada antes de la transformación, para asegurar una microestructura de ferrita fina. El refinamiento del grano de austenita en un proceso termomecánico, se obtiene controlando la recristalización y el engrosamiento de grano subsecuente de la programación de múltiples pasos de la laminación.

Tanaka [15] muestra que un proceso termomecánico consiste de un control de proceso de laminado seguido de un enfriamiento acelerado interrumpido. El propósito principal del proceso de laminado es producir deformación en los granos de austenita para incrementar la densidad de sitios

de nucleación de la ferrita, mientras que el enfriamiento acelerado interrumpido, mejora la velocidad de nucleación de la ferrita.

En base a una deformación relativa que ocurre a temperaturas críticas del material y a las condiciones de austenita, el control de laminado puede ser dividido en tres tipos:

- a) Control de laminado de recristalización.
- b) Control de laminado convencional.
- c) Control de laminado intensificado.

En general, la deformación a temperaturas altas, por arriba de la temperatura de inicio de la recristalización, a un 95% de la temperatura de recristalización completa (dependiendo de cada material), es representativa de un proceso de control de laminado de recristalización, mientras que en un proceso de control de laminado convencional implica deformaciones a temperatura baja, por debajo de la temperatura del paro de recristalización T_{RXN} o a un 5% de la temperatura de recristalización completa, la microestructura de la austenita, cambia en función de la temperatura de deformación y la deformación, ver la Figura 1.15.

Control de laminación de recristalización es un proceso de deformación a temperaturas altas, que consiste de una rápida recristalización, seguido por una inhibición de grano grueso, como se muestra en la Figura 1.14, En este proceso, la magnitud de la fuerza de anclaje, $F_{Anclaje}$, de los precipitados de los elementos microaleantes deben ser lo suficientemente bajas para permitir que ocurra la recristalización de la austenita, pero lo suficientemente grande para suprimir el engrosamiento de grano. En este caso, los granos originales equiaxiales de austenita son remplazados por un nuevo grupo de granos pequeños recristalizados durante cada paso. El valor de maximización de la densidad de los sitios efectivos de nucleación de ferrita por unidad de volumen S_v , aumenta como resultado de un incremento en el área de límites de granos

por unidad de volumen, el cual es causado por una disminución en el promedio del volumen de grano, como se muestra en la Figura 1.16.

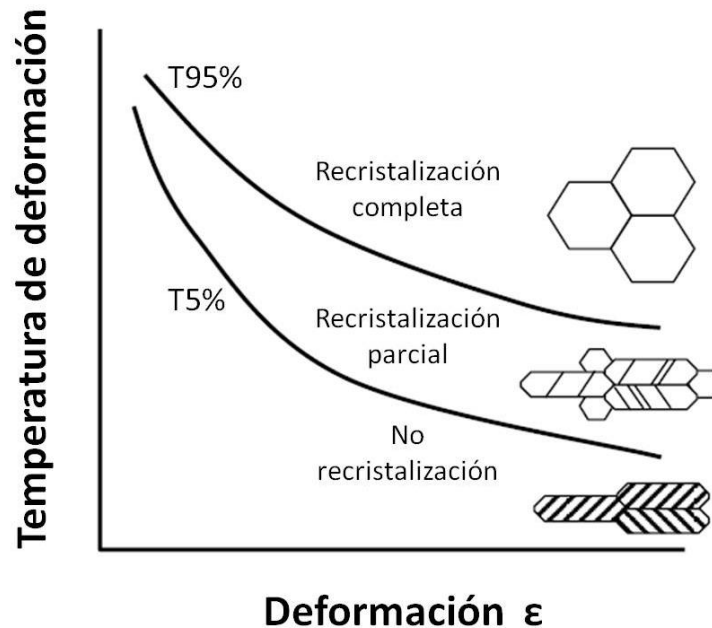


Figura 1.15 - Ilustración esquemática de la microestructura de austenita, resultado de distintas condiciones de deformación [15].

Cuddy [13] y Sekine [14] muestran la limitación del refinamiento de grano en un proceso de control de laminación de recristalización. Se requiere de arreglos adicionales en el proceso para incrementar los sitios de nucleación de la ferrita. El proceso de control de laminación convencional implica el aplanamiento de los granos de austenita y la formación de defectos intergranulares planares, tales como maclas y bandas de deslizamiento, como resultado de una deformación repetitiva en regiones de no recristalización por debajo de 5% de la temperatura de recristalización completa. En este caso, el valor de S_v aumenta como resultado del incremento del área de límites de granos por unidad de volumen que surge de un cambio en la forma de grano y a

través de la adición de los defectos intergranulares planares, como se muestra en la Figura 1.16 [15].

Por otro lado, la deformación que toma lugar en la región de dos fases austenita-ferrita es clasificada como proceso de control de laminado intensificado. La diferencia en la programación de deformación entre estos dos procesos se muestra en la Figura 1.17 [15].

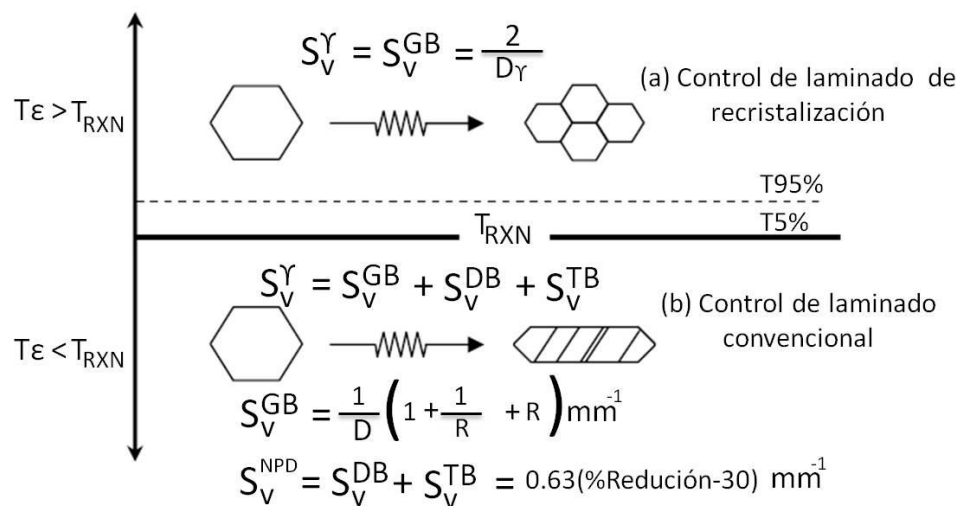


Figura 1.16 - Representación esquemática de la microestructura austenítica, cuando la deformación es por abajo y por arriba de la temperatura de paro de recristalización T_{RXN} , de austenita. Nota GB, DB, TB Y NPD denotan la contribución total S_V de los límites de grano, bandas de deslizamiento y maclaje. Por otra parte, D es la longitud del borde al cuadrado y R es la proporción de reducción de laminado [15].

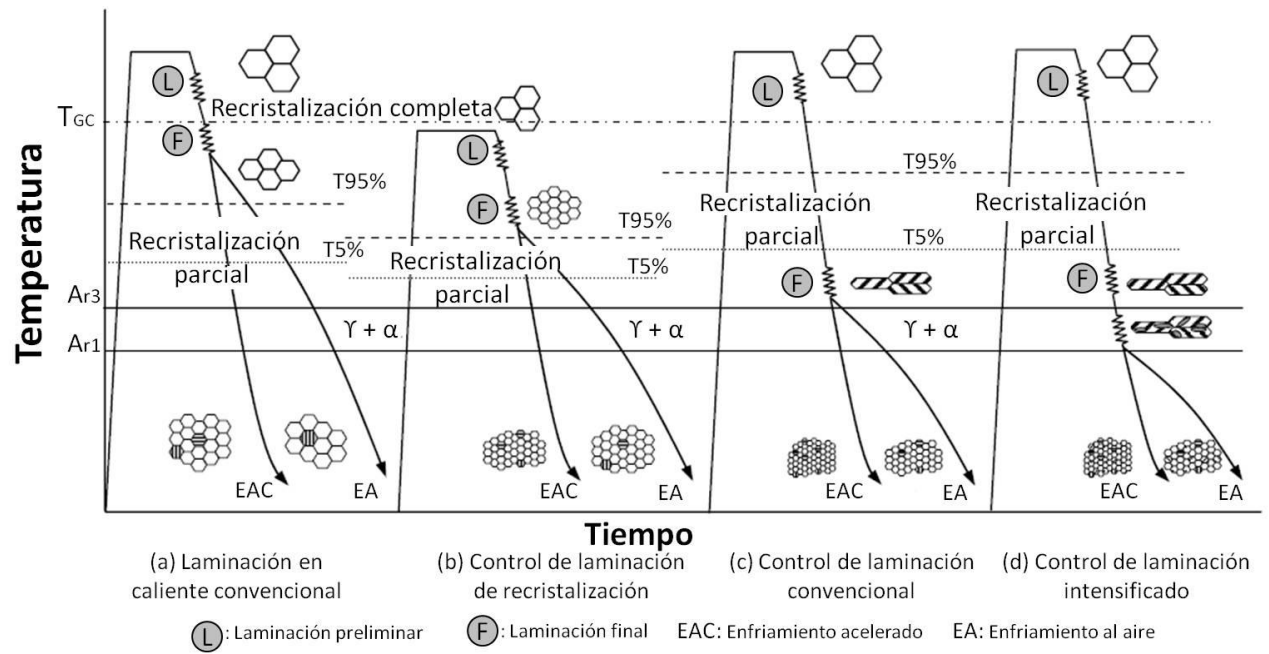


Figura 1.17 - Ilustración esquemática del proceso de laminado. Nota T_{Gc} es la temperatura de engrosamiento de grano [15].

CAPÍTULO 2. PRINCIPIOS DEL PROCESO DE GALVANIZADO

El galvanizado en caliente se utiliza desde hace más de 200 años para proteger el acero de la corrosión atmosférica. El recubrimiento protector se produce al sumergir productos de acero en un baño de cinc fundido. El cinc por sí mismo tiene una buena resistencia a la corrosión a través de la formación de películas superficiales protectoras de óxidos y carbonatos. La película de cinc que se forma sobre el acero lo protege de dos maneras [16].

Protección de barrera. Formando una barrera física entre el acero del substrato y el medio ambiente; por ejemplo en las pinturas, si la capa de pintura se rompe de alguna forma, se oxidará el acero en esa área y la pintura permitirá que la oxidación avance por debajo de la ruptura. En el caso del galvanizado esto no ocurre, ya que si la capa de galvanizado se daña, raya o presenta discontinuidades; el cinc adyacente al acero formará una sal insoluble de cinc sobre el acero expuesto. Esto resana la ruptura y continúa protegiendo la superficie contra cualquier corrosión [14].

Protección galvánica (catódica). Permite que productos de aceros puedan permanecer sin corrosión durante décadas. Esto explica porque en presencia de humedad el cinc actúa como ánodo y el acero como cátodo, de manera que el cinc se corroe en una acción de sacrificio y evita que el acero se oxide, ver Figura 2.1 [16].

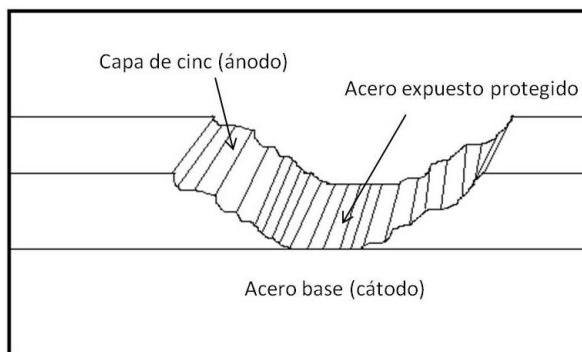


Figura 2.1 - Esquema de la protección galvánica.

Aunque el galvanizado se utiliza extensivamente en la fabricación de una gran variedad de productos que requieren protección contra la corrosión; sus usos principales están en el acero estructural utilizado en obras públicas y viales, torres de transmisión y comunicaciones, estructuras en áreas químicas, de construcción, tratamientos de aguas, transporte, recreación, marinas, agrícolas, mineras, etc. [16].

El galvanizado presenta una serie de ventajas que no son posibles encontrar en otros tipos de recubrimientos [16]

- Bajo costo contra vida útil.
- Bajo nivel de corrosión.
- Recubrimiento adherido metalúrgicamente al acero.
- Fácil de inspeccionar.
- Gran resistencia a daños mecánicos.

En general, antes de la inmersión de la lámina en el baño de cinc, se debe limpiar el óxido de la superficie, para evitar que reaccione con el cinc. Cuando el acero reacciona en el baño se forma el recubrimiento, se retira, se enfría y algunas veces se trata térmicamente. La anatomía del recubrimiento de cinc consiste de (1) la aleación de recubrimiento, (2) una interfase de capa entre el recubrimiento y el sustrato (acero) y (3) el sustrato. Cada una de estas

regiones puede ser afectada por el tiempo del baño, temperatura del baño, la composición química del galvanizado y del sustrato [17].

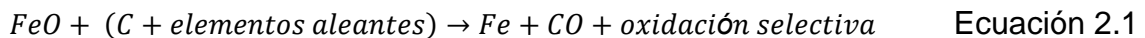
2.1. Proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente

En el proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente, las tiras de acero son unidas a través de soldadura de resistencia por costura [17] o soldadura de laser [18]. El acero es recubierto a velocidades superiores a 200 m/min. En el proceso de línea de flujo o Cook – Norteman es generalmente conocido como método de línea fría [17,19]. Este proceso se basa en un método de preinmersión de limpieza usando un desengrasante alcalino acuoso, un decapado con ácido y un tratamiento para prevenir la oxidación. En el método de línea fría, los rollos de acero deben ser recocidos antes de la inmersión, debido a que este proceso no cuenta con pasos de tratamientos térmicos [17].

La mayoría de los productos laminados son recubiertos por el proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente del tipo Sendzimir [20]. Para mejorar el enlace de adherencia del galvanizado y prevenir que no entren partículas contaminantes al baño de cinc, la lámina se somete a un tratamiento de prelimpieza para eliminar el aceite presente en los rollos, carbono superficial y partículas de hierro [17,21]. Las líneas modernas utilizan un sistema de cepillado alcalino y una etapa de limpieza electrolítica, junto con las ventajas de un tratamiento reductor de fuego directo. Donde la sección de esparado alcalino y cepillado utiliza hidróxido de sodio en concentraciones que varían entre 1.5 y 2.5% para remover los contaminantes a través de un lavado y cepillado de la superficie. Después, un paso de prelimpiado electrolítico remueve los pequeños contaminantes adheridos en la superficie del acero. Por hidrólisis de agua, hidrógeno y moléculas de oxígeno, que se descargan sobre la superficie del acero, creando una acción burbujeante que elimina los contaminantes restantes

de la superficie. Posteriormente, se seca la lámina utilizando aire a baja presión para eliminar la humedad y prevenir la oxidación.

El acero entonces entra en la sección de limpieza del molino Sendzimir, ver Figura 2.2. Que se encuentra a una temperatura alrededor de 500–760°C en una atmósfera reductora de N₂/H₂ que elimina los contaminantes orgánicos residuales y los óxidos superficiales de la lámina [21,22]. En el proceso de laminado en frío, antes del galvanizado por inmersión en caliente. La superficie del acero es oxidada para ser reducida completamente después del calentamiento. La cinética de reducción es fuertemente afectada por la química del acero, lo que provoca la oxidación superficial selectiva de elementos aleantes, formadores de óxidos de acero (Mn, Si, Al, V y Ti), que ocurre en forma proporcional, según su presencia en la lámina, estos óxidos no forman una capa continua en la superficie, sino que están presentes en forma de islas [23]. La reacción de reducción es:



En el caso de aceros estabilizados con Ti, el óxido de titanio (TiO₂) estará presente en la superficie como una fase independiente, menor a 10 nm de espesor, mientras que en estabilizados con niobio, el óxido de niobio (Nb₂O₅), no se presenta en la superficie.

Esta distribución no uniforme es debida a la disponibilidad de caminos de difusión para estos elementos en forma de frontera de grano y subgrano, que son los más favorecidos para presentar oxidación.

El óxido de hierro es reducido por los elementos aleantes en la interfase del acero y óxido de hierro, los cuales son menos estables que el hierro. La segregación de estos elementos puede ser lo suficiente como para crear un efecto de pantalla para la difusión de hierro a la superficie, lo que reducirá el crecimiento del óxido, sin embargo, una capa de óxido de hierro muy gruesa no será reducida completamente en condiciones normales de recocido y será

prácticamente retenida en la interfase entre el acero y el recubrimiento de cinc [49].

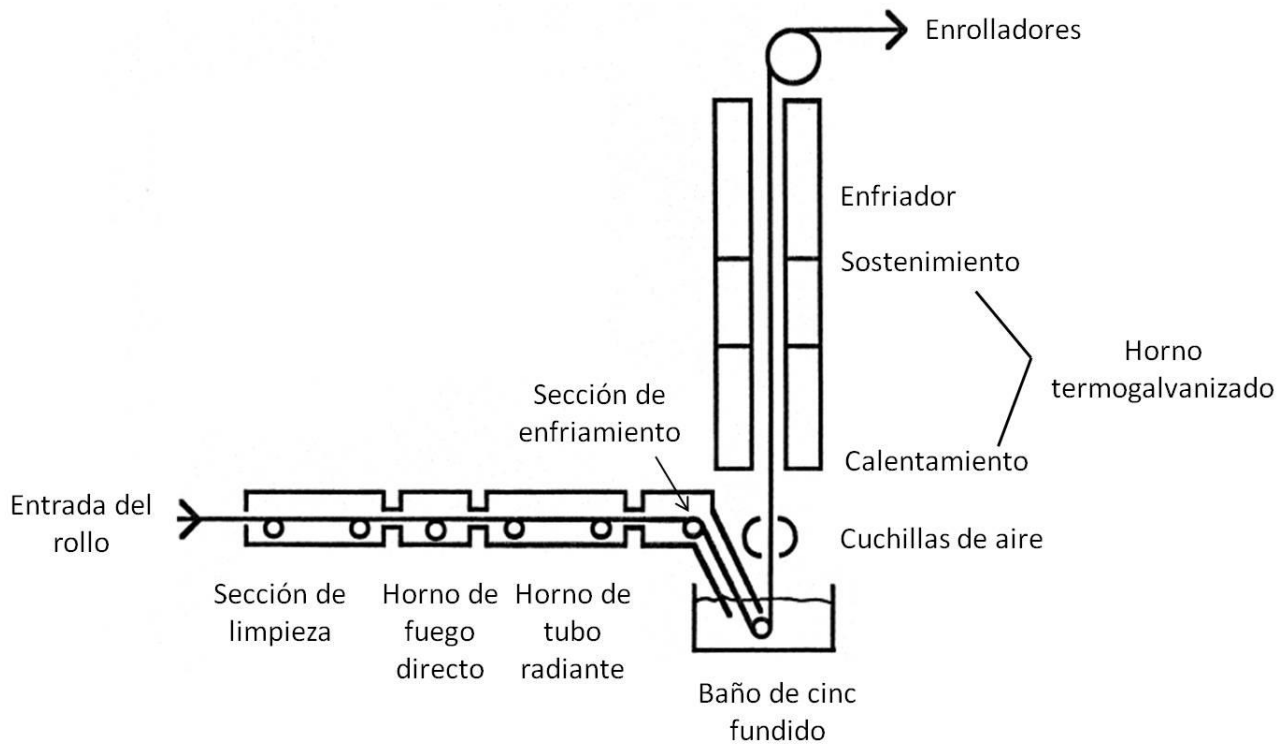


Figura 2.2 – Esquema, del proceso de galvanizado continuo por inmersión en caliente [49].

Después de la limpieza, la lámina entra en la zona de calentamiento y sostenimiento del horno, donde es recocida por encima de la temperatura de recristalización, cerca de los 700°C, cabe mencionar que esta temperatura dependerá de la cinética de recristalización del acero empleado para ser recubierto, además de que con velocidades altas de la línea de galvanizado, las temperaturas de recocido tendrán que ser más altas para producir la misma cantidad de recristalización. Como resultado, en esta etapa la lámina es

calentada lo suficiente como para entrar en el baño de cinc sin afectar su temperatura [50].

El acero pasa en la salida del horno a través de una sección de enfriamiento acelerado por gas capaz de enfriar el acero a hasta 460°C en razón de 50°C/s y así, evitar su reoxidación antes de su inmersión en el baño de cinc fundido, ver Figura 2.3. Al salir la lámina del contenedor de cinc o paila arrastra un exceso de cinc, el espesor de la película de metal líquido es controlado por medio de unas cuchillas de aire o de nitrógeno a chorro por encima de la paila de cinc, removiendo el exceso del metal del recubrimiento. El espesor total del recubrimiento varía de acuerdo al tiempo de inmersión y la velocidad de la lámina, de la presión, la altura de la boquilla, su distancia a la lámina, la apertura y perfil de la boquilla. La razón de enfriamiento de la lámina, después de ser retirada del baño es otro factor a considerar. La temperatura del baño tiene un pequeño efecto en la naturaleza del recubrimiento dentro del intervalo de 430 a 470°C.

Las cuchillas de aire eliminan el exceso de galvanizado del recubrimiento a través de la presión de aire y distribución de esfuerzos de corte en la lámina. Las cuchillas son incapaces de ofrecer uniformidad en los extremos, reteniendo en ellos material excesivo como consecuencia de la turbulencia ocasionada por la colisión de ambas corrientes de aire al encontrarse en los extremos, esto se puede observar en recubrimientos de láminas de grueso calibre. El espesor del recubrimiento aumenta conforme la distancia de la boquilla a la lámina aumenta.

En este proceso, el flujo de gas o aire puede causar que la lámina de acero vibre al entrar en contacto con él, provocando que el recubrimiento sea irregular; a este efecto se le conoce como patrón en forma ondulada o patrón de arrugas.

La temperatura del baño depende de la composición de la aleación del recubrimiento y de la temperatura del acero antes de su inmersión. Por ejemplo,

para una aleación de recubrimiento de cinc con un porcentaje de aluminio menor de 0.3% (galvanizado) la temperatura del baño se mantiene entre 445 y 455°C, para una aleación de cinc con 5% de aluminio (galfan) la temperatura es de 425°C y para una aleación de cinc con 55% de aluminio (galvalume) la temperatura es aproximadamente a 600°C. La velocidad de la línea depende de la temperatura del baño y del tiempo de inmersión. Un rango típico de inmersión es de 4 a 8 segundos para velocidades de líneas que exceden 175 m/min.

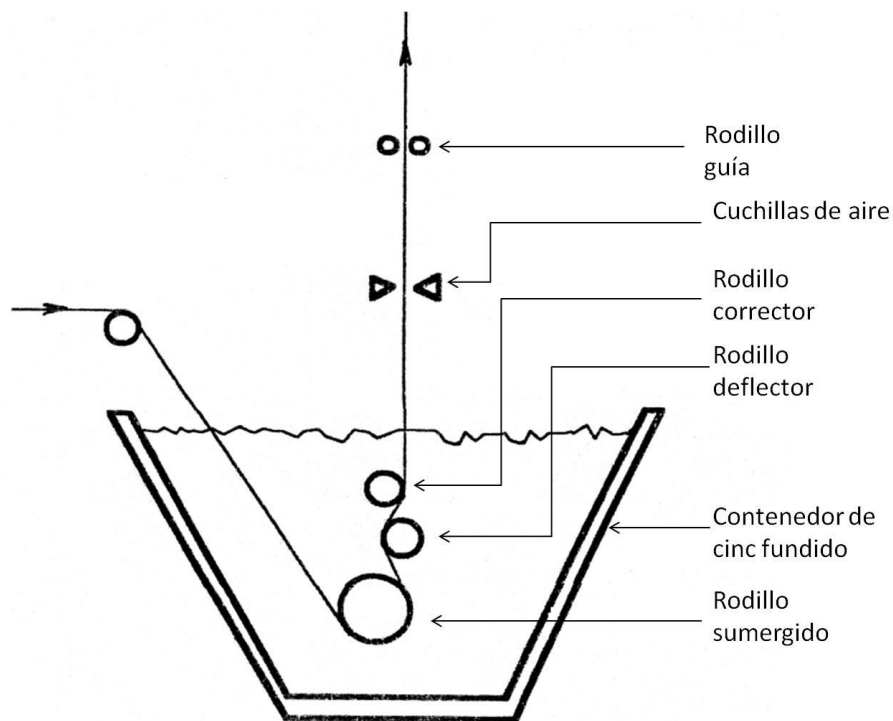


Figura 2.3 - Esquema de la región del contenedor en una línea típica de galvanizado por inmersión en caliente.

2.2. Reacciones cinéticas Fe-Zn

Cada intermetálico en el recubrimiento de Zn presenta diferente cinética de crecimiento, que depende de la temperatura del baño. Por ejemplo, a tiempos de inmersión menores a 300 s a 450°C, ver Figura 2.4, la fase zeta (ζ) crece rápidamente al principio, después su crecimiento desacelera, mientras que la fase delta (δ) crece despacio y después su espesor aumenta rápidamente. La fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) se forma únicamente después de largos períodos de tiempo, llegando a alcanzar un espesor hasta de 1 μm . Efectos similares fueron reportados a 457°C para tiempos superiores a 4 horas. Horstmann reportó que hay un movimiento en la fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) hacia el acero, mientras que la fase zeta (ζ) tiene un avance hacia el Zn. La fase delta (δ) tiene un avance en ambas direcciones, aunque generalmente más hacia el Zn. Por esta razón, como la fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) crece hacia el acero, ésta también es consumida por la fase delta (δ). Similarmente, la fase delta (δ) se expande hacia la fase zeta (ζ) que está avanzando hacia el Zn. Todas estas transformaciones están gobernadas por la difusión de Zn hacia el sustrato Fe, basados en experimentos con Zn líquido y estudios de difusión en estado sólido. Sin embargo, el Fe probablemente también difunde hacia las fases intermetálicas pero a una velocidad mucho menor.

Para evaluar la cinética de crecimiento de las fases de aleación (Fe-Zn), se utiliza la ecuación 2.2, para interpretar la velocidad de crecimiento.

$$Y = Kt^n \qquad \text{Ecuación 2.2}$$

Donde, Y es el incremento del espesor intermetálico, K es el parámetro de crecimiento, t es el tiempo de reacción y n es el exponente de crecimiento.

Un exponente de crecimiento n es indicativo del tipo de cinética de control de la capa. Un valor de n de 0.5 es un indicativo de crecimiento controlado de difusión parabólica, mientras un valor de n de 1.0 es

representante de cinética lineal, en el cual el crecimiento es controlado por la interfase [24].

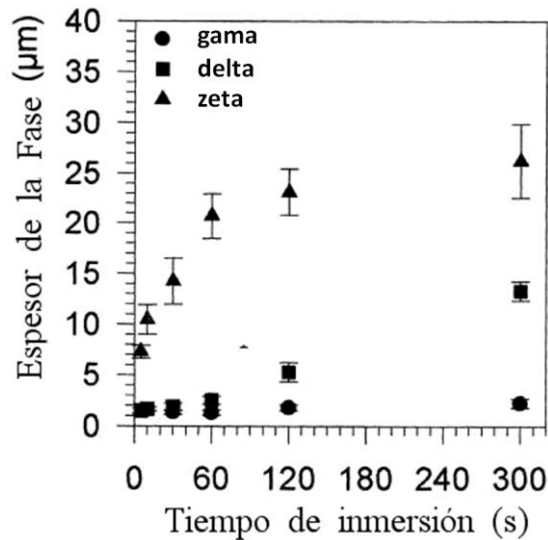


Figura 2.4 – Crecimiento Individual de las fases (Γ , δ y ζ), para un acero ultra bajo de carbono [24].

Jordan y coautores [24] investigaron el efecto de la formación de intermetálicos de Fe–Zn en aceros libres de intersticiales galvanizados en un baño de cinc puro (libre de Al). La Tabla 2.1, presenta los coeficientes de crecimiento y la formación de las fases individuales de Fe–Zn. La Tabla 2.2, muestra el exponente de crecimiento de las capas totales de la aleación, para una serie de aceros IF galvanizados a 450 °C por 300s. Jordan y coautores [24] reportaron que la adición de fósforo en los aceros retarda el crecimiento cinético de la fase gama (Γ), pero no afecta en el crecimiento de ninguna otra fase de Zn-Fe. Por otra parte, la adición de titanio y titanio+niobio, no afectan en el crecimiento cinético de ninguna de las capas de las fases de Zn–Fe encontradas en el recubrimiento. Los aceros IF con 0.003 % de peso de carbono, exhibieron un coeficiente de crecimiento ($n= 0.5$) para la fase delta (δ)

y para la fase zeta (ζ) presentó un exponente de crecimiento $n= 0.33$, que se puede relacionar a la reacción sólido-líquido de la interfase. La capa de la fase gama (Γ), para aceros con 0.003% de peso de carbono y para aceros IF (excepto para los aleados con fósforo), tienen un exponente de crecimiento de 0.25. Los aceros aleados con fósforo reducen la capa de la fase gama (Γ) con un exponente de crecimiento de 0.035 ± 0.13 [27].

Tabla 2.1 Exponente de crecimiento de las capas de fases Zn – Fe [24].

Acero galvanizado por inmersión en caliente en un baño de 0.00 % Al – Zn	
Muestra	Exponente de crecimiento n
ULC (ultra bajo carbono)	0.35 ± 0.02
ULC-P (Ultra bajo carbono y fósforo)	0.35 ± 0.03
Ti IF	0.31 ± 0.02
Ti – P IF	0.33 ± 0.02
Ti – Nb IF	0.37 ± 0.03
Ti – Nb – P IF	0.34 ± 0.03

Tabla 2.2 Exponente de crecimiento de las capas individuales de las fases Zn – Fe [24].

Acero galvanizado por inmersión en caliente en un baño de 0.00 % Al – Zn	
Capa de la fase Gama	Exponente de crecimiento n
ULC	0.24 ± 0.06
ULC – P	0.10 ± 0.08
Ti IF	0.22 ± 0.11
Ti – P IF	0.35 ± 0.08
Ti – Nb IF	0.23 ± 0.05
Ti – Nb – P IF	0.13 ± 0.28
Capa de la fase Delta	
ULC	0.51 ± 0.11
ULC – P	0.44 ± 0.12
Ti IF	0.34 ± 0.12
Ti – P IF	0.37 ± 0.13
Ti – Nb IF	0.44 ± 0.15
Ti – Nb – P IF	0.39 ± 0.15
Capa de la fase Zeta	
ULC	0.32 ± 0.03
ULC – P	0.32 ± 0.03
Ti IF	0.28 ± 0.05
Ti – P IF	0.29 ± 0.03
Ti – Nb IF	0.33 ± 0.05
Ti – Nb – P IF	0.33 ± 0.03

2.3. Reacciones de la interfase

El entendimiento de las transformaciones de fases que ocurren en la interfase líquido–substrato (cinc/acero) es necesario para predecir y controlar la microestructura del recubrimiento de galvanizado. Esta comprensión se complica aún más con el uso de adiciones de aluminio en el baño de cinc y los elementos solutos añadidos en el sustrato para mejorar sus propiedades mecánicas. Este entendimiento complejo y sus mecanismos subsecuentes se han relacionado en tres factores principales [28]:

- Diversas reacciones ocurren al mismo tiempo:
 - (1) el sustrato sólido empapado de cinc,
 - (2) la disolución del acero por el cinc,
 - (3) solidificación isotérmica del compuesto intermetálico,
 - (4) transformaciones de fases difusionales del estado sólido,
 - (5) solidificación de la aleación de cinc.
- La velocidad de reacción es muy rápida, en algunos casos es menor a 2 segundos.
- La transformación a menudo se vuelve inestable y por lo tanto no se rige por un equilibrio termodinámico.

2.3.1. Equilibrio Fe–Zn–Al

La primera investigación en sistemas de Fe–Zn–Al fue conducida por Köster y Gödecke [17], a través de observaciones metalográficas, análisis térmicos de rayos–X. Urednicek y Kirkaldy [29] confirmaron estos hallazgos en un estudio a 450 °C por medio de análisis de microsondas y observaciones metalográficas en las aleaciones y muestras difusionales (sólido–líquido), ver Figura 2.5 [30]. Debido al gran interés en los aceros galvanizados, una gran cantidad de estudios se han enfocado en la esquina rica en cinc del diagrama ternario; (1) en particular la solubilidad de cinc en diferentes compuestos intermetálicos Fe–Al y (2) el hierro dentro del cinc fundido.

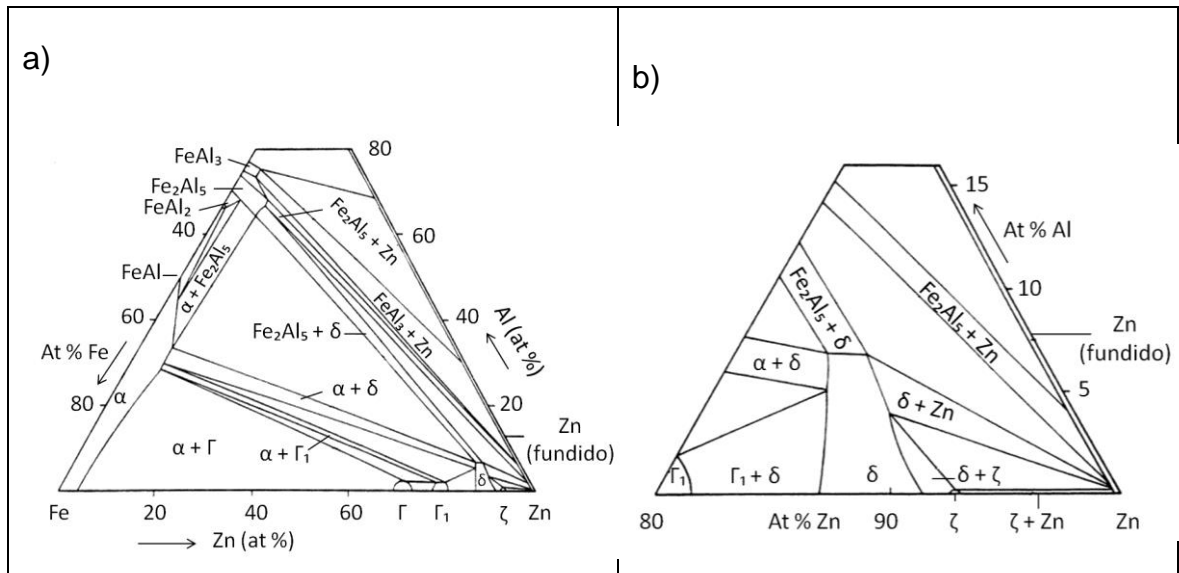


Figura 2.5 - Sección isotérmica del diagrama de fase Fe–Al–Zn a 450 °C: a) sección general, b) esquina rica en cinc [30].

Perrot y coautores [31] estudiaron las condiciones metaestables de equilibrio durante tiempos de inmersión menores a 30 min en un baño de Zn-Al, ver Figura 2.6; muestran un rango de solubilidad extendido comparado con el diagrama de equilibrio de Urenicek y Kirkaldy [29]. En particular la fase Fe₂Al₅ tiene una solubilidad de Zn hasta 22.87 % de peso y 13.92 % de peso de Zn en FeAl₃, Figura 2.6 Chen [32] encontró una solubilidad extendida de Zn en Fe₂Al₅ de 21.0 % de peso. Urenicek y Kirkaldy [29] reportaron que la solubilidad del Zn en Fe₂Al₅ fue de 14 % de peso. Perrot y coautores [31] también observaron una fase transitoria para inmersiones menores a 2 minutos con una composición de ZnFeAl₃, que más tarde formaría cristales saturados de Fe₂Al₅ en el Zn. Chen [48] encontró que la máxima solubilidad del Zn en hierro alfa fue de 2.0 % de peso en un baño de Zn con 0.00 % de peso de Al. Perrot y coautores [31] encontraron que la fase delta (δ) exhibió una extensión de rango de solubilidad de 3.71 % de peso de Al y una extensión de rango de solubilidad del Fe hasta

16 % de peso en un baño de Zn (normalmente 11.5 % de peso de Fe). Similarmente, se encontró que la fase eta (η) se presentaba sobresaturada en Fe para tiempos cortos de inmersión.

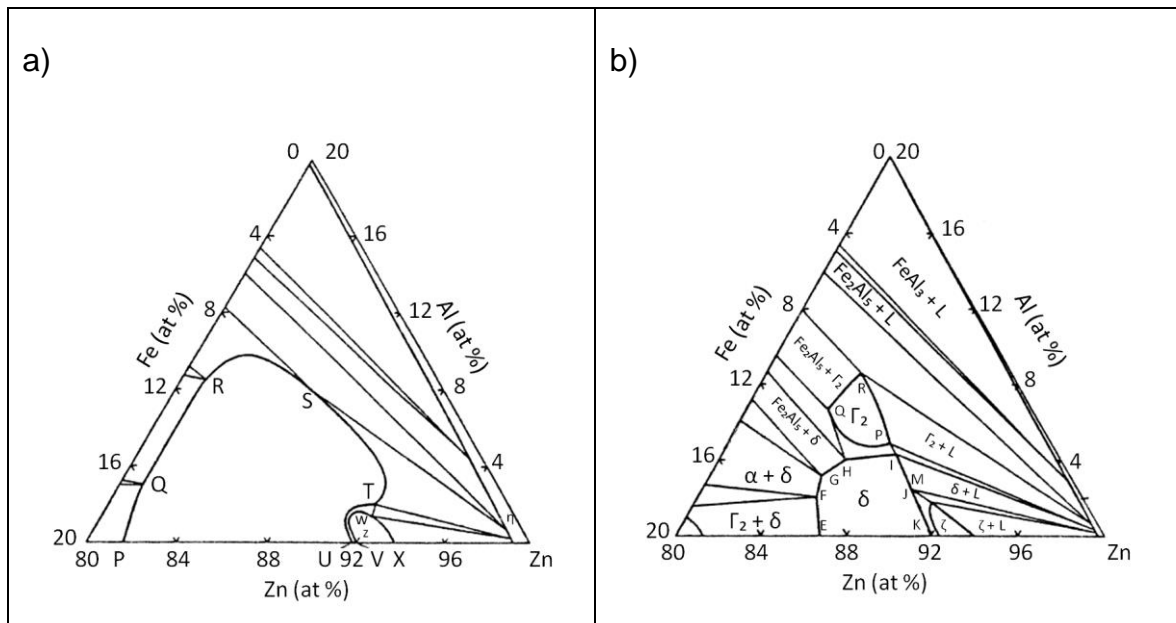


Figura 2.6 - Evolución de la fase Fe–Zn–Al a 450 °C: a) metaestable: < 30 min, b) equilibrio: > 1000 h [31].

La determinación de la saturación Fe en el baño de Zn ha sido tema de diversas investigaciones de baños de Zn–Al [29,31,34,35]. Estudios de Tang y coautores [37,38] de los límites de solubilidad del Fe en el Zn fundido como una función del contenido de Al. Los límites de solubilidad del hierro ([Fe] en % de peso) en cinc puro es una función de temperatura ([T] en °K):

$$\ln[Fe] = 17.78 - 15388/T \quad \text{Ecuación 2.3}$$

Para Zn–Al fue estabilizada a 460°C, ver Figura 2.7, el diagrama de fase ternario Zn–Fe–Al [36,37]:

- Cuando el baño contiene aluminio en porcentajes menores a 0.10% de peso, la fase en equilibrio con el líquido es la fase zeta (ζ).
- Cuando el baño contiene aluminio en un rango de 0.10 a 0.14% de peso, la fase en equilibrio con el líquido es la fase delta (δ).
- Cuando el baño contiene aluminio en porcentajes mayores a 0.14% de peso, la fase en equilibrio con el líquido es la fase eta (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$.

El límite de solubilidad del hierro disminuye con un incremento en el contenido de Al a temperaturas de la isoterma. El efecto de la temperatura en la solubilidad del producto, $[\text{Fe}]^2 [\text{Al}]^3$ en % de peso, en la región de la fase dominante eta (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$, sigue la siguiente fórmula:

$$\ln[\text{Fe}]^2[\text{Al}]^3 = 32.3 - 36133/T$$

Ecuación 2.4

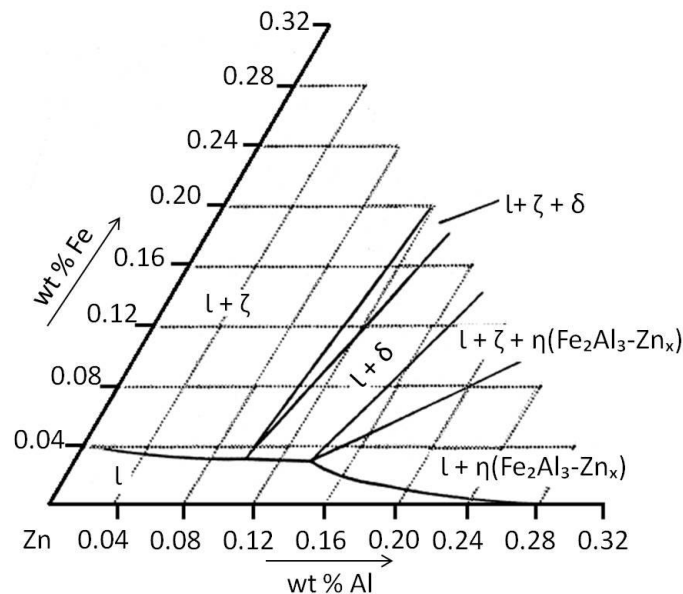


Figura 2.7 - Esquina rica en cinc en la sección isotérmica del diagrama de fase Fe–Zn–Al a 460°C [37].

2.3.2. Adiciones bajas de aluminio

Adiciones bajas de aluminio en el baño de cinc son deliberadamente añadidas para formar recubrimientos de Zn. Estas adiciones han sido hechas para (1) mejorar el brillo y la reflectividad del recubrimiento, (2) reducir la oxidación del baño de cinc y (3) para obtener recubrimientos dúctiles suprimiendo la forma quebradiza de la fase Fe–Zn. En la industria se utiliza de 0.1 a 0.3% de peso de Al en baños de Zn, para la inhibición de compuestos intermetálicos Fe–Zn. La inhibición es transitoria y resulta en una incubación periódica que puede aumentar (1) con un incremento de contenido de Al en el baño, (2) utilizando bajas temperaturas en el baño, (3) bajo contenido de carbono en el sustrato, (4) incremento en el turbulencia, (5) contenidos altos en el porcentaje de Si en el acero y (6) disminución en la rugosidad de la superficie [26]. La compleja solidificación y las reacciones difusionales en estado sólido durante el galvanizado [39].

2.3.3. Inhibición de la reacción Fe – Zn por la adición de Al en el baño

Una inhibición temporal de la formación del compuesto Fe–Zn puede ser un resultado del desarrollo de una capa continua del componente que está en equilibrio con el baño de Zn. Dependiendo del contenido de Al en el baño de Zn, puede dirigir la formación de capas de fases de zeta (ζ), delta (δ), y Fe_2Al_5 , ver Figura 2.8 [17]. El crecimiento en la capa epitaxial de la fase zeta (ζ) está fuera de equilibrio con la fase alfa (α) del sustrato, de acuerdo con el diagrama de fases de equilibrio ternario Zn–Fe–Al, ver Figura 2.5 [30]. Sin embargo, el equilibrio de la interfase solo se alcanzará una vez que todo el compuesto intermetálico Fe–Zn haya aparecido. La fase delta (δ) de acuerdo con la Figura 2.5 debe estar en un equilibrio termodinámico con la fase alfa (α) del sustrato al igual que con la capa de fase Fe_2Al_5 . El origen de la inhibición potencial del compuesto de capa dependerá de la concentración de Al en el baño, tal como se observa en la Figura 2.7. El contenido mínimo de Al para un efecto de

inhibición completa para la fase eta (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ es aproximadamente 0.15 % a una temperatura de 450°C. Sin embargo, en un galvanizado continuo, la transición química en las inmediaciones de la interfase cinc/sustrato, se desvían significativamente de la química interna del baño y del estado de equilibrio termodinámico, que no siempre es estable debido al tiempo de reacción extremadamente corto. La Tabla 2.3, muestra un resumen de la microestructura del recubrimiento encontrada en un galvanizado con contenidos de aluminio [40]. La fase eta (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ es capaz de inhibir la formación de componentes intermetálicos Fe–Zn.

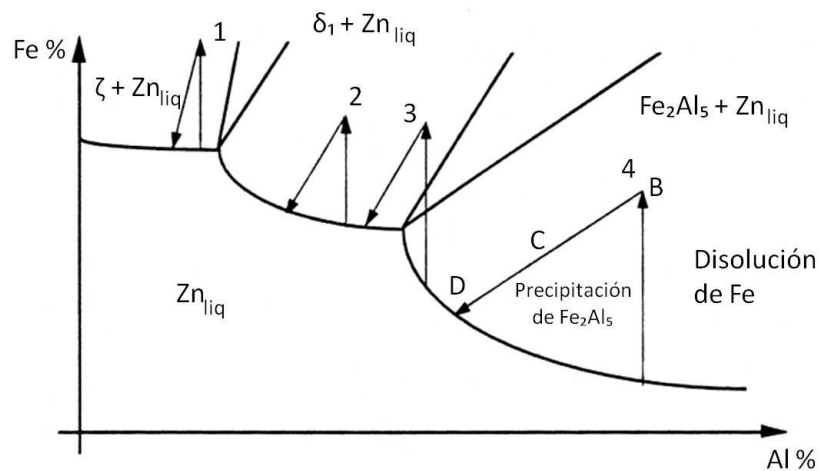


Figura 2.8 - Mecanismo de formación de la capa inhibidora [17].

El control de Al en el baño de Zn es complicado debido a que el Al existe en dos formas en el baño. Algo de Al se disuelve en la fase líquida del Zn y el resto del Al se presenta en partículas intermetálicas atrapadas en el baño. El Al en solución líquida, comúnmente conocido como activo o efectivo, que puede mejorar el funcionamiento de inhibición de la reacción Fe–Zn durante el galvanizado. El Al efectivo es un fuerte dependiente de la cantidad de Fe disuelto en el baño, debido a una sobresaturación de Fe que se puede

combinar con Zn y Al para formar una fase zeta (ζ), delta (δ) que contengan Al y partículas $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ (η) reduciendo aún más la cantidad de Al en el baño. Evitar el atrapamiento de las partículas intermetálicas en el baño es muy difícil [37].

La velocidad de consumo del Al en el recubrimiento de Zn depende de la temperatura de entrada del acero y cambia rápidamente con el tiempo. Isobe [41] encontró que el tiempo requerido de un acero que pasa a través del baño de Zn en una línea de galvanizado continuo es menor de 3 segundos. En la Figura 2.9 se aprecia que el aumento de Al en la capa de aleación Al-Fe incrementa continuamente con el contenido de Al en el baño [43]. En la Figura 2.10 se observa que el periodo de incubación incrementa con un aumento de contenido de Al en el baño y disminuye con la temperatura del baño [44]. Faderl y coautores [42] encontraron que contenidos de 0.18 % de peso de Al en el baño, el contenido de Al en la interfase incrementaría aproximadamente con la diferencia de la temperatura de entrada del acero y la temperatura del baño.

Tabla 2.3 Resumen de la microestructura del recubrimiento en un galvanizado continuo [40]

Contenido de Al (wt %)	Compuesto en equilibrio	Intermetálicos en el recubrimiento	Características de la capa	Velocidad de nucleación (s)	Velocidad de crecimiento ($\mu\text{m/s}$)
< 0.100	ζ	$\zeta/\delta/\Gamma'/\Gamma$	Continuo	$\zeta \approx 10^{18}$	hasta ≈ 10
0.100-0.135	δ	$\zeta/\delta/\Gamma'/\Gamma$	existe algo	$\zeta \approx 10^{18}$	≈ 1
0.135-0.140	η	ζ	Discontinuo	$\zeta \approx 10^{15}$	$\zeta \approx 0.5, \eta \approx 0.05$
0.140-0.145	η	$\zeta + \eta$	ζ disolución	$\zeta, \eta \approx 10^{12}$	$\zeta \approx 0.1, \eta \approx 0.05$
0.145-0.150	η	η	ζ Disolución	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$
>0.150	η	η	Inhibición	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$

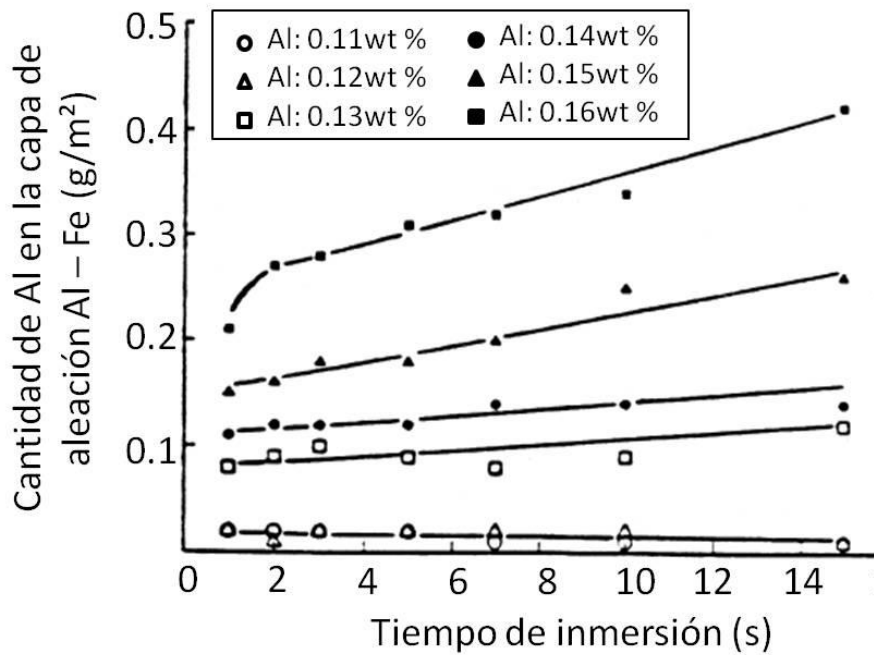


Figura 2.9 - Crecimiento cinético de capas de Fe-Al a 470 °C [41]

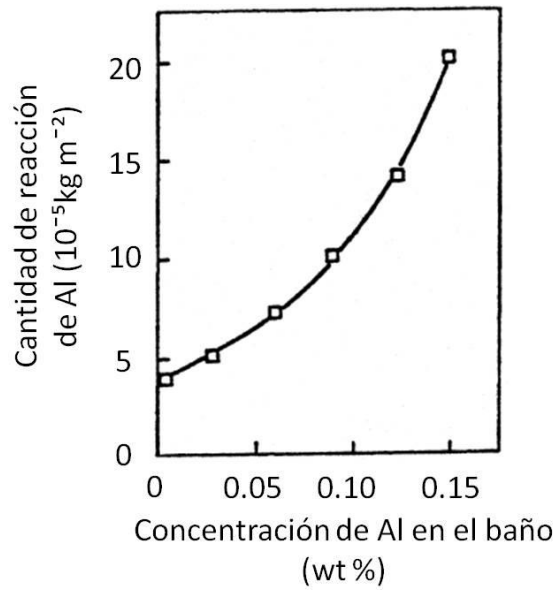


Figura 2.10 - Efecto del contenido de Al en el baño en la cantidad de reacción del Al [43]

2.3.4. Morfología de la reacción de la interfase

En la actualidad parece existir un punto de transición aproximadamente a 0.15 % de peso de Al, ver Figuras 2.7 y 2.8, en este punto la morfología de la capa de la interfase y la capa de inhibición cambian [17,37]. A contenidos menores a este punto (bajo Al en el baño), la fase zeta (ζ) y delta (δ) son estables termodinámicamente. Si el contenido de Al excede 0.15% de peso (alto Al en el baño), la fase Fe_2Al_5 será estable termodinámicamente. Por lo tanto, diferentes morfologías se pueden encontrar en la interfase. En bajo Al en el baño (< 0.10% de peso de Al) y a tiempos cortos de inmersión solo se formará una pequeña cantidad de la fase Fe – Zn en la interfase, ver Figura 2.11 [45].

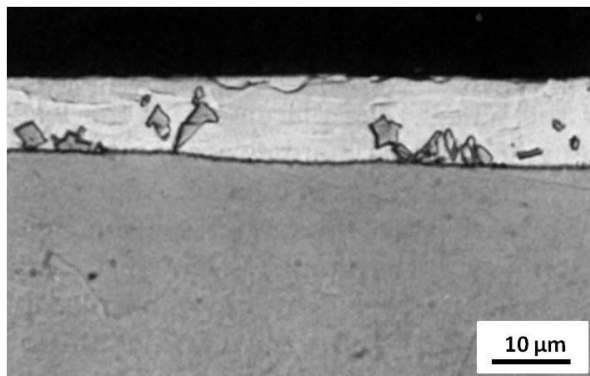


Figura 2.11 - Microestructura de un acero DQSK por inmersión en caliente en un baño de 0.10 wt % Al – Fe [45].

Cuando el contenido de Al se incrementa entre 0.12 y 0.14% de peso la fase ternaria Fe–Al–Zn, comenzará a aparecer junto con la fase zeta (ζ) y la fase delta (δ) [46,47]. En la mayoría de los estudios, no está claro si la fase Zn–Fe nuclea en la parte superior de la fase Fe_2Al_5 o si la nucleación de los cristales de las fases Zn–Fe y Fe_2Al_5 se lleva al mismo tiempo en la interfase de la superficie del acero. Estudios han mostrado la existencia de ambas fases, zeta (ζ) y delta (δ) en la interfase entre la capa inhibidora Fe–Al y el

recubrimiento de Zn líquido con 0.2% de peso de Al [48]. El aumento relativo de las fases zeta (ζ), delta (δ) y Fe_2Al_5 dependen de la reactividad del acero, temperatura del baño y tiempo de inmersión.

Un aumento en el contenido de Al o una disminución de la temperatura del baño incrementa la estabilidad de la capa inhibidora Fe–Al. En baños que contienen un exceso de 0.15% de peso de Al, forman una capa continua de la fase inhibidora Fe–Al tras la inmersión. La capa Fe–Al es ortorrómbica $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ (η) y contiene aproximadamente 23% de peso de Zn. Guttman y coautores [28] encontraron que la capa tiene un espesor total de 250 nm y se compone de dos subcapas. La capa menor que está en contacto con el acero, es una capa muy compacta, casi equiaxial con un diámetro del orden de los 60 nm y cristales empaquetados. Los cristales están arreglados en colonias con una orientación cristalográfica específica. Pueden existir muchas variantes en el área de cualquier grano del sustrato. La relación de orientación entre el sustrato y la capa Fe_2Al_5 es reportada como: [39].

$$(311)_{\text{Fe}_2\text{Al}_5} \parallel (110)_\alpha$$

o

$$(221)_{\text{Fe}_2\text{Al}_5} \parallel (110)_\alpha$$

Tang y Adams [17] encontraron compuestos de $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ que tienen una dirección de crecimiento [100]. Una capa de cristales gruesos en forma de panque de aproximadamente de 300–600 nm de diámetro y aproximadamente de 200 nm de espesor en el recubrimiento, exhibieron orientaciones y morfologías cristalinas aleatorias, lo cual puede ayudar a explicar la cinética de crecimiento en dos etapas, observada por Isobe [41], ver Figura 2.9:

- Durante el periodo de crecimiento inicial (< 1 s), las colonias de capas inferiores crecen hasta encontrarse unas con otras formando una capa

compacta. Esta rápida reacción, controlada por la interfase probablemente exhiba una cinética lineal.

- El segundo periodo de crecimiento (> 2 s) corresponde a la formación de la capa superior de cristales gruesos. Esta cinética más lenta puede reflejar el control por difusión en estado sólido de Fe a través de la capa inferior.

CAPÍTULO 3. PRINCIPIO DEL PROCESO DE SOLDADURA DE RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

La soldadura de resistencia por puntos (RSW por su acrónimo, resistance spot welding) es el proceso más usado para unir componentes en la industria automotriz. Hay entre cuatro y seis mil puntos de soldadura entre el cuerpo y los componentes de un automóvil ordinario [51-53]. Las grandes líneas de fabricación realizan rutinariamente más de dos millones de puntos en un turno [53]. Las operaciones de RSW envuelven la aplicación coordinada de corriente eléctrica, tiempo de soldadura y fuerza de los electrodos [52,54,56]. Además la corriente y la presión debe ser lo suficientemente altas para formar el botón, pero no tanto como para provocar la expulsión de material [54].

Hay dos tipos de resistencia eléctrica presente en el circuito secundario de una maquina soldadora RSW que son, la resistencia del material y las resistencias de cada una de las interfases de contacto en el circuito [54,55]. Todos los materiales tienen algún grado de resistencia al flujo de la corriente. La resistencia ofrecida a la corriente eléctrica es conocida como resistividad, que es la resistencia de un volumen estándar medido a una temperatura conocida, y está en función de la composición química del material [57].

3.1. Soldadura de Resistencia por Puntos

La soldadura por resistencia por puntos es un método para unir dos o más metales traslapados y presionados entre sí por medio de un par de electrodos, por los que circula una corriente eléctrica, causando un calentamiento que funde el área de contacto, formando el botón de soldadura.

De todos los procesos de soldadura utilizados en la industria automotriz, RSW se ha caracterizado por proporcionar rápidos ciclos térmicos; rápidos calentamientos (alrededor de 2000 °C/s), tiempos cortos de sostenimiento del pico de temperatura (pocos milisegundos), seguidos de rápidos enfriamientos. Los ciclos térmicos en RSW son realizados por una generación rápida de calor en la interfase lámina-lámina, debido a su alta resistencia al flujo de la corriente eléctrica, produciendo que la interfase sea la primera en fundirse. En complemento, una vez que la corriente eléctrica ha dejado de circular, los electrodos se mantienen (tiempo de mantenimiento) en contacto en la superficie de las láminas por un periodo de tiempo programado. Durante el tiempo de mantenimiento el material fundido solidifica y los electrodos colaboran en la disipación de calor de la zona soldada. Por lo tanto, un ciclo térmico es realizado en pocos segundos y es caracterizado como una condición que no proporciona un equilibrio de claro dentro del material. Aunque los diagramas de Tiempo Temperatura Transformación (TTT por su acrónimo Time-Temperature-Transformation) y los diagramas de Transformación de Enfriamiento Continuo (CCT por su acrónimo Continuous Cooling Transformation) se utilizan para hacer una interpretación de la transformación de fases dinámica y cinética [61].

3.1.1. Fundamentos de soldadura de resistencia por puntos

El calor necesario para crear la fusión en RSW se genera por la aplicación de una corriente eléctrica a través de las láminas traslapadas como se muestra en la Figura 3.1. La generación de calor en un circuito eléctrico es:

$$Q = I^2 R t \quad \text{Ecuación 3-1}$$

Donde Q es el calor (Watt - Segundos o Joules), I es la corriente (Ampere), R es la resistencia eléctrica (ohm Ω) y t es el tiempo de la corriente (Segundos). Es evidente que la magnitud de la generación de calor puede ser variada por cambios en cualquiera de los tres factores de la ecuación 3-1. Sin embargo, una pequeña modificación de I resulta en un cambio significativo en la generación de calor. La I y el t se pueden variar para ajustar los parámetros de soldadura, mientras que R depende de la resistencia interna de los materiales a soldar. Hay dos tipos de resistencia eléctrica presentes en el circuito secundario de la máquina soldadora RSW. Una es la resistencia interna del material más la resistencia de contacto de las interfases. La resistencia interna está en función de la composición del material y varía con la temperatura, la resistencia real se denomina como la resistencia efectiva y es directamente proporcional a la longitud del conductor y casi inversamente proporcional al área seccional. Por otro lado, la resistencia de contacto es relacionada con la resistividad eléctrica interna del material y sus propiedades mecánicas, tales como, la topografía de contacto superficial, las propiedades del recubrimiento y los contaminantes que puedan estar presentes en la superficie [57-61].

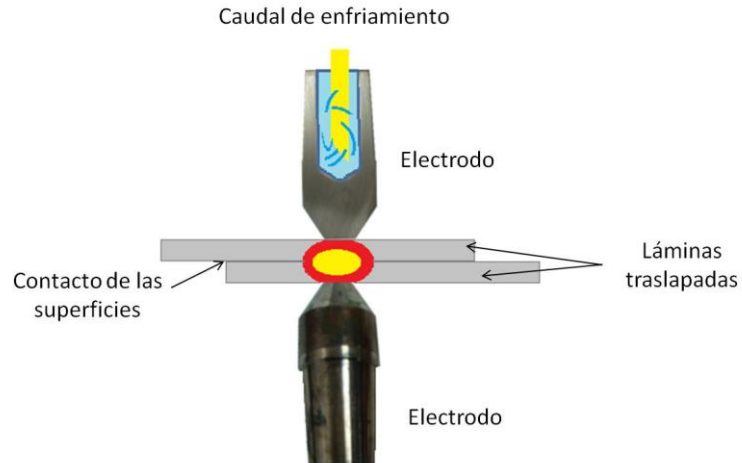


Figura 3.1 - Generación de calor en RSW.

3.1.2. Parámetros de soldadura

Los parámetros de soldadura de resistencia por puntos han sido explorados por muchos años y los resultados han contribuido a la normalización de parámetros recomendados para ciertos espesores de lámina.

Corriente de soldadura.- El ajuste de los parámetros de soldadura para aceros recubiertos ha sido estudiado por varios autores [60]. La presencia del recubrimiento de cinc en las superficies de los aceros disminuye la resistencia de contacto de las interfases de electrodo-lámina, lámina-lámina y lámina-electrodo, requiriendo un mayor aporte de corriente de soldadura para formar satisfactoriamente el botón de soldadura.

Tiempo de soldadura.- El incremento en el tiempo de soldadura puede ser complementario con una disminución de la corriente de soldadura. Es decir, un cambio deseado de temperatura se puede producir por un cambio de corriente o de tiempo de soldadura. Un corto tiempo de soldadura inhibe la reacción química entre el cinc y los electrodos [60]. El tiempo de soldadura no se puede disminuir demasiado, independientemente del incremento de corriente. El efecto de un tiempo demasiado corto y una corriente demasiada

alta, pueden generar un rápido sobrecalentamiento en la interfase causando picaduras y endurecimiento en la superficie [57-61]. El tiempo de soldadura se puede incrementar para permitir que el recubrimiento de cinc fundido se desplace del área de soldadura. Sin embargo, un tiempo de soldadura demasiado largo, puede producir el calentamiento en los electrodos permitiendo un mayor tiempo de difusión del cinc en los electrodos [62]. La programación del tiempo de soldadura normalmente depende del espesor de la lámina a soldar. El rango de tiempo típico para aceros es 10 a 25 ciclos (la duración de un ciclo es 0.016 segundos) [60].

Fuerza de los electrodos.- La fuerza de los electrodos tiene varias funciones: mantener unida las láminas traslapadas, reducir la resistencia de contacto inicial en las interfases, suprimir la expulsión del metal fundido en la unión soldada y consolidar el botón de soldadura [63]. Demasiada fuerza de los electrodos puede causar una severa indentación en el punto de soldadura, sin embargo no siempre es posible reducirla, ya que una fuerza alta remueve más rápido el recubrimiento en el área de soldadura y el tiempo de soldadura se puede reducir.

3.2. Soldabilidad de aceros galvanizados

La mayoría de los aceros recubiertos pueden ser soldados por RSW. Aunque la mayor parte del éxito depende de la composición y el espesor del recubrimiento. El recubrimiento en los aceros es usado para proporcionar resistencia a la corrosión. Sin embargo, la aplicación de soldadura RSW se puede realizar con un procedimiento que asegure una preservación razonable tanto de recubrimiento como de una adecuada calidad de soldadura. Los ajustes para compensar la presencia del recubrimiento se determinan por el efecto del recubrimiento sobre la resistencia de contacto, grado permisible del electrodo, tendencia del recubrimiento en la aleación del metal base de la

lámina en el botón de soldadura, pegué del electrodo, desgaste del electrodo, etc.

El espesor del recubrimiento es la variable más importante que afecta en la soldabilidad de los aceros recubiertos. Debido al gran rango de variedad de espesores en el comercio no es práctico prescribir condiciones de soldadura, excepto de una manera general. En la práctica se ha encontrado que una reducción del espesor mejora los resultados de soldadura RSW en aceros recubiertos que no podían ser soldados exitosamente. En algunos casos es posible rediseñar las partes a soldar para obtener soldaduras fuertes sin perjudicar la resistencia a la corrosión del recubrimiento. Una resistencia de soldadura satisfactoria requiere de la formación del botón de soldadura entre las láminas de acero, las cuales están separadas por dos capas de recubrimiento metálico ver Figura 3.2.

Los espesores de recubrimiento varían ampliamente en el comercio. Por lo cual, una programación óptima de soldadura para una aplicación en particular debe ser determinada experimentalmente. Se requiere mayor corriente de soldadura, mayor fuerza y menor tiempo de soldadura en la programación de soldadura en aceros recubiertos que en aceros desnudos. Una fuerza alta y un buen contacto de los electrodos tienden a proteger la superficie del recubrimiento sobre el punto de soldadura. Sin embargo es extremadamente difícil evitar la expulsión del zinc alrededor de la periferia de la cara de contacto de los electrodos [60].

3.2.1. Formación del botón

La baja resistencia eléctrica y el bajo punto de fusión del recubrimiento sobre el acero, crean un sistema de resistencia eléctrica de seis líneas en lugar de dos. La Figura 3.2 muestra el esquema de las resistencias eléctricas para una soldadura de resistencia por puntos en aceros galvanizados y en aceros

desnudo. El proceso de formación del botón de soldadura en los aceros galvanizados cambia, además que genera un efecto adverso en el mecanismo de deterioro de los electrodos. Al producirse el calentamiento el galvanizado se funde primero en cada una de las interfases reduciendo e igualando la resistencia de contacto en comparación con un acero desnudo, ver Figura 3.3. El cinc fundido es empujado a la periferia del área de contacto de la interfase lámina-lámina, formando un anillo, el cual desvía la corriente de soldadura, reduciendo aún más la resistencia del circuito. Este efecto no se observa con la misma magnitud en la interfase electrodo-lámina, debido a la baja temperatura en la interfase y a la geometría de la cara de contacto del electrodo.

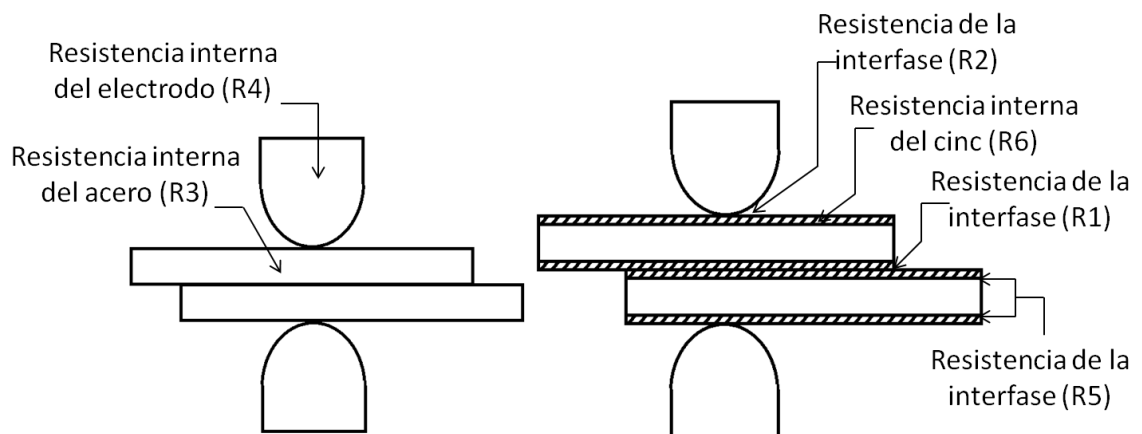


Figura 3.2 - Esquema de resistencias eléctricas en RSW en aceros desnudos y galvanizados [62].

También el cambio de resistencia afecta la formación del botón de soldadura. Estudios han demostrado que el botón de soldadura en aceros revestidos puede desarrollarse como un crecimiento de anillo hasta llegar a una forma esferoidal completa, solo si se aplica el calor necesario. Las Figuras 3.4 y 3.5, muestran la formación de los anillos. Si la temperatura suministrada para

fundir completamente la zona de fusión no es suficiente, se podrían tener defectos internos en el botón de soldadura [62].

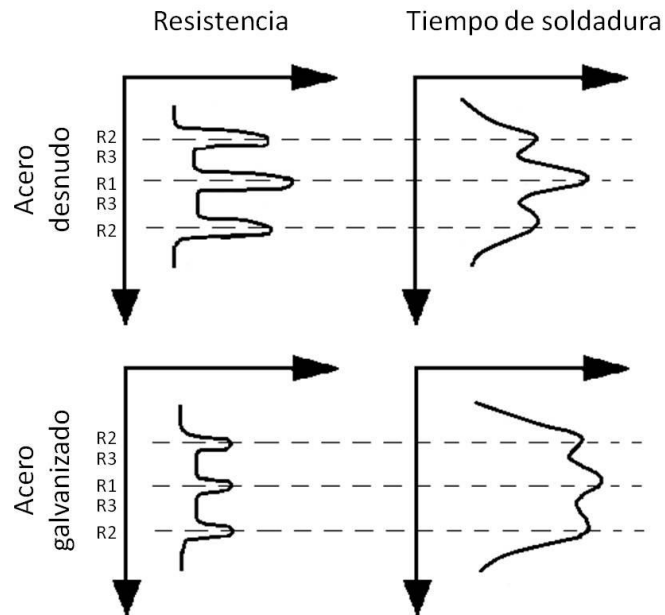


Figura 3.3 - Resistencia y perfil de temperatura para un acero galvanizado y un acero desnudo [62].

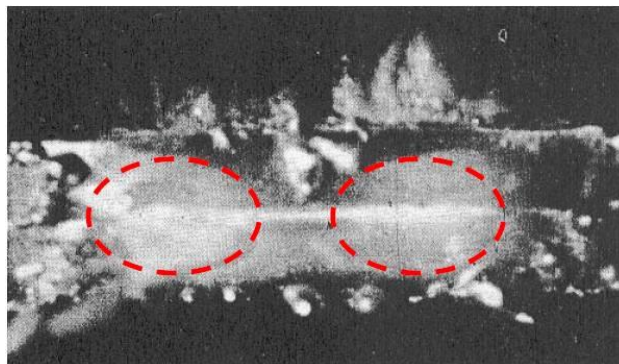


Figura 3.4 - Foto del proceso de formación de anillos en un acero HDG. Las áreas marcadas representan el inicio de fusión [64].

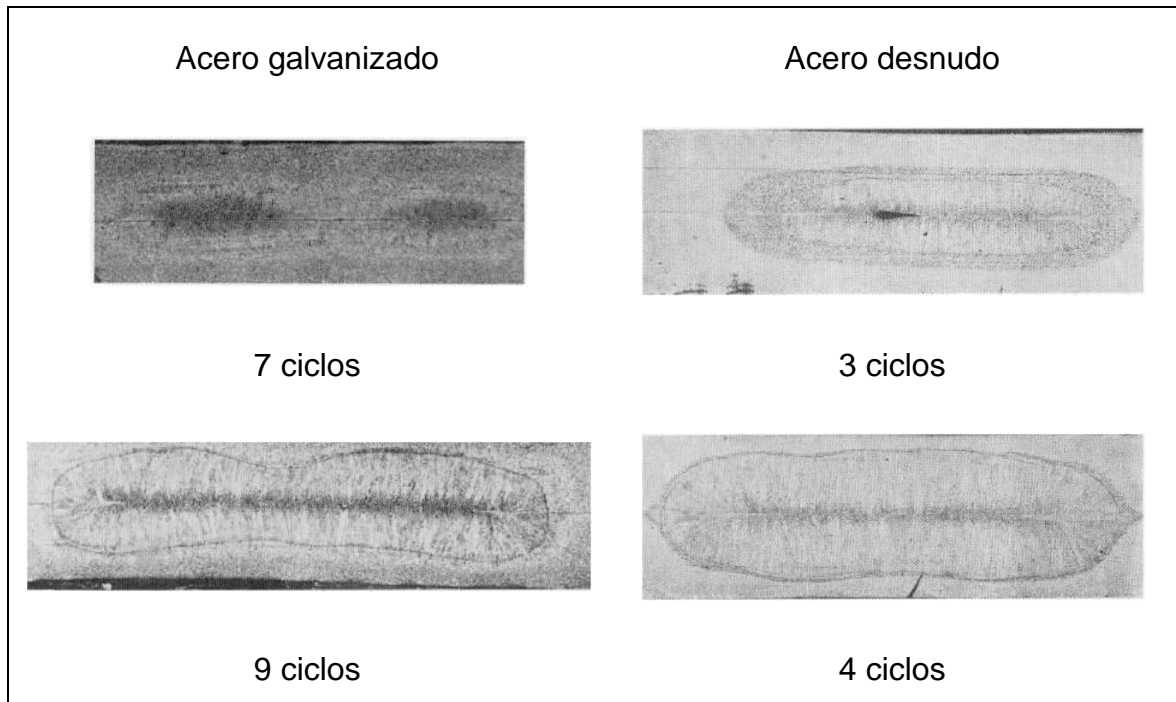


Figura 3.5 - Sección transversal de puntos de soldadura [64].

La curva de resistencia dinámica mostrada en la Figura 3.6 describe el comportamiento resistivo de las 8 resistencias que se encuentran relacionadas en el proceso de soldadura RSW.

Región 1. La caída inicial en la resistencia se debe a la ruptura de las películas aislantes y el colapso de asperezas. Esto puede ocurrir antes de que la corriente eléctrica circule. Con un incremento de presión estas asperezas se aplanan y serán más los puntos de contacto actuales, pero todavía serán solamente una área de contacto aparente. Una vez que la corriente eléctrica comienza a circular, la región de los puntos de contacto se calientan y se ablandan, esto permitirá que otras asperezas comiencen a tocarse y a calentarse. Este proceso continua hasta que el área de contacto aparente sea lo suficientemente blanda y todas las asperezas estén en contacto. Este fenómeno es mucho más rápido en aceros galvanizados debido a lo suave y baja temperatura de fusión del cinc.

Región 2. La pequeña elevación en la resistencia eléctrica que dura solo el primero y segundo ciclo es debida principalmente al calentamiento interno, no a la fusión del cinc en la interfase electrodo-lámina, también ocurre el calentamiento interno del substrato.

Región 3. La caída de la resistencia dinámica y el valle siguiente que forman el resto de la primera joroba, es debido a que el cinc se encuentra completamente fundido en ambas interfases. El cinc que ahora se encuentra fundido disminuye la resistencia de contacto, debido al contacto eléctrico que se produce con el metal fundido. La disminución de la resistencia causada por el cinc fundido mantiene la resistencia total de un aumento debido al calentamiento interno del acero, sin embargo esto solo dura uno o dos ciclos. El cinc fundido comienza a ser empujado a través de los electrodos formando un aro. El nuevo contacto con el acero incrementara continuamente y la temperatura aumentando la resistencia.

Región 4. El incremento de temperatura interna del acero anulara la disminución de resistencia de contacto causado por el cinc fundido. Esto resultará en un aumento lineal en la resistencia dinámica. El acero comienza a fundirse, aunque todavía hay algo de cinc en la interfase de contacto electrodo-lámina.

Región 5. Después de aproximadamente 6 ciclos, la mayor parte del cinc ha sido desplazado y un sello mecánico comienza a desarrollarse en la periferia del área de contacto del electrodo. La formación del sello aumenta el tamaño del aro, creando un incremento en el área de flujo de corriente, el cual disminuye la resistencia total en la interfase electrodo-lámina. El aro es un excelente conductor y ayuda a disminuir la resistencia total. El desplazamiento de cinc fuera de la interfase electrodo-lámina reduce el espesor de la lámina galvanizada.

Región 6. Está sección con un incremento en la curva de resistencia es debida al incremento de resistencia, producido por el calentamiento de la

interfase lámina-lámina y al calentamiento interno de las láminas. El botón de soldadura comienza a formarse cerca del final de esta región.

Región 7. Cuando una cantidad esencial de la lámina alcanza la temperatura de ablandamiento o de fusión, la pendiente de la curva de resistencia dinámica disminuirá y la resistencia alcanzará un máximo después se desplomará. Esto es debido al colapso de la interfase electrodo-lámina y el ablandamiento del material alrededor de la indentación causada por los electrodos

Región 8. Si el material es expulsado de la zona de fusión, la resistencia dinámica disminuirá bruscamente. Esto es debido a la pérdida de espesor del material y a una indentación extrema [65]

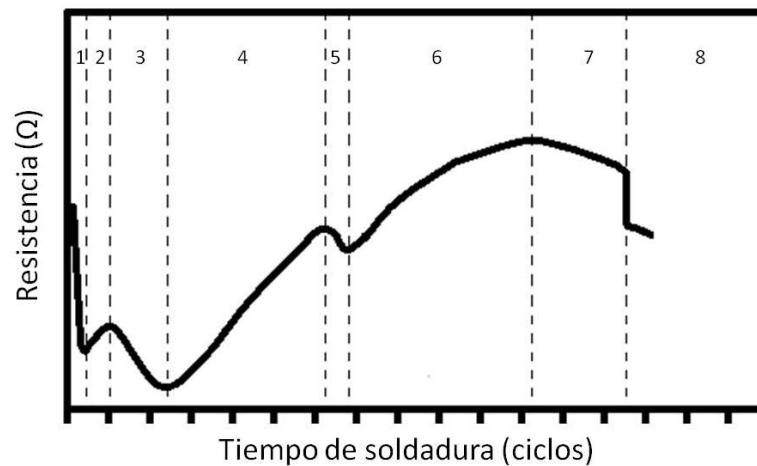


Figura 3.6 - Etapas de la curva dinámica de resistencia eléctrica [65].

3.3. Solidificación en el proceso de soldadura de resistencia por punto

Las propiedades mecánicas de láminas de acero son de gran importancia en el comportamiento de un miembro estructural. Estas dependen principalmente, de la composición química, los procesos de laminado y el tratamiento térmico a que es sometido. Sin embargo, estas propiedades, no son tan óptimas cuando se hace una unión por el proceso RSW.

La solidificación de un botón de soldadura es parecido a la colada de un metal. Esto consiste en dos pasos, nucleación y crecimiento. El proceso de cristalización es controlado por la disipación de calor a través de los electrodos y del metal base. La composición de la aleación influye decisivamente en el tipo, tamaño y orientación del cristal. Durante la solidificación del botón de soldadura, surgen cambios en la aleación que tiene lugar en los cristales, que precipitarán.

En un rápido enfriamiento en el proceso de RSW, la velocidad de difusión de los cristales no es suficiente para lograr un equilibrio en la distribución de la composición, produciendo microsegregaciones dentro de los cristales formados.

Dependiendo de la programación de RSW, se pueden formar varias estructuras en el botón de soldadura. El escenario ideal, es cuando ocurre la solidificación de manera uniforme en todos los alrededores del sólido.

3.3.1. Microestructura del punto de soldadura

La microestructura producida en el punto de soldadura es diferente a la del metal base, que era la característica clave que determinaba la resistencia y formabilidad del metal. La microestructura original es destruida y tres regiones se pueden identificar en el punto de soldadura, ver Figura 3.7:

- metal base sin afectar
- zona afectada térmicamente (Figura 3.7 de la imagen 1 a la 4)

- zona de fusión (Figura 3.7 de la imagen 5 a la 7) [66,67]

La zona de fusión consiste del material que ha sido fundido durante la soldadura y solidificado después de la soldadura, posteriormente sigue la transformación de fases. Dependiendo de la composición química del material, puede seguir dos trayectorias:

- Líquido, ferrita delta (δ), austenita (γ), martensita (α') y bainita
- Líquido, austenita (γ), martensita (α') y bainita [66].

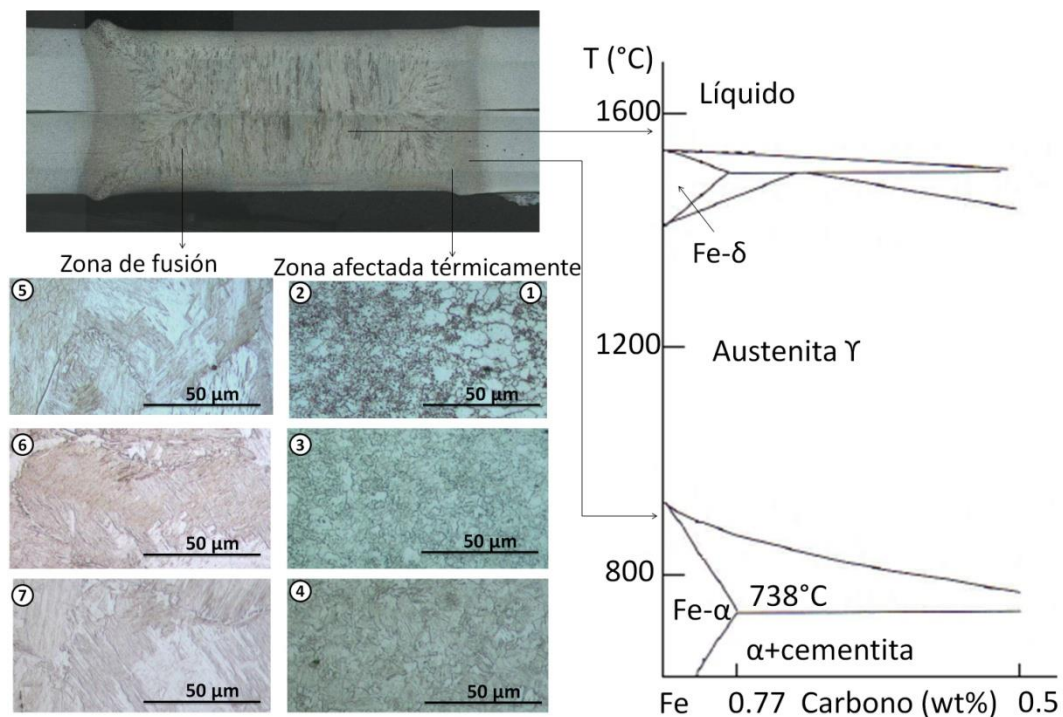


Figura 3.7 - Relación de la estructura de soldadura del acero HSLA galvanizado 1.7 mm con el diagrama Fe-C.

La composición microestructural del botón de soldadura puede ser martensita, bainita o una mezcla de ambas, esto depende de la composición química del metal base y la velocidad de enfriamiento. A menores niveles de

aleación y bajas velocidades de enfriamiento, la microestructura resultante será en su mayoría bainita. Al incrementar los niveles de aleación (con carbono siendo el principal elemento de aleación), la microestructura resultante será en su mayoría martensita. En general, debido a las altas velocidades de enfriamiento durante la soldadura de resistencia por punto y el incremento de nivel de carbono, la unión será martensita [66].

Aparte de la composición microestructural del botón de soldadura, un importante efecto de la soldadura es el tamaño y orientación de los granos, que es determinado principalmente por la trayectoria de solidificación y el gradiente de temperatura durante el enfriamiento [67].

La zona afectada térmicamente (ZAT) consiste en el material que no ha sido fundido pero que alcanza temperaturas cercanas o por arriba de la austenización [69].

Los límites de granos parcialmente fundidos de la zona afectada térmicamente ZAT, pueden servir como núcleo para el crecimiento de granos sólidos. La ZAT puede ser dividido en tres zonas desde el punto de vista metalúrgico: supercrítico, intercrítico, y subcrítico.

Región supercrítica puede ser dividida en dos partes: región de crecimiento de grano y región de refinamiento de grano.

Región intercrítica: experimenta una transformación parcial de fase, el pico de temperatura es menor que en la región supercrítica. Nuevas fases que no existen en el metal base pueden formarse en esta región, entonces la transformación depende de la duración del metal expuesto al pico de temperatura y a la velocidad de enfriamiento.

Región subcrítica: normalmente no sufre modificaciones microestructurales observables, como el rango de temperatura es generalmente bajo, es muy difícil distinguir esta región del metal base. En algunos casos pueden aparecer precipitados muy finos.

3.3.2. Velocidad de enfriamiento en el proceso soldadura de resistencia por puntos

Los electrodos utilizados en el proceso de RSW, dan como resultado una alta velocidad de enfriamiento, que a menudo exceden la velocidad crítica de enfriamiento, produciendo la formación de martensita. El tiempo de enfriamiento de 800 °C a 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) es reconocido como un buen indicador de la descomposición de la austenita. Por ejemplo, la máxima velocidad de enfriamiento, en la soldadura de resistencia por puntos con frecuencia excede la velocidad crítica de enfriamiento del material [70].

Los diagramas de transformación tiempo temperatura (TTT) son una importante herramienta para entender la microestructura que puede ocurrir en un enfriamiento. Estos diagramas, muestran como transforman los metales con el tiempo a una temperatura dada. La Figura 3.8, muestra un diagrama TTT para un acero eutectoide. Un diagrama TTT típico de un acero de bajo contenido de carbono muestra el comienzo y la formación completa de ferrita, perlita, bainita y martensita. La transformación de la martensita no es por difusión, el inicio de esta transformación es representada por una línea horizontal designada Ms (inicio). Las otras dos líneas horizontales en la Figura 3.8, indica el porcentaje de transformación de austenita a martensita. Los elementos de aleación son comúnmente añadidos para el control de producción de fases y tienen un efecto significativo sobre las curvas de temperatura "C".

Los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT) son más representativos que los diagramas TTT. Como el enfriamiento en un punto de soldadura RSW está lejos de la isoterma; por eso los diagramas CCT son más aplicables para el entendimiento microestructural de un punto de soldadura. Los diagramas CCT son similares a los diagramas TTT, excepto que en los diagramas CCT la transformación ocurre sobre un rango de temperatura.

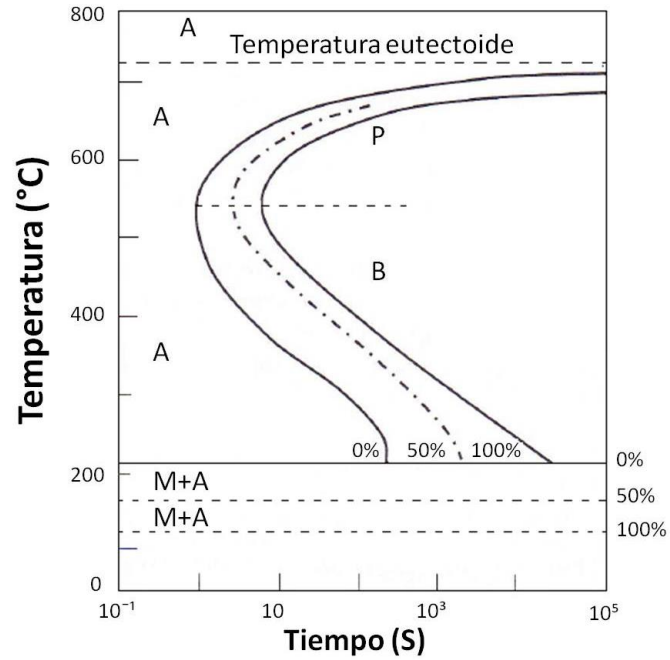


Figura 3.8 - Diagrama TTT para una aleación hierro-carbono con una composición eutectoide: A= austenita, B= bainita, M= martensita, P= Perlita [67].

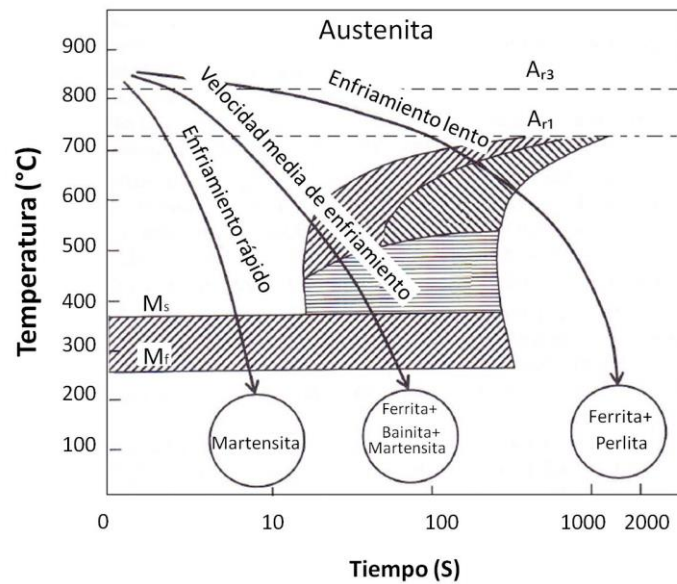


Figura 3.9 - Diagrama CCT típico de un acero de bajo carbono: A= austenita; F= Ferrita, P= perlita, B= bainita, M= martensita [67].

En un enfriamiento continuo la bainita raramente se forma y solo en pequeñas cantidades como la ruta de enfriamiento rara vez pasa a través de la transformación de austenita → bainita sin tocar la región austenita → ferrita o la primera región austenita → perlita. Un diagrama típico CCT de un acero de bajo contenido de carbono, se muestra en la Figura 3.9. Un enfriamiento continuo con una baja velocidad resulta en una mezcla de ferrita y perlita; un enfriamiento intermedio tiende a producir una mezcla de ferrita, perlita y martensita, y un enfriamiento rápido (por arriba de la velocidad crítica) crea una estructura martensítica [67].

3.4. Desgaste de los electrodos

Los recubrimientos de cinc sobre la superficie de los aceros no solo presentan un obstáculo en la soldabilidad, sino que acelera el desgaste de los electrodos. Las aleaciones de cobre de los electrodos, sufren difusión de cinc. El cambio en la resistencia de contacto causa una mayor generación de calor en las interfase electrodo-lámina, ver Figura 3.3 [82]. El incremento de calor en estas interfases afecta la vida de los electrodos de dos maneras:

1.- La alta temperatura vaporiza el cinc que está en contacto con el electrodo, produciendo una difusión del cinc con el cobre formando fases [90].

2.- La elevada temperatura también causa un ablandamiento que acelera la deformación plástica en la cara del electrodo. Estos mecanismos incrementan el área de la cara del electrodo, causando una disminución en la densidad de la corriente, hasta que el electrodo ya no es capaz de producir un botón de soldadura satisfactorio.

3.4.1. Formación de aleación

El cinc interactúa y forma una aleación en las interfases electrodo-láminas que ha sido el tema de varios estudios [84-89]. Babu y coautores [90], mostraron que el cinc en estado líquido penetra 500 veces más rápido que cuando se encuentra en estado sólido. Esta interacción ocasiona un cambio en las propiedades del material. La formación de latón en la cara del electrodo reduce su dureza y su temperatura de fusión. La Figura 3.10, muestra el diagrama de fase binario de un sistema cobre-cinc. Conforme el contenido de cinc aumenta aproximadamente 33.6 % de peso, la fase α FCC se convierte a latón β BCC (CuZn). La temperatura de fusión del latón β es alrededor de 900°C. El latón γ (Cu₅Zn₈) comienza a formarse con contenidos de cinc de 50.6% de peso.

Satio [85] y Morita [91] identificaron dos líneas distintas de aleación en la superficie de los electrodos. Latón γ , que aparece agrietado debido a su dureza relativamente alta, latón β y del cobre. Parker y coautores [87] encontraron estas mismas capas después de realizar 10 puntos de soldaduras. Capas subsecuentes de latón ϵ y óxido de cinc fueron vistas por Tanaka y coautores [86]. Las capas formadas en la superficie del electrodo no fueron uniformes. El perfil no uniforme de la superficie y las ligeras desalineaciones de los electrodos dirigen una distribución de corriente no uniforme a través de la superficie de los electrodos. Esto causo la formación de estas capas de aleación con diferentes espesores sobre la superficie del electrodo.

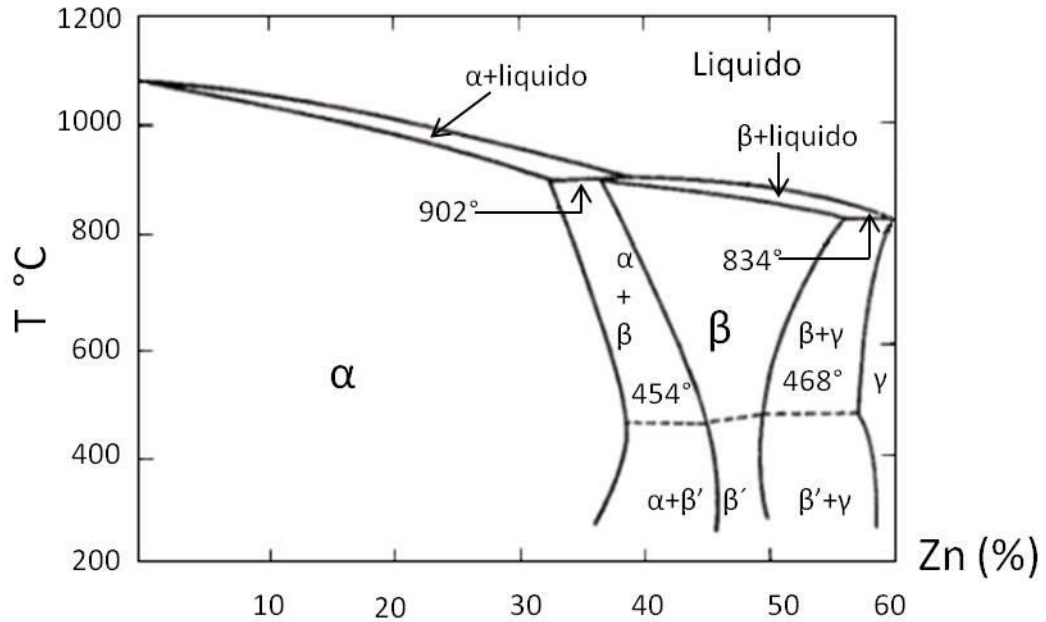


Figura 3.10 - Diagrama de fase binario Cobre – Zinc [90].

3.4.2. Mecanismos de desgaste

Gould y coautores [92] realizaron un resumen del mecanismo básico de desgaste en los electrodos cuando se sueldan aceros recubiertos. La adhesión de cinc en la superficie del electrodo a partir de los primeros puntos de soldadura es presentado como un deposito que facilita la difusión. La unión ocasional del electrodo y la lámina ocurre cuando el zinc o las capas de latón forman una soldadura (soldado con latón) en la interfase. La retracción del electrodo después de la soldadura causa la eliminación de cobre y sus aleaciones. Esta pérdida de masa del electrodo produce una reducción en su longitud el cual se refleja en un aumento geométrico. Como la periferia de los electrodos experimentan una concentración de fuerza y corriente, tiende a desgastarse más rápido que el centro de la cara del electrodo. La fusión y vaporización del cinc puede producir un destello en la interfase electrodo-lámina. La refrigeración de los electrodos proporciona una solidificación muy efectiva y una superficie de condensación para el cinc. El mecanismo de fusión

y expulsión del cinc de la superficie de la lámina, el cinc y aleaciones de latón se pueden encontrar alrededor de la periferia del electrodo, incrementando la masa del electrodo.

Holliday y coautores [93] resumieron el proceso que contribuye al desgaste de los electrodos, cuando se sueldan aceros recubiertos por cinc:

- La recristalización de la superficie del electrodo resulta en su reblandecimiento.
- Crecimiento de la cara del electrodo o formación de hongo.
- Aleación entre el cinc del recubrimiento y el electrodo.
- Picaduras en la superficie del electrodo.

Holliday y coautores [93] encontraron que la reducción de la longitud, debido a la transferencia de material, contribuye aproximadamente en un 50 % en el incremento de la cara del electrodo. Aunque esta porción de contribución depende de la geometría del electrodo y del tipo de acero recubierto.

Saito [85] realizó ensayos de soldadura en aceros termogalvanizados, usando electrodos cónicos. El desgaste de las puntas de los electrodos, presentaron un patrón convexo irregular y aunque el desgaste parecía ser más rápido, el diámetro de la puntas se mantuvieron constantes, por lo tanto la vida útil de los electrodos se extendió. Si el desgaste de los electrodos presentara un patrón cóncavo, como en el caso de los aceros galvanizados o termogalvanizados, la vida de la punta del electrodo sería menor, ver Figura 3.11 [85].

La grietas axiales y longitudinales en la capa superficial en la interfase de la aleación del electrodo, produce su rompimiento y queda depositado en el acero. Este pegue del electrodo con la superficie de la lámina causa erosión y picadura, provocando una reducción en longitud del electrodo [84,93,94]. Con una continua erosión, la cara de contacto del electrodo crece debido a su

geometría. El crecimiento en la cara de contacto del electrodo, originado por la reducción de su longitud depende de su geometría.

El proceso de deformación causa que la cara de contacto se agrande por el flujo del material hacia la periferia de contacto. La deformación también está asociada con la pérdida de longitud que contribuye al crecimiento de la cara de contacto. La alta temperatura alcanzada por los electrodos produce un ablandamiento que acelera el proceso de deformación [89]. El flujo plástico del material no aleado hacia la periferia de la cara de contacto, causara la formación de alas (forma de hongo) y por lo tanto un aumento en la cara de contacto. La Figura 3.12, presenta la deformación de un electrodo cónico [95]. La acumulación de producto aleado y cinc en la periferia aumenta el diámetro de la cara de contacto del electrodo. La velocidad de enfriamiento en los electrodos, puede tener un gran efecto sobre el comportamiento de ablandamiento durante las condiciones de soldadura. El grado de ablandamiento también se puede medir sobre la sección transversal del electrodo. El uso de electrodos con forma de domo, han mostrado una reducción de grado de deformación de hongo.

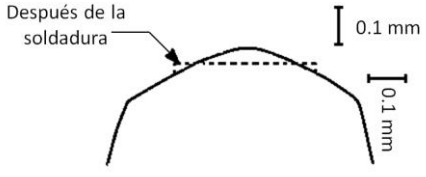
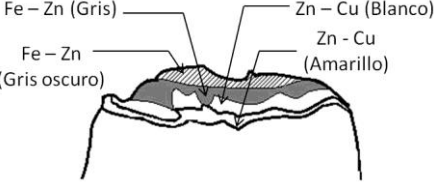


Acero	Electrodo(Número de puntos de soldadura)	Cara del electrodo: Domo (6 mm diámetro, 400 mm de radio)
	<p style="text-align: center;">Cr – Cu</p> <p style="text-align: center;">Antes de soldar</p>	 <p style="text-align: center;">Después de la soldadura</p>
<p style="text-align: center;">Acero Galvanealed</p> <p style="text-align: center;">(N ≥ 6,000 puntos de soldadura)</p>	<p style="text-align: center;">Cr – Cu</p> <p style="text-align: center;">(6,000 Puntos de soldadura)</p>	 <p style="text-align: center;">Fe – Zn (Gris) Fe – Zn (Gris oscuro) Zn – Cu (Blanco) Zn – Cu (Amarillo)</p>
<p style="text-align: center;">Zinc alloy electroplated</p> <p style="text-align: center;">(N = 1,500 puntos de soldadura)</p>	<p style="text-align: center;">Cr – Cu</p> <p style="text-align: center;">(6,000 Puntos de soldadura)</p>	
<p style="text-align: center;">Zinc alloy electroplated</p> <p style="text-align: center;">(N = 4,000 puntos de soldadura)</p>	<p style="text-align: center;">Cr – Cu / Cu puro</p> <p style="text-align: center;">(6,000 Puntos de soldadura)</p>	

Figura 3.11 - Forma de la punta del electrodo después de varios puntos de soldadura consecutivos [85].

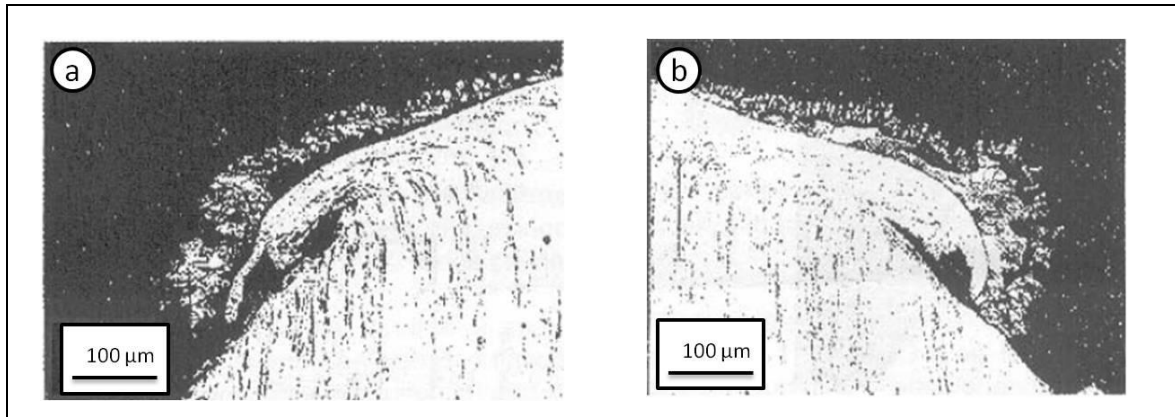


Figura 3.12 - Sección transversal de electrodos. a) 1000 puntos de soldadura y b) 2000 puntos de soldadura sobre un acero galvanizado [95].

3.5. Efecto de la composición química del acero

Un aumento de carbono y de algún otro de los elementos aleantes incrementará la susceptibilidad de amplias variación en la microestructura y en las propiedades mecánicas de acuerdo al tiempo de enfriamiento. Un rápido y drástico temple produce la formación de una microestructura dura y frágil.

Carbono.- Es el más potente de los elementos endurecedores del acero, sin embargo no presenta ningún efecto en la RSW si su contenido es menor al 0.20% de peso. Un incremento en el contenido de C reduce significativamente la resistencia al clivaje en la ZAT, además de promover la formación de productos de transformación de bajas temperaturas como la martensita y bainita.

Manganeso.- También incrementa la dureza y la resistencia a la tensión. A valores arriba de 0.60% de peso y combinado con alto C, incrementa la tendencia al agrietamiento de la soldadura. Mientras que a niveles menores a 0.30% de peso, puede incrementar su susceptibilidad a la porosidad y agrietamientos internos.

Azufre.- Debe mantenerse en un rango de 0.035% y 0.05% de peso, ya que arriba de este valor promueve la formación de grietas en la soldadura y en la ZAT.

Silicio.- Incrementa la susceptibilidad al agrietamiento de la zona soldada, especialmente cuando se combina con un incremento en el contenido de C.

Fósforo.- Es considerado una impureza, no tiene ningún efecto positivo en la soldadura y debe mantenerse tan bajo como sea posible, en cantidades arriba del 0.04% de peso, tiende a producir botones frágiles, causar fractura y reducir la resistencia a la fatiga y al impacto de la unión.

Titanio.- Reduce el diámetro máximo del botón de soldadura, así como la resistencia a la tensión y el intervalo de resistencia de corriente de soldadura aceptable. Se recomienda que el contenido de Ti no exceda el 0.18% de peso y que se utilice una fuerza mayor a la recomendada, así como electrodos de un mayor diámetro.

Nitrógeno.- Promueve la fractura en la interfase del botón de soldadura de una manera más severa en aceros laminados en frío. Esta sensibilidad puede ser reducida disminuyendo el contenido de N libre con Al durante el recocido.

Oxígeno.- Un alto nivel de O promueve la falla en la interfase del botón de soldadura, ya sea por agrietamiento en caliente de la línea central del botón o a través de un mecanismo de fragilización de la soldadura.

Hidrógeno.- Proveniente de los aceites superficiales, se ha identificado que asiste a las fallas en las soldaduras al difundirse en el área de soldadura.

Probablemente el elemento que más afecta la soldabilidad es el C, y es que en calibres automotrices la dureza se incrementa rápidamente con pequeños incrementos en el contenido de C ocasionando fractura en la

interfase y deterioro del botón de soldadura. Para obtener un buen desempeño en los puntos de soldadura se ha sugerido que el contenido de C debe mantenerse por debajo de $0.01\% + 0.011t$, donde t es el espesor de la lámina en milímetros, es por esta razón que los aceros bajo carbono tienen buena soldabilidad por RSW [57].

3.5.1. Relevancia del carbono equivalente

El valor de carbono equivalente (CE) predice que tan susceptible es un material a presentar agrietamiento en frío en la ZAT después de que es soldado. La susceptibilidad al agrietamiento en frío es directamente proporcional a la cantidad de martensita en la ZAT. Los elementos aleantes pueden ayudar en la formación de martensita. El CE proporciona un índice de medida de los efectos que tienen los elementos aleantes en la formación de martensita.

En la literatura existe una gran variedad de ecuaciones para calcular el CE [71-74,76]. Cada una tiene en cuenta numerosos elementos de aleación, en los que se incluyen elementos estabilizadores de ferrita y austenita. Las ecuaciones disponibles son: CE (IIW) y P_{cm} desarrollada por Ito y coautores [76], la cual es expresada en la ecuación 3-2 y 3-3 respectivamente.

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad \text{Ecuación 3-2}$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Ecuación 3-3}$$

Estudios han mostrado que es más apropiado utilizar la ecuación CE (IIW) [75], para aceros de alto contenido de carbono 0.16%. Y la ecuación P_{cm} [76], para aceros de bajo contenido de carbono y baja aleación.

Yurioka y coautores [79] realizaron diversos métodos de prueba para determinar la temperatura de precalentamiento necesaria para evitar la

formación de agrietamiento en frío durante la soldadura. En particular, Stout realizó ensayos de soldadura en 20 diferentes aceros, proponiendo la siguiente ecuación.

$$CE_Y = C + A(C) \cdot \left\{ 5B + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} \right\} \quad \text{Ecuación 3-4}$$

Donde CE_Y es carbono equivalente Yurika y $A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh\{20(0.12)\}$. La ecuación 3-4 contiene un factor de arreglo $A(C)$ que se aproxima a 0.5 cuando el carbono está por debajo de 0.08 % y un incremento a 1 cuando el contenido de carbono es de 0.18 %. La ecuación CE_Y se aplica en aceros con rango de contenido de carbono de 0.02 y 0.2 [79].

3.6. Estándares de calificación y certificación

Los estándares de calificación y certificación son utilizados por empresas automotrices para calificar a sus proveedores de materiales, cada compañía tiene sus propias especificaciones para materiales recubiertos y no recubiertos.

En general los parámetros propios de la prueba, así como el tipo de probeta, las pruebas y los criterios de evaluación y aceptación utilizados varían para los diferentes aceros y materiales de acuerdo a los criterios propios de cada compañía. Sin embargo, el principal método de evaluación utilizado por cada compañía automotriz es una prueba de desbotonamiento que aparta a las dos láminas soldadas de forma mecánica exponiendo así el botón de soldadura. Además se utilizan otros métodos de evaluación suplementarios que incluye metalografías, perfil de dureza, ensayos de tensión, de impacto y fatiga, etc.

Para que un material pueda ser certificado en algunos de estos estándares deberá cumplir con los siguientes requisitos:

Producir un tamaño de botón de soldadura aceptable a todas las corrientes de soldadura dentro de un intervalo de corriente específico.

Este intervalo de corriente deberá estar centrado en un nivel de corriente nominal.

En el ensayo de desbotonamiento, los puntos de soldadura no deberán exhibir ninguna fractura a través de la interfase a lo largo del centro del botón.

El material no deberá promover un desgaste excesivo de los electrodos durante una extensa campaña de soldadura.

Los botones deberán tener las propiedades mecánicas adecuadas para su servicio [81].

CAPÍTULO 4. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para cumplir con los objetivos del presente estudio se desarrolló un procedimiento experimental en cumplimiento con las técnicas de investigación actuales reportadas en la literatura, los procedimientos y las normas competentes [96-99], además de las necesidades particulares de esta investigación, Donde los materiales a trabajar corresponden a dos láminas de aceros galvanizados de alta resistencia baja aleación y una lámina de acero galvanizado libre de intersticiales, con espesores de 1.72, 3.02 y 2.46 mm respectivamente.

Para comenzar se realizó la caracterización del metal base y su recubrimiento buscando información acerca de las propiedades mecánicas de los materiales, que es la base para determinar los rangos de corriente de soldadura, número de pulsos de soldadura y el tiempo de mantenimiento, del proceso de soldadura de resistencia por punto.

Posteriormente, se seleccionaron los parámetros del proceso de soldadura, que cumplieran con los criterios del tamaño mínimo del botón de soldadura, no expulsión de material fundido a través de las interfase electrodo-lámina y lámina-lámina, y del pegue del electrodo con la lámina. Requeridos por la industria automotriz.

Por último se realizó la prueba de calidad de soldabilidad, que consiste en hacer 1000 puntos de soldadura sin cambiar los electrodos, con la finalidad de evaluar el comportamiento mecánico de los puntos de soldadura, conforme el par de electrodos se desgastan.

4.1. Preparación del material

Para las pruebas de soldabilidad, caracterización del material y caracterización del recubrimiento, el material se cortó de acuerdo a los requerimientos de la Figura 4.1. Se elimina los bordes de las láminas, que presentan un mayor contenido de cinc; se cortan a 25.4 mm de los bordes, como se muestra en la Figura 4.1. Los cortes se marcan perpendicularmente a la dirección de laminado, cruzando todo el ancho de cada corte.

Para el ajuste de corriente y los ensayos de calidad de soldabilidad, se requieren cupones. La Figura 4.2, muestra las dimensiones del cupón. Los residuos de aceite sobre la superficie de la lámina no se remueven antes de los ensayos de soldadura de resistencia por puntos. Pero un exceso de aceite de laminadora se debe limpiar ligeramente con una toalla seca [97].

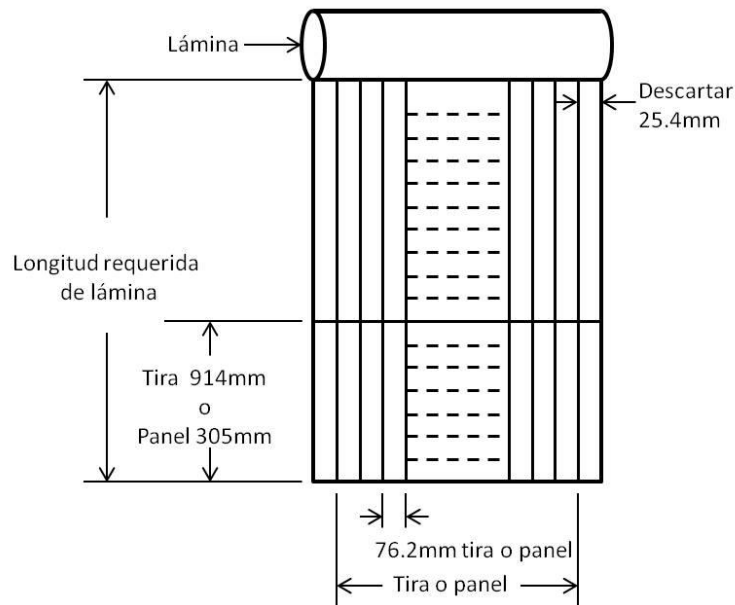
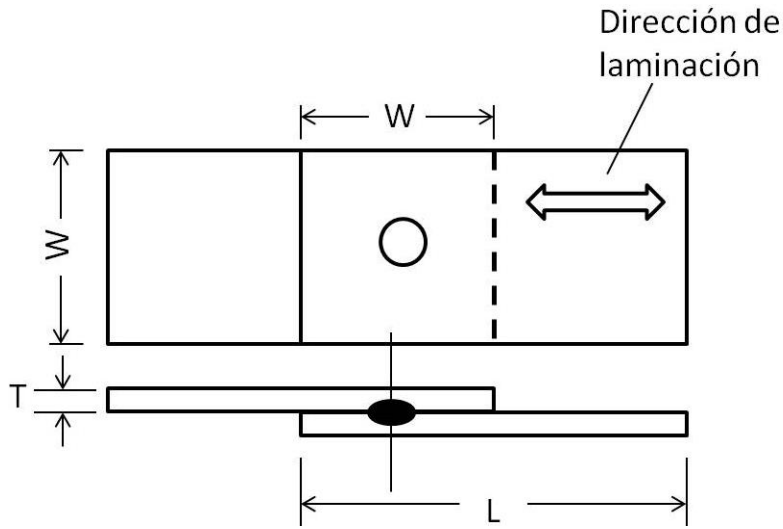


Figura 4.1 - Instrucciones de corte de los paneles y de las tiras a lo ancho de lámina [97].



T	W	L
Espesor de lámina (mm)	Ancho (mm)	Longitud (mm)
0.74	16	76
0.76 a 1.46	25	102
1.50 a 2.92	38	127
2.92 a 4.83	51	152
4.85	76	203

Figura 4.2 - Tamaño de cupón de ensayo de tensión [97].

Nota: los cupones metalográficos pueden ser cortados al mismo tamaño que los cupones de ensayo de tensión, si se decide.

4.2. Caracterización de los aceros

La caracterización de los aceros galvanizados se efectuó mediante el uso de diversas técnicas, con el fin de tener un mayor conocimiento microestructural y comportamiento mecánico.

Para la caracterización de las láminas, se realizaron análisis ópticos y químicos del metal base, además de los ensayos de tensión y microdureza Vickers.

4.2.1. Medición de espesor

Para determinar los rangos de corriente de soldadura, se realizaron las mediciones de espesores de paneles o tiras, en los aceros bajo estudio. Las mediciones se efectuaron en diez diferentes tiras y se registraron los datos de las mediciones en la Tabla 5.1.

Con el fin de realizar el procedimiento de ajuste de corriente, según la norma Chrysler LP-461K-170 [97]. Se realizaron diez mediciones, seleccionando el espesor máximo y mínimo, posteriormente se calculó y registró el promedio, se redondeó a la centésima más cercana, por el método de redondeo del ASTM estándar E 29 [101]. También se registró el espesor del acero declarado por el fabricante.

4.2.2. Análisis químico cuantitativo mediante espectrometría de chispa

Con el propósito de conocer la composición química del acero y calcular el carbono equivalente, se realizó un análisis químico del acero por espectrometría, conforme a la norma ASTM EA415-99a [102], utilizando un espectrómetro de la marca Spectrolab modelo M5 (análisis por chispa).

De acuerdo con la norma de soldadura de resistencia por puntos en componentes automotrices, el carbono equivalente máximo aprobado es 0.30%. El carbono equivalente se calculó por la siguiente fórmula [99]:

$$C.E = \%C + \%Mn/6.$$

Ecuación 4.1

4.2.3. Microscopía óptica

El análisis del metal base por medio de microscopía óptica se realizó con la finalidad de conocer el efecto de la microestructura del acero y su limpieza, en la soldabilidad. Las micrografías se obtuvieron con un microscopio óptico de la marca Nikon, en dirección longitudinal y transversal como se representa en la Figura 4.3.

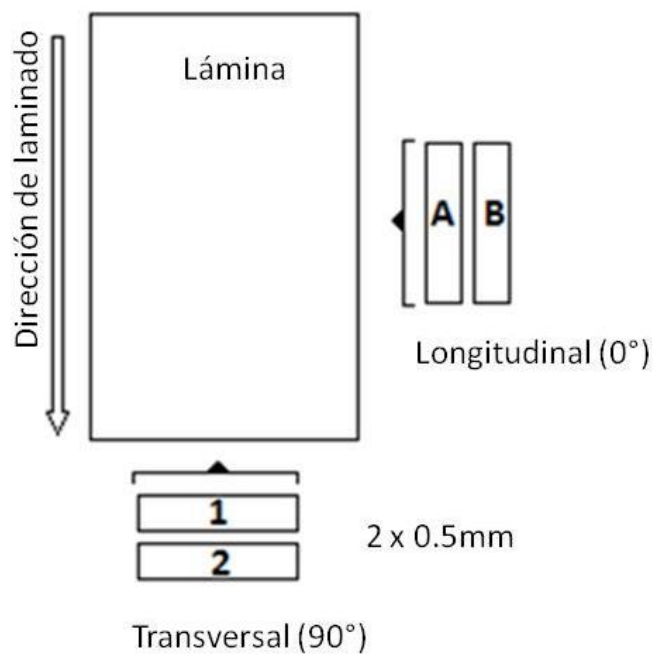


Figura 4.3 - Esquema representativo de la obtención de muestras para microscopía óptica

4.2.3.1. Tamaño de grano

Para el cálculo del tamaño de grano, se llevaron a cabo 12 mediciones, tanto en la dirección longitudinal así como en la dirección transversal, para estas direcciones se realizaron 2 evaluaciones, considerando las zonas; superior, central e inferior de la lámina. El análisis del tamaño de grano se obtuvo por medio de un analizador de imágenes software Image-Pro Plus de acuerdo al estándar ASTM E 112 [103].

4.2.3.2. Limpieza del metal base

Para observar la limpieza del metal base, se llevaron a cabo 12 mediciones, tanto en la dirección longitudinal así como en la dirección transversal, para estas direcciones se realizaron 2 evaluaciones, considerando las zonas; superior, central e inferior de la lámina. El análisis de la limpieza del metal base se realizó de acuerdo al estándar ASTM E 45 [104].

4.2.4. Ensayo de microdureza Vickers

Los ensayos de microdureza en el metal base se realizaron para comparar la microdureza antes y después de la soldadura. Se llevaron a cabo 9 indentaciones, tanto en la dirección longitudinal así como en la dirección transversal, aplicando una carga de 200 g, con un tiempo de mantenimiento de 15 s, de acuerdo a la Norma ASTM E 92-00 [105]. Para los ensayos de microdureza Vickers se utilizó un micródurometro Shimadzu.

4.2.5. Ensayo de tensión

Para obtener los valores de resistencia de cedencia, esfuerzo último de tensión, exponente de endurecimiento por deformación (valor n) y el coeficiente de anisotropía normal (valor r), valores que se requieren para la selección de rango de los parámetros de soldadura [96-100]. Los ensayos se realizaron en tres direcciones: 0° , 45° y 90° de la dirección de laminación, con una velocidad de cabezal de 25.4 mm/min de acuerdo con el estándar ASTM E8-00 [106]. Las pruebas se realizaron en una máquina universal de la marca Instron 5581.

4.3. Caracterización del galvanizado

Para observar el efecto de la capa galvanizada en el desgaste de los electrodos, durante la prueba de calidad de soldabilidad, se caracterizó el galvanizado, mediante las técnicas de peso de capa, medición del espesor de capa, rugosidad y microanálisis del galvanizado por medio de microscopía electrónica de barrido.

4.3.1. Medición de espesor de galvanizado

Para la medición del espesor del galvanizado, se llevaron a cabo 16 mediciones, tanto en la cara superior así como en la cara inferior de cada uno de los aceros galvanizados, para estas caras se realizaron 4 evaluaciones, a 0° y a 90° de la dirección de laminación. Las mediciones se tomaron en el centro de cada metalografía a través del software Image-Pro Plus.

4.3.2. Peso de capa de galvanizado

La inspección del peso de capa se realizó en cumplimiento con el estándar ASTM A90 [107], registrando la pérdida en peso por lado del boquete en una báscula de alta precisión, después de disolver su recubrimiento en HCl durante 20 s y considerando el área del bocado para obtener su densidad.

Peso de capa ASTM A90 [107] bocado de 64.51mm (2.54 pulgadas).

Capa total:

$A-B = \text{Capa Total kg/m}^2$

Donde:

- A= espécimen recubierto
- B=total de capado.

Capa por Cara o lado:

$A-B=D$

$B-C=E$

- A= espécimen recubierto, B= una cara decapada, C= total decapado.
- $(D + C) = \text{Capa de cinc por extremo (Norte, Centro, Sur, ver Figura 4.4) en kg/m}^2$.

Donde:

D= peso de la capa por cara en kg/m^2 .

E= peso de la capa en cara restante en kg/m^2 .

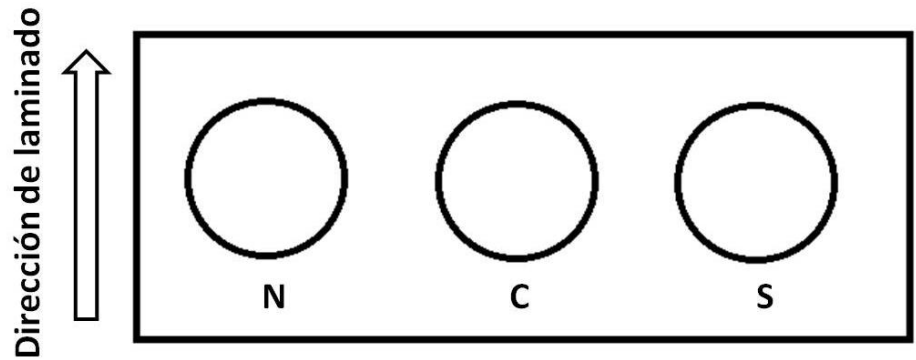


Figura 4.4 - Esquema representativo del troquelado de los boquetes para la medición de capa.

4.3.3. Rugosidad superficial

La rugosidad se obtuvo mediante un rugosímetro de la marca Hommel modelo T500, los barridos se efectuaron en dirección longitudinal y transversal, repitiendo dos veces las mediciones y registrando el promedio. La longitud de barrido fue de 2 mm, de acuerdo al estándar JIS-200. Se reportaron los valores de rugosidad promedio de Ra , desviación media cuadrática del perfil Rq y la altura de las irregularidades en diez puntos Rz , por las ecuaciones siguientes.

$$Ra = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l |y(x)| dx} \quad \text{Ecuación 4.1}$$

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l y^2(x) dx} \quad \text{Ecuación 4.2}$$

$$Rz = \frac{\sum_{i=1}^5 |y_{pi}| + \sum_{i=1}^5 |y_{vi}|}{5} \quad \text{Ecuación 4.3}$$

Donde l es la longitud de barrido. La media de los valores absolutos de las alturas de las 5 crestas y_p más altas y los cinco valles más profundos y_v dentro de la longitud básica.

Para complementar el estudio de rugosidad se realizó un estudio de la topografía de la cara superior e inferior de las muestras galvanizadas con un

microscopio de fuerza atómica. El tamaño del barrido fue de 20 x 20 μm , Se utilizó la técnica de morfología, imagen en 3D de la superficie y la técnica de contraste de fases.

4.3.4. Análisis por microscopía electrónica de barrido

En el análisis de la capa de galvanizado por microscopía electrónica de barrido se utilizó la técnica de barrido lineal, mapeo y EDS (EDS por su acrónimo en inglés Energy Dispersive Spectrometer) para caracterizar el metal base, la interfase de aluminio y la capa de cinc.

4.4. Ajuste de la programación de soldadura

El propósito de este procedimiento es estabilizar la corriente de soldadura que se usará para las pruebas de calidad de soldabilidad.

1.1. La programación de soldadura se establece mediante la siguiente secuencia:

A. Seleccionar una programación de soldadura de la Tabla 4.1 en base al promedio del espesor del material determinado en el apartado 4.3.1.

1.2. Procedimiento de programación de la máquina de soldadura

A. Instalar nuevos electrodos conforme a los requerimientos del estándar Chrysler LP-461K-170 [97] del párrafo 3.4.1.

B. Ajustar la fuerza de sujeción de acuerdo con la Tabla 4.1 en base al promedio del espesor del material.

C. Ajustar el tiempo de soldadura a un ciclo menor que el máximo permitido por el estándar Chrysler [97].

4.4.1. Programación del número de pulsos

Este procedimiento describe los métodos de ensayos para determinar la aceptación de la soldadura de resistencia por puntos, con un solo pulso para los aceros de alta resistencia, libre de intersticiales y galvanizados [98].

La Tabla 4.1 recomienda la programación de soldadura de resistencia por puntos para láminas de aceros termogalvanizados (recubrimiento por inmersión en caliente). Esta programación de soldadura es solamente una guía y debe usarse como ayuda en el ajuste del equipo de soldadura [97].

La programación de uno dos pulsos de soldadura, se muestran en la Figura 4.5. En un pulso la corriente debe aplicarse en un tiempo de soldadura continuo. La programación de un pulso de soldadura es mejor para la vida de los electrodos. Cuando se sueldan materiales gruesos, la programación del número de pulsos es la mayor preocupación. Una programación del número de pulsos, se desarrolla para dividir el calor de un pulso de soldadura dentro de dos o más pulsos (si es absolutamente necesario) y se separan por un tiempo de enfriamiento. El calor en la interfase se genera lentamente, mientras que el tiempo de enfriamiento previene el calentamiento excesivo de la cara del electrodo. En general, la programación de dos pulsos puede desarrollarse para la selección de un tiempo de pulso de aproximadamente 70 a 80% de la programación de un pulso. El tiempo de enfriamiento debe ser de uno o dos ciclos, aunque puede requerirse mayor tiempo de enfriamiento de acuerdo al espesor del material, sin embargo el tiempo de enfriamiento no debe ser mayor al permitido [100].

Tabla 4.1 Programación de soldadura para aceros de bajo carbono y HSLA, termogalvanizados (E) y sin recubrimiento (desnudo) para dos espesores [100].

Espesor de lámina (F) & (J) mm (in)	Programación de soldadura				Diámetro mínimo requerido del botón
	Fuerza del electrodo (A) ±10% N (lb)	Tiempo de soldadura ciclos 60Hz (B)	Rango de corriente de soldadura kA	Tamaño y forma de la punta del electrodo (C) mm (in)	
0.64(0.025)	1780(400)	4-7	7-9	4.8(0.188)	3.1(0.122)
0.76(0.030)	2000(450)	5-8	8-10.5	5.1(0.2)	3.6(0.142)
0.89(0.035)	2670(600)	6-9	8.5-11.5	6.4(0.25)	4.1(0.161)
1.02(0.040)	2890(650)	7-10	9.5-12.5	“	4.3(0.17)
1.14(0.045)	3340(750)	8-11	10-13	“	5.1(0.201)
1.27(0.050)	3560(800)	9-12	11-14	7.9(0.313)	5.2(0.205)
1.40(0.055)	4000(900)	10-13	11.5-14.5	“	5.3(0.209)
1.52(0.060)	4450(1000)	11-14	12-15	“	5.4(0.213)
1.78(0.070)	5340(1200)	13-16	13.5-16.5	“	5.6(0.22)
1.98(0.078)	5780(1300)	15-18	14.5-17.5	“	6.1(0.24)
2.29(0.090)	6670(1500)	17-20	15.5-19	9.5(0.375)	6.6(0.26)
2.67(0.105)	8010(1800)	20-23	17-20	“	7.1(0.28)
3.05(0.120)	9340(2100)	23-26	18-21	“	7.4(0.291)

Nota: en la siguiente página.

- A. -La fuerza neta del electrodo es definida como la fuerza total aplicada menos la fuerza requerida para mantener las piezas en contacto en el área de soldadura. Si se suelda un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA) se debe incrementar la fuerza del electrodo un 10%. Si se suelda un acero HSLA con un acero bajo carbono se incrementa la fuerza del electrodo un 5%.
- B. -Cuando se utiliza un corto tiempo de soldadura, se debe utilizar una corriente alta de soldadura.
- C. Electrodo recomendable, E-Cono truncado, punta-A, domo-B o punta del electrodo con radio esférico-F.
- D. En cada sección transversal de soldadura se debe mostrar una penetración mínima de 20%, ver Figura 4.9.
- E. Cuando se suelda un acero termogalvanizado con uno similar o un acero sin recubierto, se recomienda usar un tiempo mayor de soldadura y una corriente mayor de soldadura.
- F. Cuando se van a soldar calibres delgados y caen dentro de los valores de espesores de la Tabla 4.1 se utiliza el menor de los espesores, para determinar la programación de soldadura y el diámetro de botón requerido.
- G. Ver Figura 4.8, para las instrucciones de medición y evaluación del diámetro mínimo del botón.
- H. El diámetro del botón de soldadura del empalme debe ser igual al diámetro de la cara del electrodo. En materiales más gruesos (los de la mitad inferior de la Tabla 4.1) este objetivo será más difícil de obtener, los valores de ajuste serán determinados por el tamaño máximo de soldadura que puede ser logrado sin exceder un largo tiempo de soldadura.
- I. Aplicación ordinaria, crítica y seguridad de soldadura.

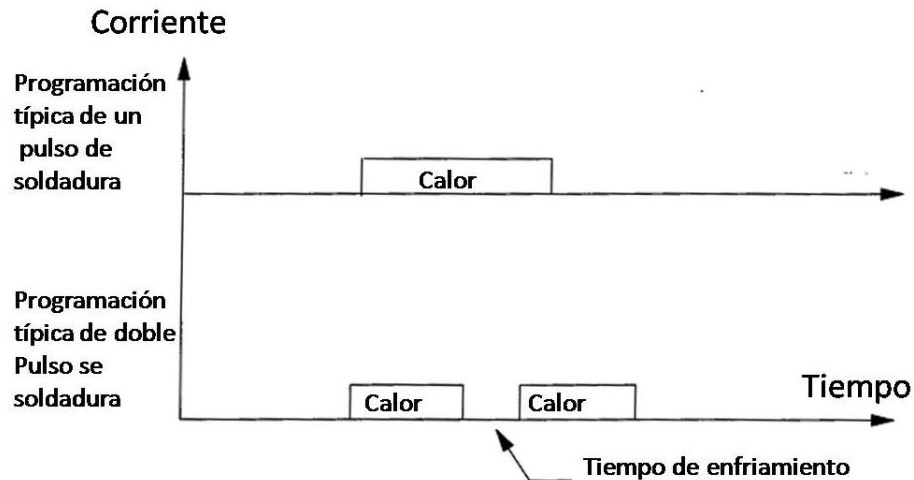


Figura 4.5 - Programación de un pulso y de doble pulsación [100].

4.5. Procedimiento de ensayo de calidad de soldabilidad.

Después de obtener los parámetros óptimos de soldadura de cada uno de los aceros se realiza la prueba de calidad de soldabilidad, donde se lleva a cabo 1000 puntos de soldadura por material. Se instalan nuevos electrodos y se ajusta la cara de contacto de los nuevos electrodos.

Los pares de tiras, se orientan de acuerdo con la Figura 4.6, la marca indica la cara superior, que se utiliza para determinar la orientación de cada tira con respecto a la otra y al electrodo estacionario. Cada una de las orientaciones requeridas se identifican por una letra, "A", "B", "C" y "D" [97].

La secuencia de soldadura en el par de tiras se muestra en la Figura 4.7 [97,98]. Se hicieron 25 puntos de soldadura a lo largo de la parte superior del par de tiras, siendo cuidadoso de mantener el espacio que se muestra en la Figura 4.7 [97,98].

Se cumplió con la regla de velocidad de soldadura (60 soldaduras/minuto) y del caudal de enfriamiento (3.8 l/min) [97]. El tiempo de enfriamiento para el par de tiras fue de 30 segundos entre cualquiera de las líneas de 25 puntos de soldadura. La soldaduras 23, 58, 73 y 98 fueron

aproximadamente de 19 mm de los bordes del par de tira y un mínimo de 8 mm del final del par de tira, aproximadamente 25.4 mm entre la última y penúltima soldadura de cada línea.

Para la metalografía, medición de la indentación, penetración y perfil de dureza se utilizaron las muestras de par de tira espaciadas cada 25 muestras hasta la número 1000. Para los ensayos de desbotonamiento y medición del diámetro del botón de soldadura y ensayos de tensión [97].

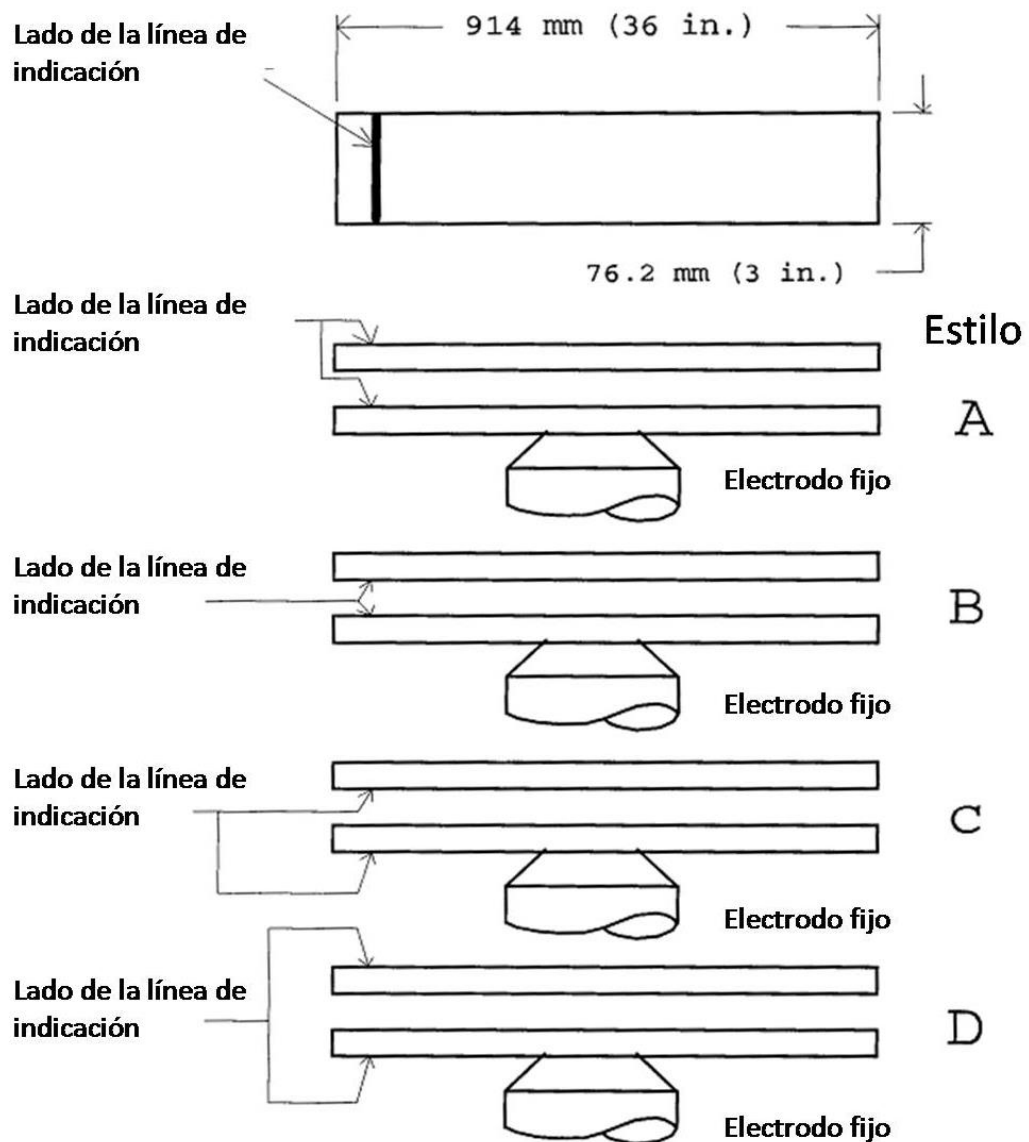


Figura 4.6 - Orientación del par de tiras e identificación de los lados [97].

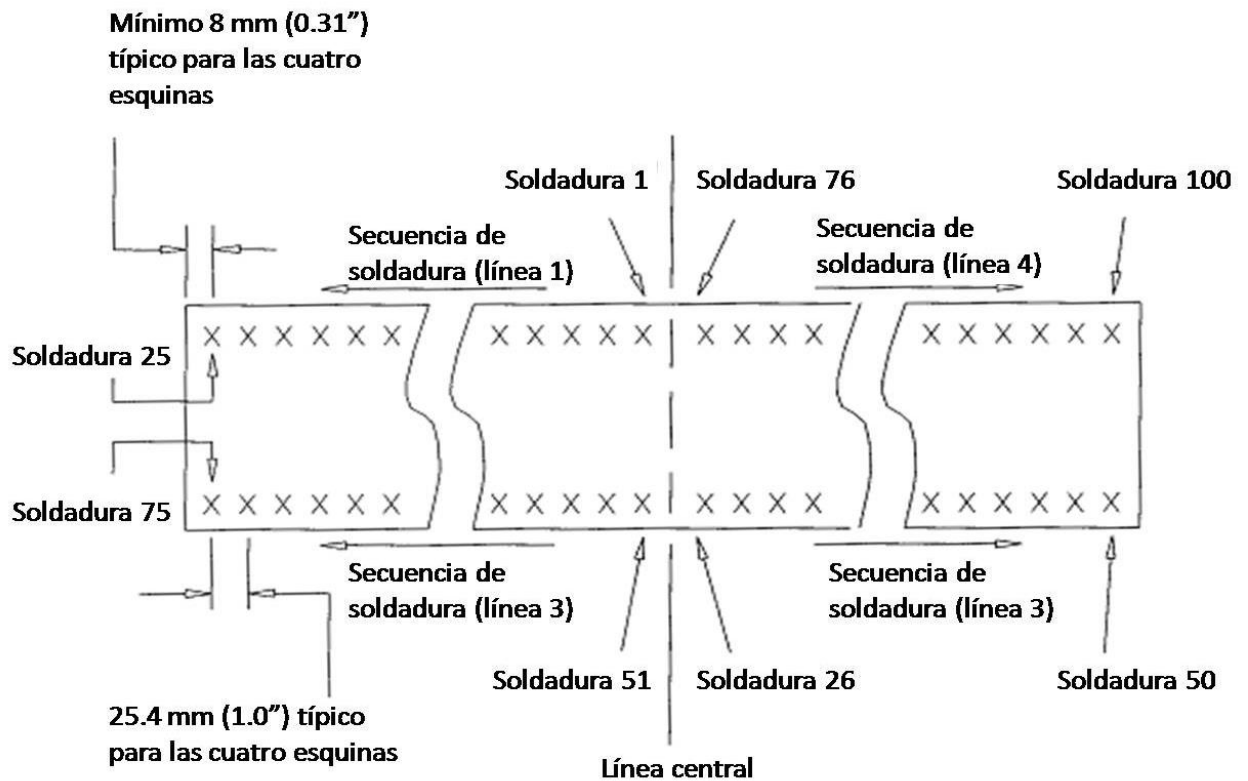


Figura 4.7 - Secuencia de soldadura de resistencia por puntos para el par de tiras [97,98].

4.6. Proceso

4.6.1. Condición del acero

La superficie de contacto del acero-electrodo serán libre de óxido, corrosión, pintura y otras contaminantes que afecte adversamente la calidad de la soldadura. Aceites o lubricantes que se endurecen con el tiempo deben removerse antes de soldar.

4.6.2. Electrodo

Las características de los electrodos usados se apegaron a lo siguiente: la velocidad mínima del flujo de agua a través de los electrodos de soldadura [15.9 mm vástago del diámetro] debe ser de 2.3 l/min. La velocidad de flujo óptimo es de 3.8 l/min, para una vida máxima del electrodo. La velocidad máxima del flujo no debe exceder 4.5 l/min, pues puede causar cavitación, que reduce la eficacia del enfriamiento del electrodo.

4.7. Requerimiento de soldadura

El diámetro de fusión es el máximo criterio para la estabilización del ajuste de corriente y la aceptación de la soldadura de resistencia por puntos [96-98].

4.7.1. Requerimientos de fusión

La zona de fusión se determina mediante un ensayo de desbotonamiento o a través de una macroestructura. La zona de fusión no debe ser menor que el tamaño mínimo requerido ($MWS = 4\sqrt{t}$). Donde t es el promedio del espesor de las láminas.

Los botones de soldadura se aceptan si son mayores o igual al diámetro mínimo requerido, ver Figura 4.8 [96-98].

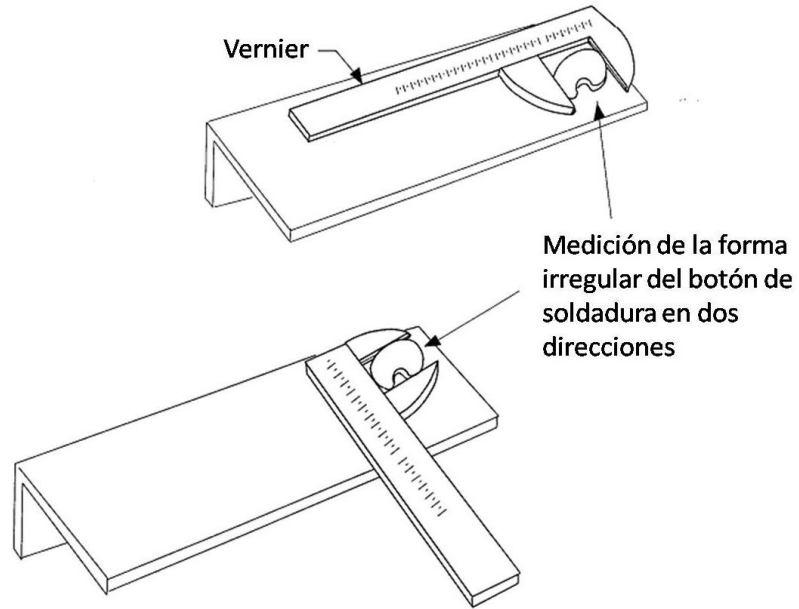


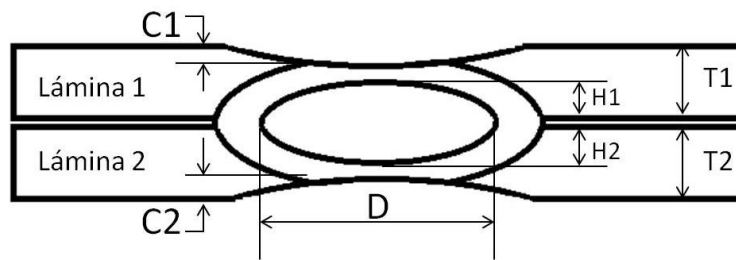
Figura 4.8 - Método de medición del botón de soldadura [100].

4.7.2. Indentación de superficie

La soldadura no es aceptable si la indentación de la superficie (C1 y C2) causada por cualquiera de las puntas de los electrodos excede un 25% del espesor de la lámina de acero (T1 y T2), ver Figura 4.9 [97].

4.7.3. Penetración

La penetración de la zona de fusión no debe ser menor del 20% del espesor de la lámina (Figura 4.9) [97].



Términos		
Porcentaje de indentación sobre la lámina 1	I_{T1}	$(C1/T1) \cdot 100$
Porcentaje de indentación sobre la lámina 2	I_{T2}	$(C2/T2) \cdot 100$
Porcentaje de penetración con respecto al espesor de la lámina 1	P_{T1min}	$(H1/T1) \cdot 100$
Porcentaje de penetración con respecto al espesor de la lámina 2	P_{T2min}	$(H2/T2) \cdot 100$
Longitud de la zona de fusión	D_{MAX}	D(longitud de la zona de fusión)

Figura 4.9 - Indentación y penetración de soldadura [97]

4.8. Ensayos de calidad de soldadura

4.8.1. Ensayo de desbotonamiento

El ensayo de desbotonamiento se utiliza para asegurar que la programación de soldadura sea correcta y que el botón de fusión sea el adecuado.

Los ensayos de desbotonamiento consisten en estirar una de las láminas ensambladas por soldadura de resistencia por puntos y evaluar la calidad del

tamaño del botón de fusión para los diferentes calibres de aceros, Figura 4.10. [96, 97]

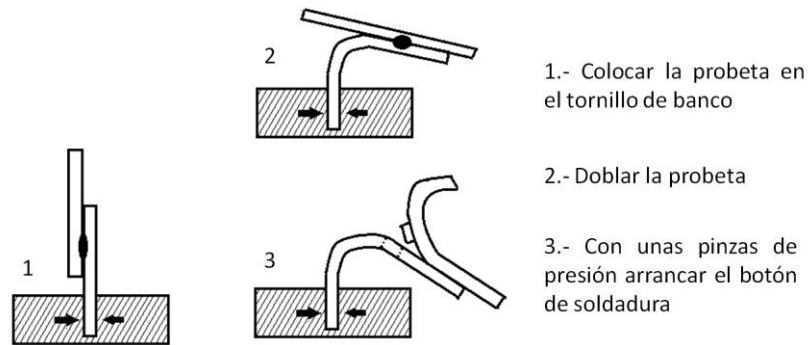


Figura 4.10 Esquema de ensayo de desbotonamiento [96, 97].

4.8.2. Ensayo de tensión

Los ensayos de tensión de corte se realizan cumpliendo con la norma AWS/SAE D8.9:2002 [96], con una velocidad de desplazamiento de cabezal de 10 mm/min. Para realizar los ensayos se utilizan placas del mismo material ensayado como apoyo a las mordazas. El esquema de la prueba se muestra en la Figura 4.11. [96,97]

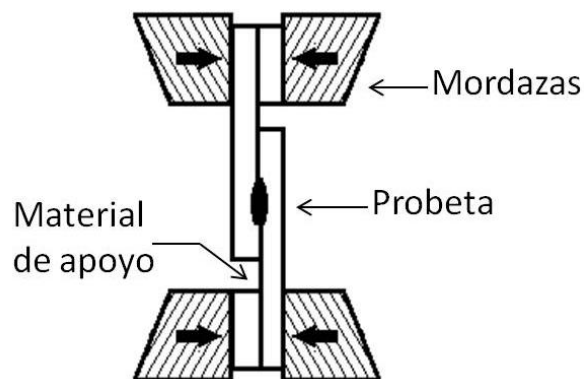


Figura 4.11 - Esquema de prueba de tensión a corte [96,97].

4.8.3. Perfil de microdureza Vickers

Para cada uno de las condiciones se realizó un perfil de microdureza Vickers formando una diagonal transversal que inicia en el metal base del cupón superior, atravesando el botón de fusión y terminando en el metal base del cupón inferior (Figura 4.12). El perfil de microdureza se realizó de acuerdo con la norma ASTM E92 [105] con una carga de 200 g y un tiempo de 15 s y con un espacio entre indentación de 0.4 mm [96-98].

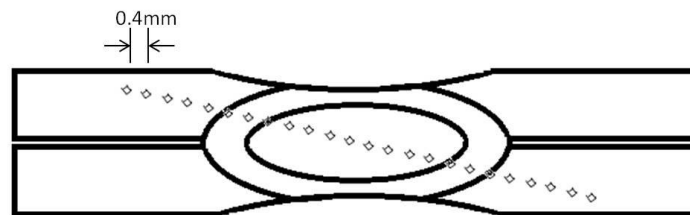


Figura 4.12 - Esquema del perfil de dureza Vickers [96 - 98].

4.9. Desgaste de los electrodos

4.9.1. Impresión de la cara de los electrodos

La medición del desgaste de la cara de contacto de los electrodos utilizados en la evaluación de calidad de soldadura de cada uno de los aceros se realizó a través de las impresiones de la huella de los electrodos tomadas sobre papel carbón al inicio y cada 100 puntos de soldadura hasta llegar a los 1000 puntos de soldadura. Las mediciones se realizaron en el electrodo superior, el electrodo inferior y la combinación de ambos electrodos. Ver Figura 4.13.

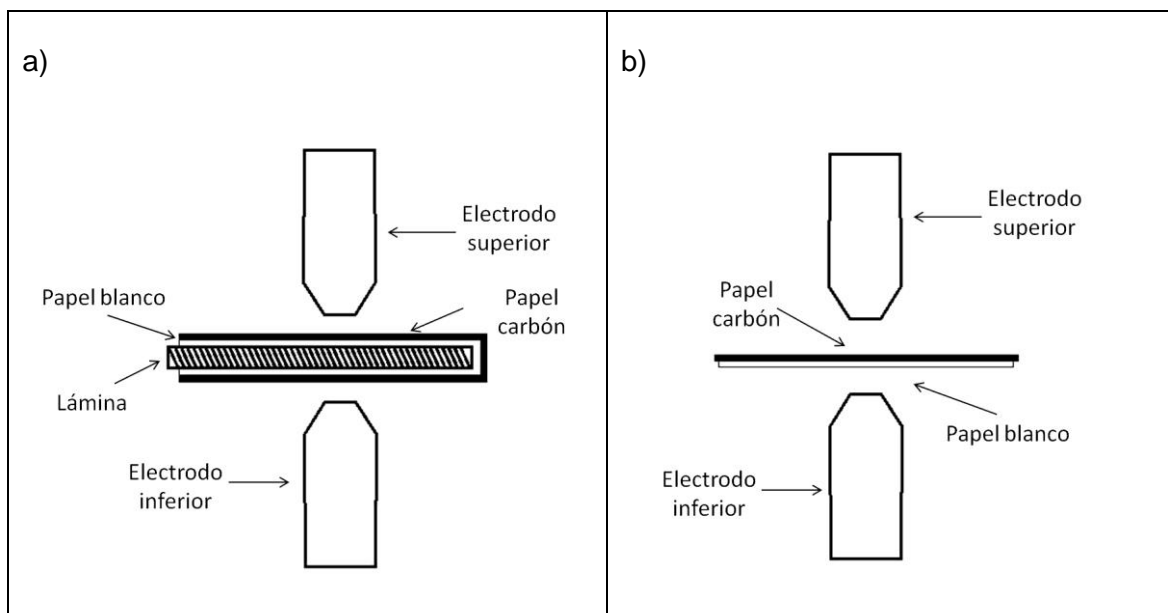


Figura 4.13 - Esquema de impresión de la cara de los electrodos: a) Impresión de electrodo superior e inferior y b) Impresión de la combinación de ambos electrodos

4.9.2. Deformación de la cara de los electrodos

Antes de proceder con el corte y montaje para la examinación microscópica se procedió a documentar fotográficamente la deformación de la cara de los electrodos a través de un estereoscopio Olympus – SZX10.

El análisis EDS fue generado a partir de un área representativa en la superficie del electrodo a fin de identificar los elementos presentes.

CAPÍTULO 5. RESULTADOS

En este capítulo se presentan para su posterior discusión los resultados obtenidos en las diferentes pruebas y análisis de la caracterización de los diferentes aceros galvanizados, así como los resultados de ajuste de programación de soldadura y los ensayos de calidad de soldabilidad. La presentación de esta información se realiza siguiendo el orden establecido en la metodología experimental mostrada en el Capítulo 4 en el que se establece como principal diferencia el espesor y composición química de las láminas, por lo que los tres aceros se catalogan de acuerdo a estas condiciones.

Para facilitar la interpretación de los resultados obtenidos y su posterior discusión, éstos se presentan y organizan a través de tablas y graficas.

5.1. Caracterización de los aceros

5.1.1. Medición del espesor

La Tabla 5.1, muestra el promedio de diez mediciones de espesor que se usan para seleccionar el rango de corriente de soldadura de acuerdo a los procedimientos de la Tabla 4.1. El valor máximo y mínimo también son reportados.

Tabla 5.1 Medición del espesor de lámina para cada uno de los aceros.

Número de panel	Espesor del Acero HSLA (1.72 mm)	Espesor del acero IF (2.46 mm)	Espesor del acero HSLA (3.02 mm)
1	1.80	2.56	3.08
2	1.79	2.45	3.06
3	1.81	2.52	3.10
4	1.82	2.55	3.09
5	1.82	2.52	3.06
6	1.80	2.52	3.11
7	1.80	2.52	3.09
8	1.80	2.53	3.09
9	1.82	2.60	3.10
10	1.79	2.56	3.07
Valor Mínima	1.79	2.52	3.06
Valor Máxima	1.82	2.60	3.11
Promedio	1.81	2.53	3.09
Desviación estándar	0.01	0.04	0.02

A partir de la Tabla 5.1, los aceros se clasificaron como: HSLA 1.81 mm, HSLA 3.09 mm y IF 2.53 mm

5.1.2. Análisis químico cuantitativo mediante espectrometría de chispa

La Tabla 5.2, presenta el análisis químico con forme a la norma ASTM EA415-90 y el cálculo de carbono equivalente (C.E) de acuerdo con la norma de Chrysler PS-10947.

5.1.3. Microscopía óptica

5.1.3.1. Tamaño de grano

La Figura 5.1, presenta la microestructura en dirección longitudinal de la zona superior, central e inferior de las láminas, mientras que la Figura 5.2, presenta la microestructura en dirección transversal (a 90° de la dirección de laminación) de la zona superior, central e inferior de las láminas. La Figura 5.3, presenta la comparación del tamaño de grano de los tres aceros.

La Tabla 5.3, presenta el tamaño promedio de grano, el área promedio del grano, el diámetro promedio, el valor promedio de la línea de intersección y el número promedio de granos por mm

Tabla 5.2 Espectrometría de chispa de cada uno de los aceros.

Variable a determinar %	HSLA 1.81 mm	HSLA 3.09 mm	IF 2.53 mm
C	0.058	0.066	0.009
Mn	1.130	0.550	0.182
Si	0.045	0.018	0.005
P	0.030	0.020	0.010
S	0.005	0.006	0.010
Al	0.041	0.032	0.029
Cu	0.005	0.010	0.006
Cr	0.026	0.010	0.008
Ni	0.010	0.010	0.020
Mo	0.007	0.005	0.003
Sn	0.001	0.001	0.002
Nb	0.046	0.032	0.037
V	0.002	0.002	
Ti	0.019	0.013	0.034
C.E	0.0246	0.157	0.036

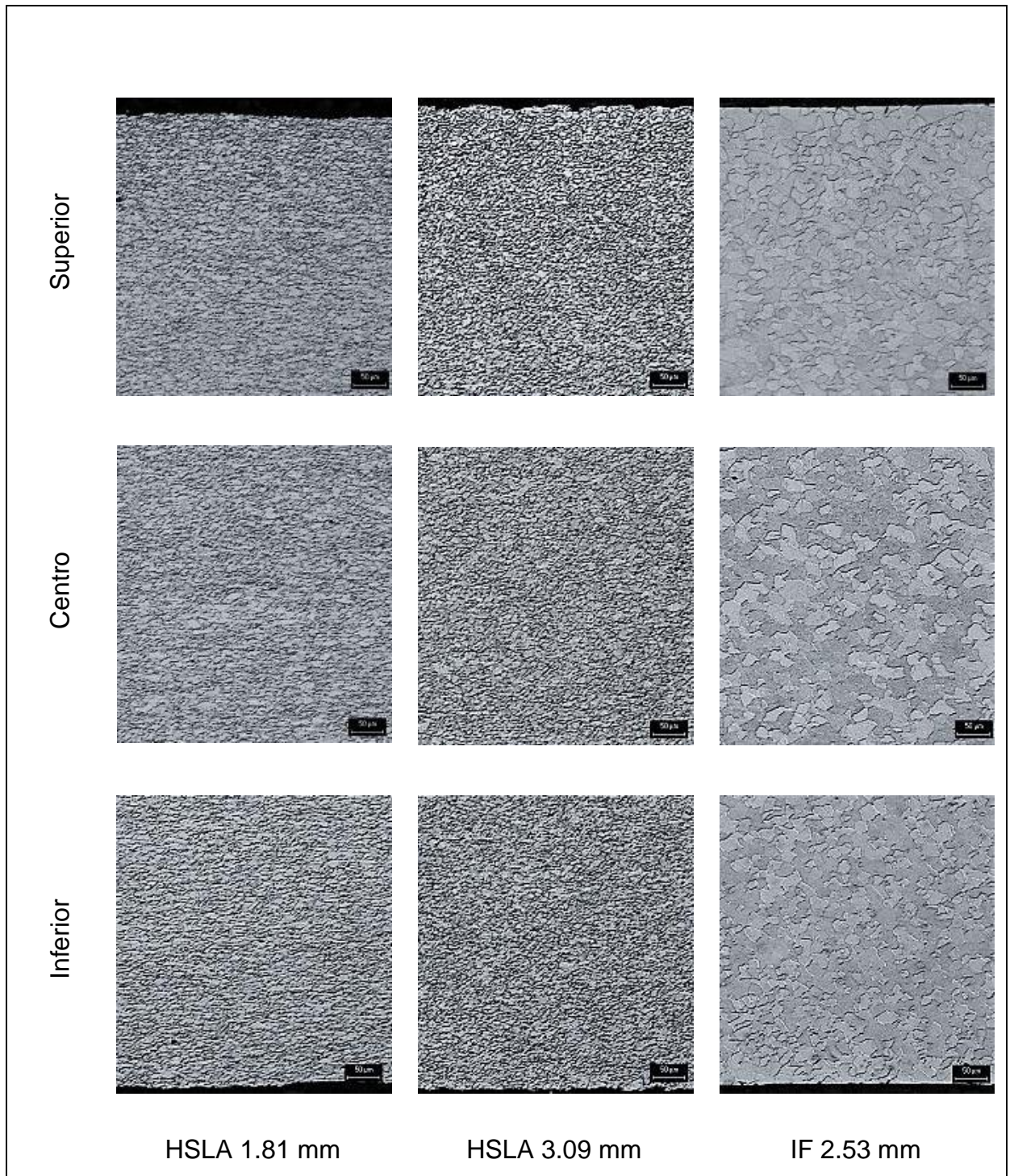


Figura 5.1 - Microestructura en dirección longitudinal de cada uno de los aceros

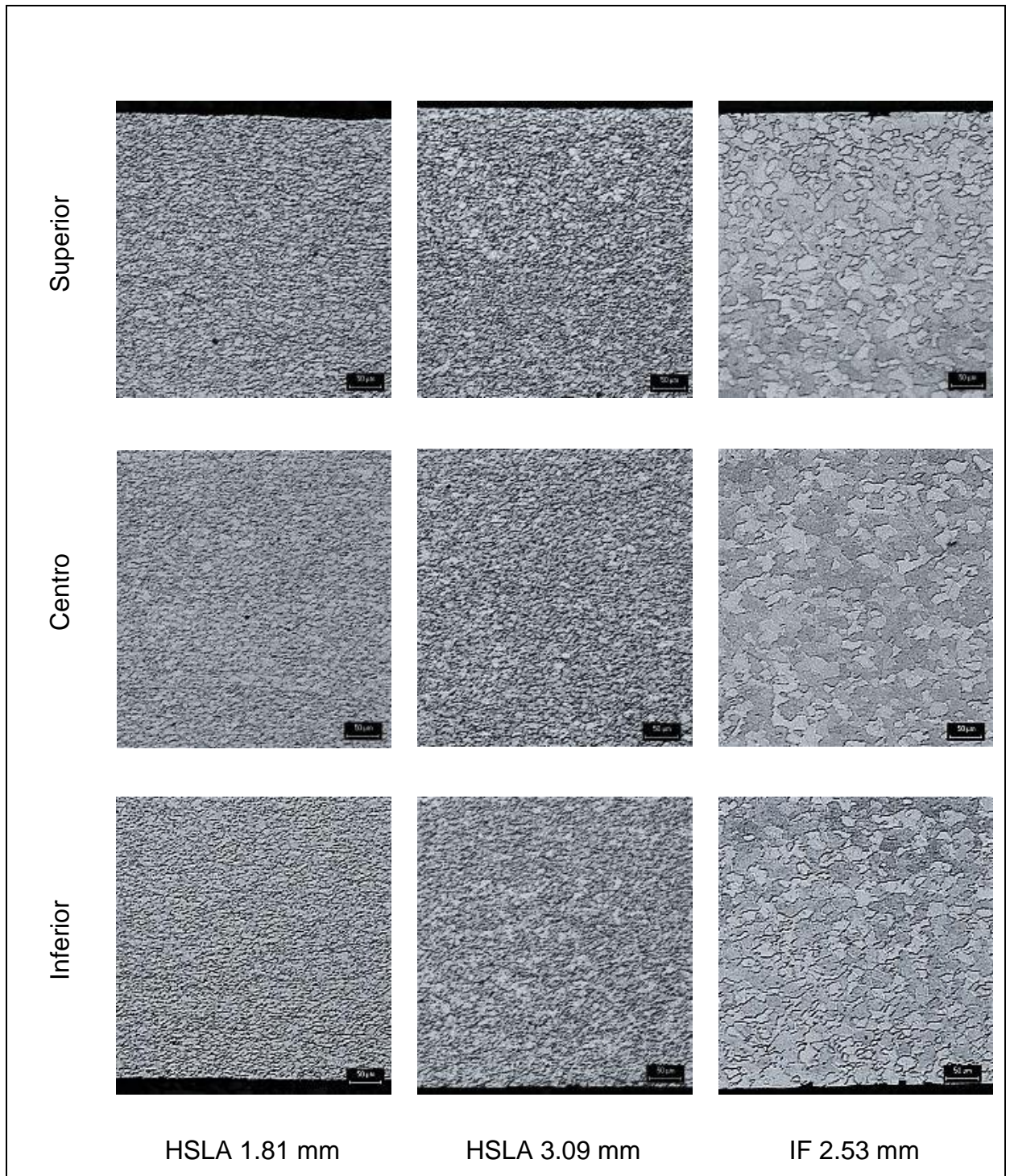


Figura 5.2 - Microestructura en dirección transversal de cada uno de los aceros

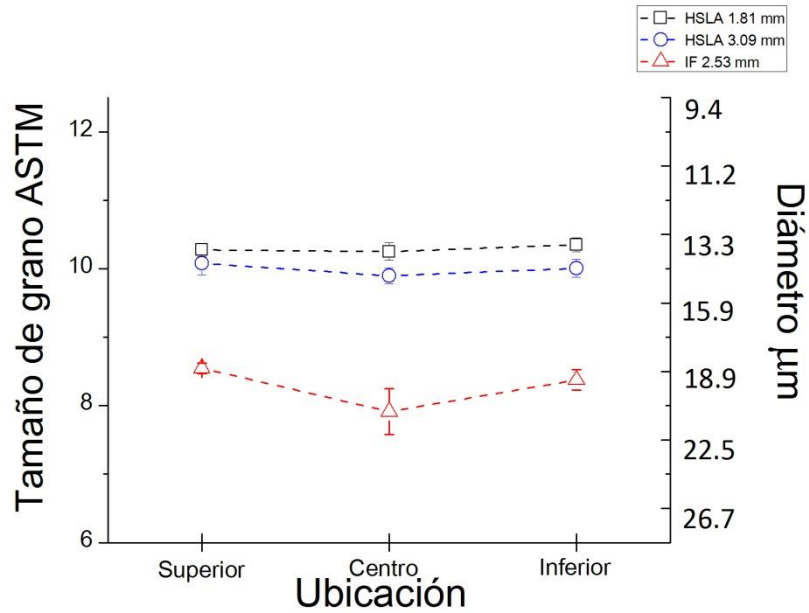


Figura 5.3 - Tamaño de grano de la zona superior, centro e inferior de cada acero.

Tabla 5.3 Relación del tamaño de grano

Muestra	Ubicación	No. Tamaño de grano ASTM	Á Promedio del Área del grano (μm^2)	\bar{d} Diámetro promedio (μm)	$\bar{\rho}$ Valor medio de la línea de intersección (μm)	N_L Número de granos por mm
HSLA 1.81 mm	Superior	10.27 ± 0.09	107.45	10.21	9.12	110.39
	Centro	10.25 ± 0.12	109.50	10.30	9.20	109.45
	Inferior	10.35 ± 0.10	101.30	9.94	8.88	113.23
	Promedio	10.29 ± 0.11	106.22	10.15	9.07	110.96
HSLA 3.09 mm	Superior	10.07 ± 0.16	123.64	10.92	9.75	102.92
	Centro	9.89 ± 0.11	140.25	11.63	10.38	967.38
	Inferior	10.00 ± 0.13	129.59	11.18	9.98	100.18
	Promedio	9.99 ± 0.14	130.70	11.22	10.02	997.77
IF 2.53 mm	Superior	8.54 ± 0.07	350.10	18.63	16.55	604.72
	Centro	7.91 ± 0.33	535.70	23.21	20.64	486.46
	Inferior	8.37 ± 0.14	395.01	19.80	17.60	570.95
	Promedio	8.27 ± 0.34	426.01	20.54	18.20	554.04

5.1.3.2. Limpieza del metal base

Las figuras 5.4 y 5.5 presentan la limpieza del metal base de cada uno de los aceros en dirección longitudinal y en dirección transversal respectivamente.

El acero HSLA 1.81 mm presenta inclusiones del tipo globular 2D con un diámetro aproximadamente 12 μm , mientras que el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm, presentan inclusiones del tipo globular 1D con un diámetro aproximadamente 8 μm .

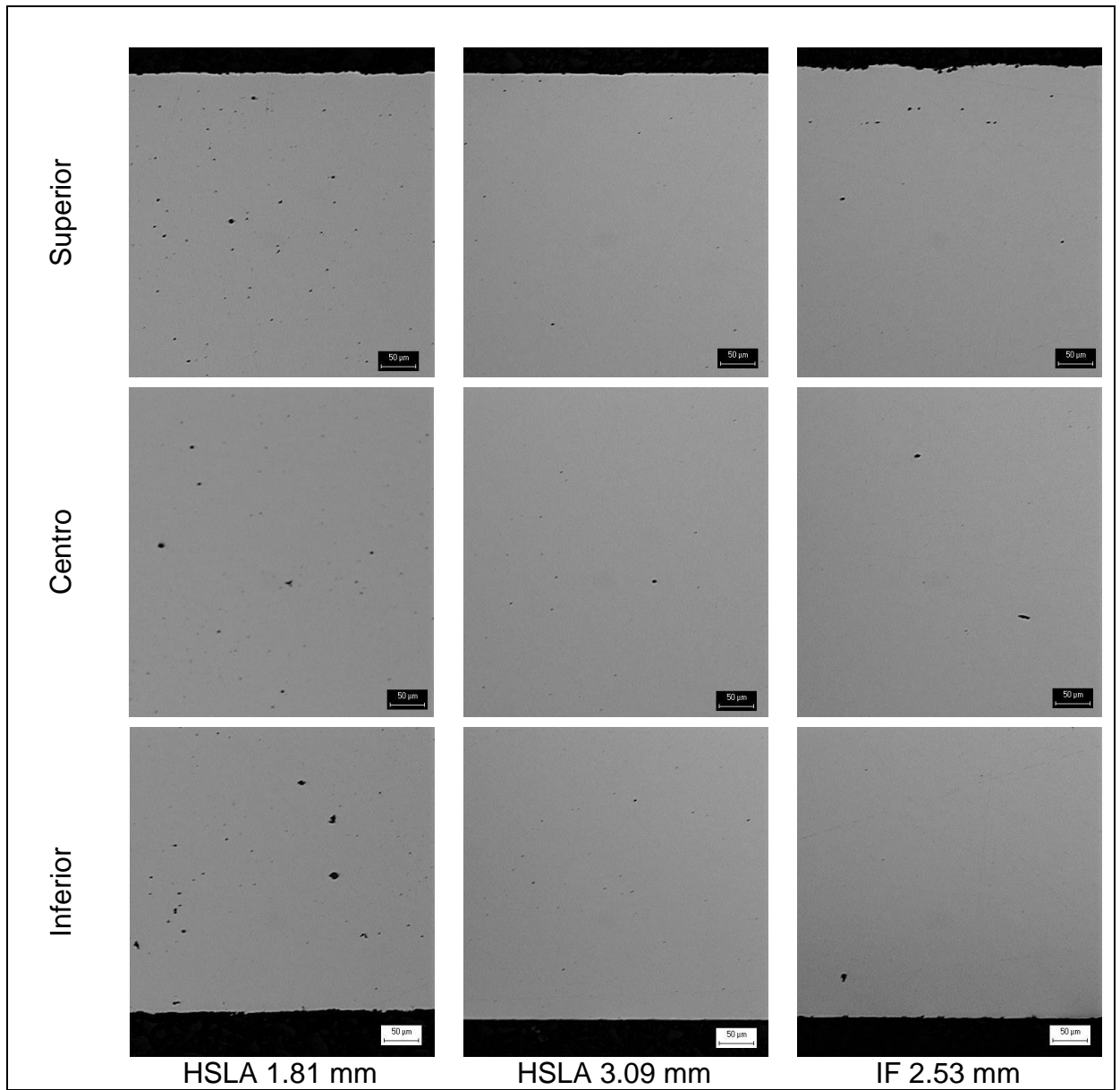


Figura 5.4 - Metalografías de la dirección longitudinal del metal base.

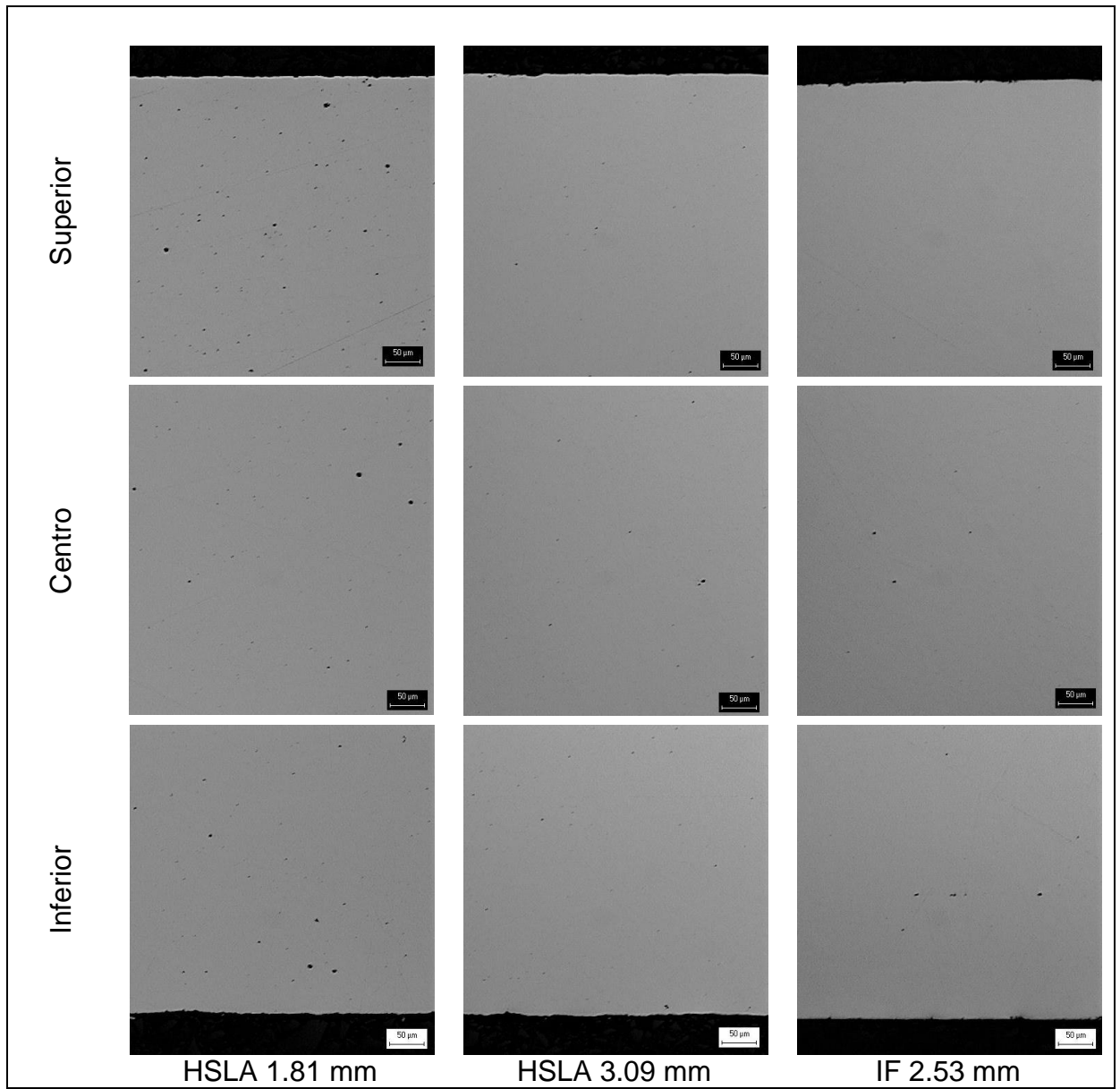


Figura 5.5 - Metalografías de la sección transversal del metal base.

5.1.4. Ensayo de microdureza Vickers

La Figura 5.6, presenta las huellas de indentación de los ensayos de microdureza Vickers en la dirección longitudinal, donde el acero HSLA 1.81 mm presenta una microdureza de 239 ± 8.37 HV, el acero HSLA 3.09 mm presenta una microdureza de 231 ± 8.12 HV y el acero IF 2.53 mm presenta una microdureza de 129 ± 2.3 HV. La Figura 5.6, presenta las huellas de indentación de los ensayos de dureza Vickers en dirección transversal, donde el acero HSLA 1.81 mm, presenta una microdureza de 237 ± 3.87 HV, el acero HSLA 3.09 mm presenta una microdureza de 236 ± 8.6 HV y el acero IF 2.53 mm mm presenta una microdureza de 133 ± 4.5 HV

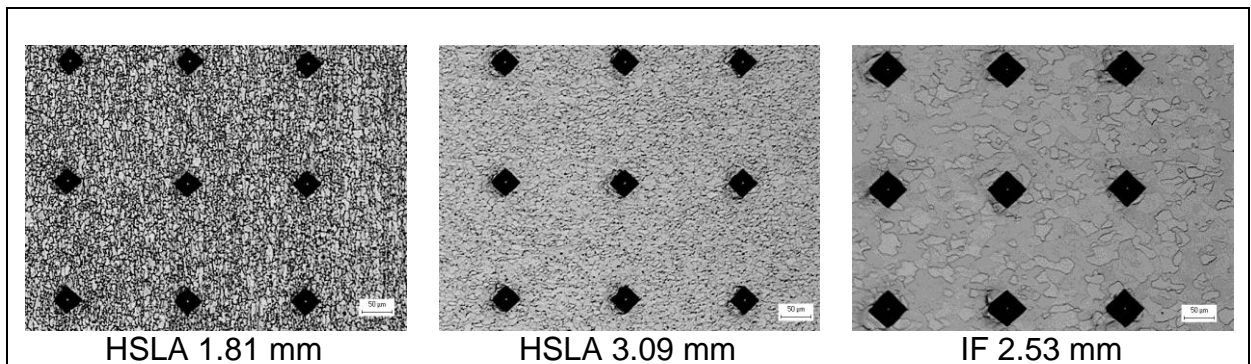


Figura 5.6 - Micrografías de la dirección longitudinal, que muestra las huellas de indentación de los ensayos de dureza Vickers.

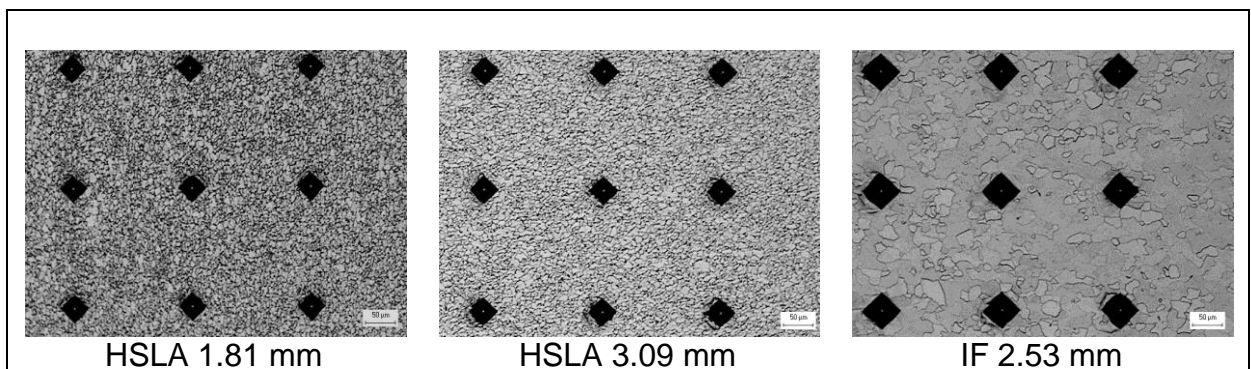


Figura 5.7 - Micrografías de la dirección transversal, que muestra las huellas de indentación de los ensayos de dureza Vickers.

5.1.5. Ensayos de tensión

La Tabla 5.4, presenta los valores de las propiedades mecánicas a partir de los ensayos de tensión en 0, 45 y 90° de la dirección de laminación, ver Figura 5.8.

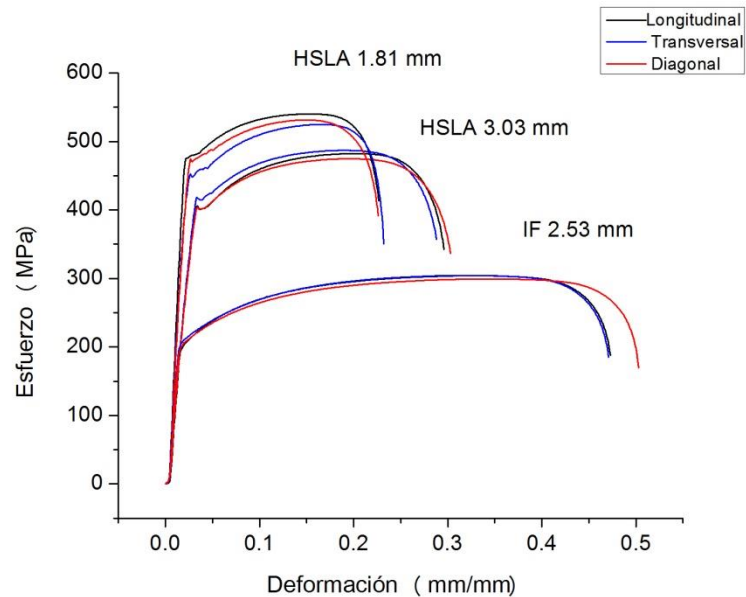


Figura 5.8 - Curvas de esfuerzo deformación de 0, 45 y 90° de la dirección de laminación, en cada uno de los aceros

Tabla 5.4 Propiedades mecánicas

Muestra	Dirección	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Esfuerzo último de tensión (MPa)	Deformación total (%)	Valor n	Valor R
HSLA 1.81 mm	0°	476	541	20.0	0.12	1.02
	45°	472	531	19.7	0.12	1.56
	90°	448	524	19.5	0.14	0.90
HSLA 3.09 mm	0°	398	482	24.1	0.15	0.86
	45°	402	475	25.4	0.15	1.00
	90°	417	486	23.9	0.14	0.97
IF 2.53 mm	0°	193	304	38.5	0.22	0.90
	45°	203	304	41.0	0.22	1.55
	90°	199	299	39.3	0.22	1.15

5.2. Caracterización de galvanizado

5.2.1. Medición de espesor de galvanizado

Las Figuras 5.9 y 5.10, presentan las metalografías que se utilizaron en la medición de espesor de galvanizado en la dirección longitudinal y en la dirección transversal, respectivamente. Las mediciones de espesores de galvanizado de cada acero se presentan en La Tabla 5.5.

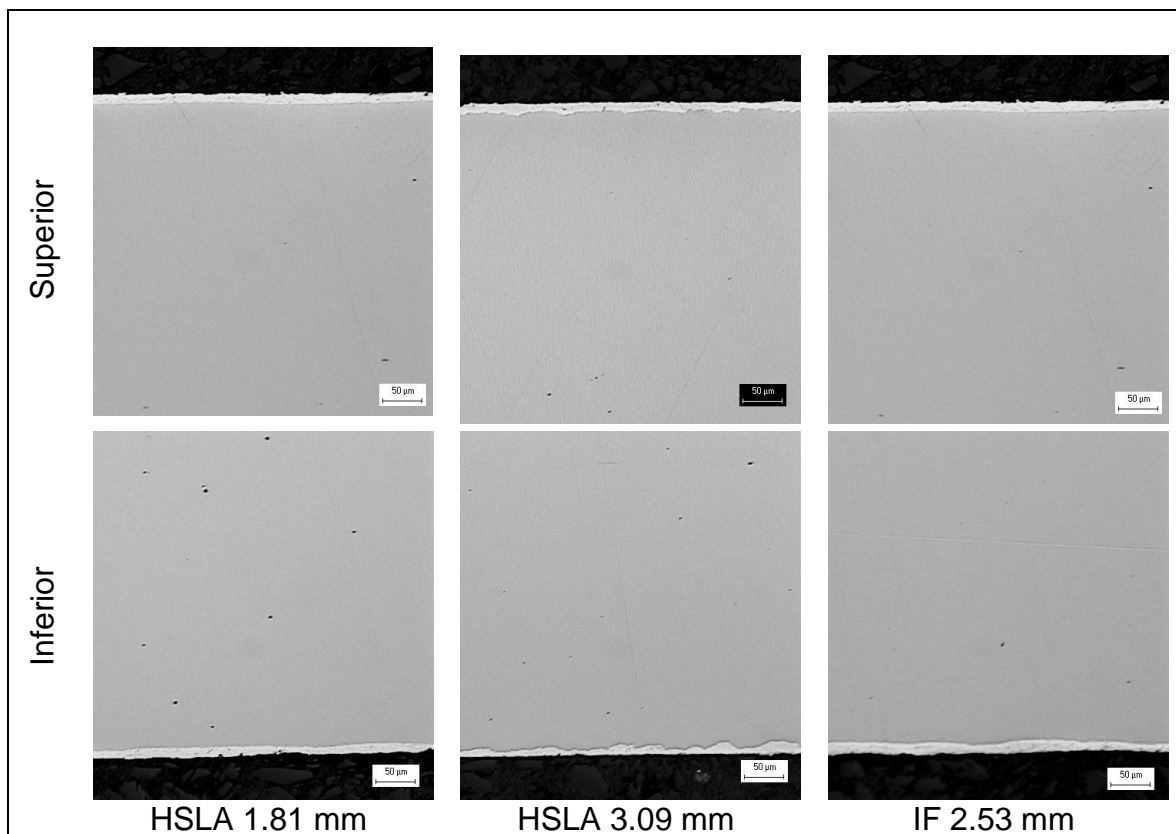


Figura 5.9 - Metalografías representativas del espesor de galvanizado en la dirección longitudinal (100 X)

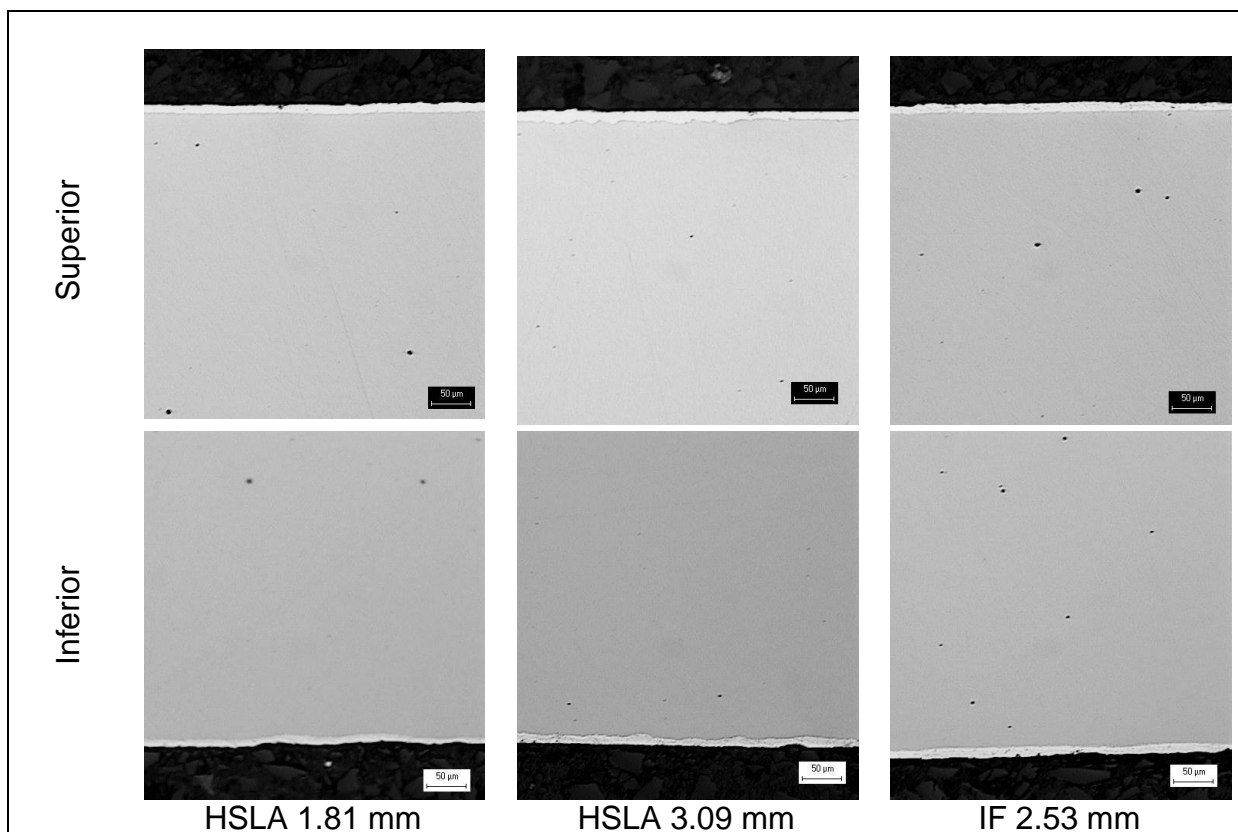


Figura 5.10 - Metalografías representativas del espesor de galvanizado en la dirección transversal (100 X)

Tabla 5.5 Medición de espesor de galvanizado por medio de microscopía óptica

Muestra	Dirección	Espesor de galvanizado de cara superior (μm)	Espesor de galvanizado de cara inferior (μm)	Promedio (μm)
HSLA 1.81 mm	Longitudinal	12.74	13.72	12 \pm 1.64
	Transversal	11.08	11.76	
HSLA 3.09 mm	Longitudinal	11.76	12.76	12 \pm 1.27
	Transversal	12.76	10.78	
IF 2.53 mm	Longitudinal	13.72	12.76	14 \pm 2.85
	Transversal	14.72	15.70	

5.2.2. Peso de capa de galvanizado

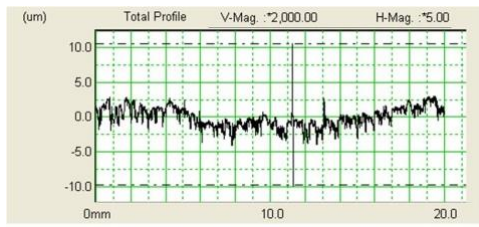
La Tabla 5.6, presenta los resultados de las pruebas de peso de capa en ambas caras de las láminas bajo la norma ASTM-90.

Tabla 5.6 Medición de peso de capa de galvanizado

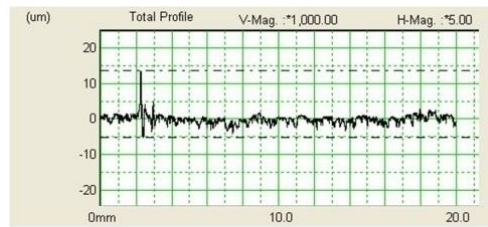
Muestra	Cara	Ubicación N (kg/m ²)	Ubicación C (kg/m ²)	Ubicación S (kg/m ²)	Promedio (kg/m ²)
HSLA 1.81 mm	Superior	0.35	0.38	0.42	0.38 ± 0.03
	Inferior	0.36	0.34	0.40	0.37 ± 0.030
HSLA 3.09 mm	Superior	0.39	0.41	0.40	0.40 ± 0.01
	Inferior	0.35	0.34	0.35	0.34 ± 0.01
IF 2.53 mm	Superior	0.35	0.36	0.33	0.34 ± 0.02
	Inferior	0.35	0.34	0.31	0.33 ± 0.02

5.2.3. Rugosidad superficial

Las Figuras 5.11 a 5.13, presentan los perfiles de rugosidad que se llevaron a cabo en la dirección longitudinal y transversal en las superficies superior e inferior de los aceros galvanizados, obteniendo los valores Ra, Rq y Rz, que se presentan en La Tabla 5.7. Las Figuras 5.14 a 5.16, muestran imágenes en 3D de la topografía de la superficie de los aceros galvanizados.



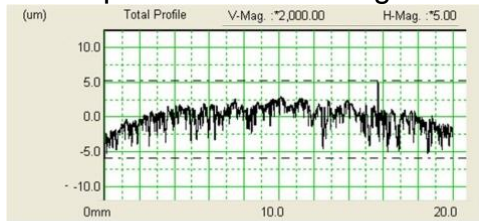
Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.387
Rq	0.506
Rz	2.169



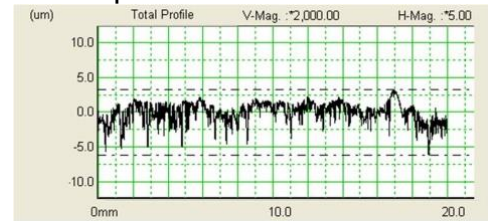
Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.390
Rq	0.500
Rz	2.171

Cara superior dirección longitudinal

Cara superior dirección transversal



Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.555
Rq	0.693
Rz	2.734

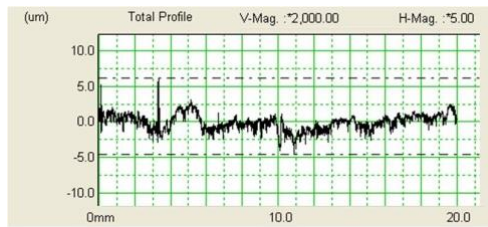


Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.525
Rq	0.661
Rz	2.710

Cara inferior dirección longitudinal

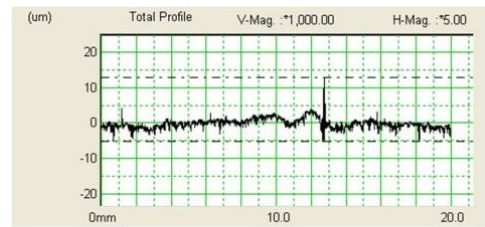
Cara inferior dirección transversal

Figura 5.11 - Perfil transversal con una longitud básica de 20 mm en dirección longitudinal y transversal del acero HSLA 1.81 mm.



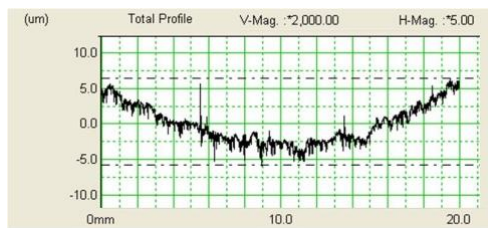
Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.319
Rq	0.405
Rz	1.792

Cara superior dirección longitudinal



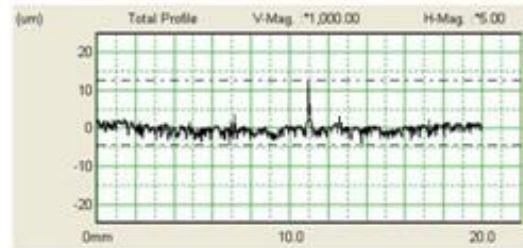
Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.409
Rq	0.541
Rz	2.486

Cara superior dirección transversal



Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.291
Rq	0.381
Rz	1.759

Cara inferior dirección longitudinal



Nombre del Parámetro	Valor (μm)
Ra	0.458
Rq	0.596
RZ	2.583

Cara inferior dirección transversal

Figura 5.12 - Perfil transversal con una longitud básica de 20 mm en dirección longitudinal y transversal del acero HSLA 3.09 mm.

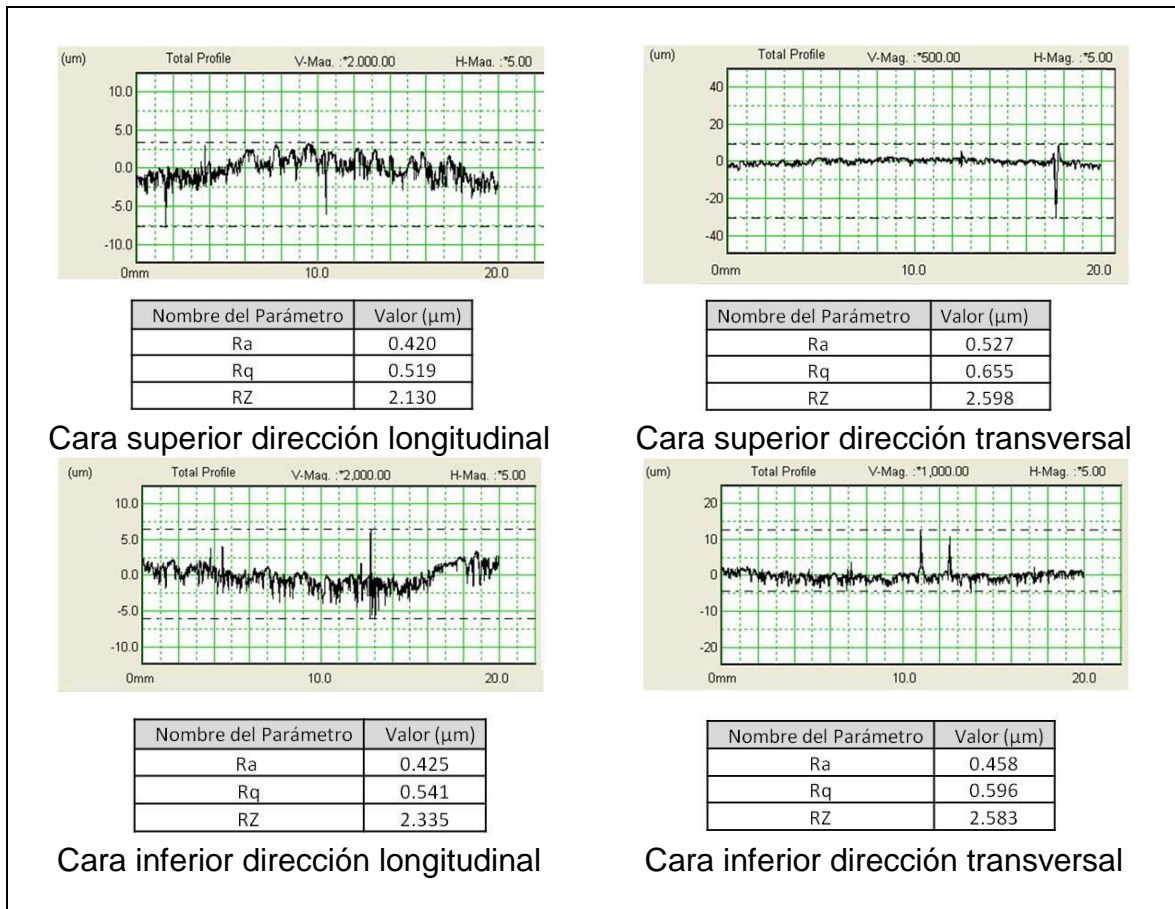


Figura 5. 13 Perfil transversal con una longitud básica de 20 mm en dirección longitudinal y transversal del acero IF 2.53 mm.

Tabla 5.7 Valores de rugosidad superficial por dirección y cara de lámina

Muestra	Cara	Dirección	Ra (μm)	Rq (μm)	Rz (μm)
HSLA 1.81 mm	Superior	longitudinal	0.387	0.506	2.169
		transversal	0.390	0.500	2.171
	Inferior	longitudinal	0.555	0.693	2.734
		transversal	0.525	0.661	2.710
HSLA 3.09 mm	Superior	longitudinal	0.319	0.405	1.792
		transversal	0.409	0.541	2.486
	Inferior	longitudinal	0.291	0.281	1.759
		transversal	0.411	0.539	2.491
IF 2.53 mm	Superior	longitudinal	0.42	0.519	2.13
		transversal	0.527	0.655	2.598
	Inferior	longitudinal	0.425	0.541	2.335
		transversal	0.458	0.596	2.583

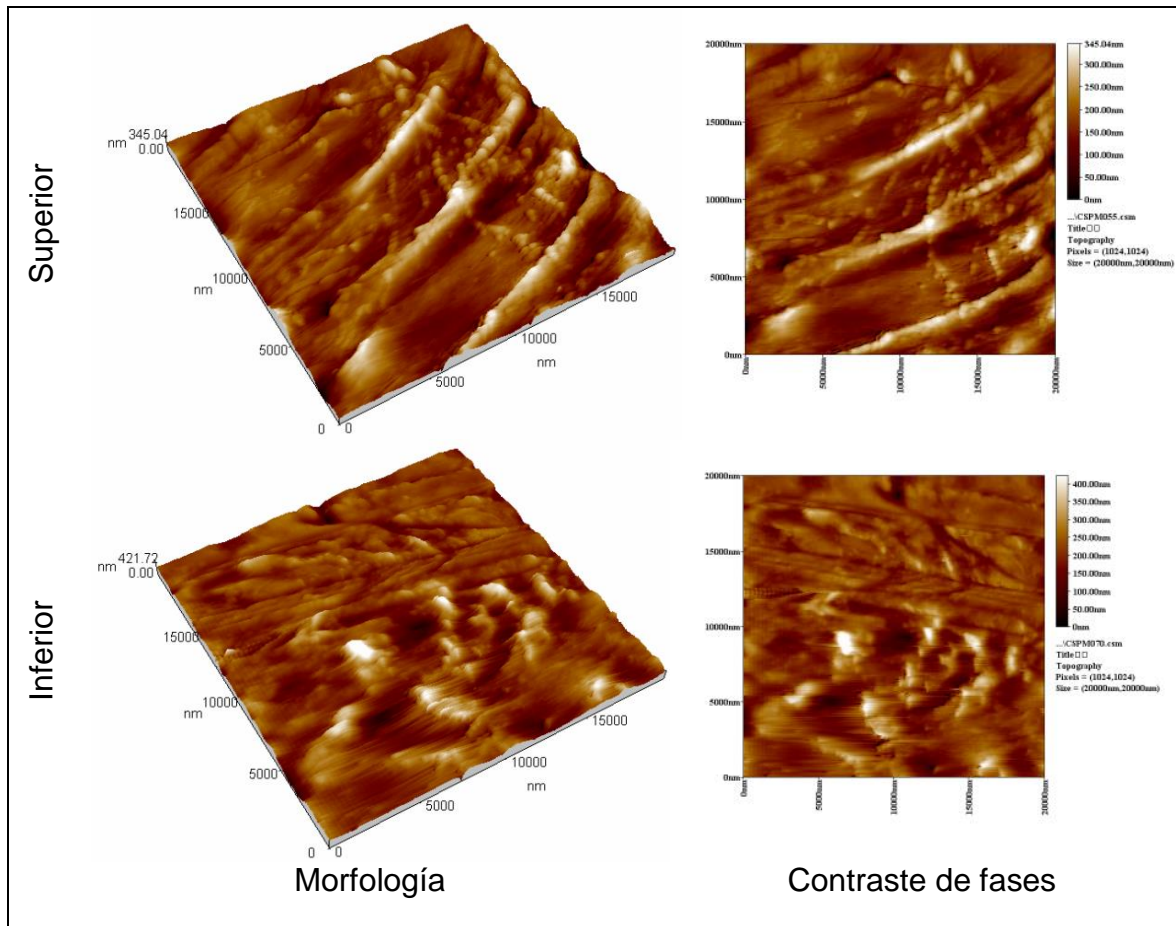


Figura 5.14 - Topografía de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20 μm del acero HSLA 1.81 mm galvanizado.

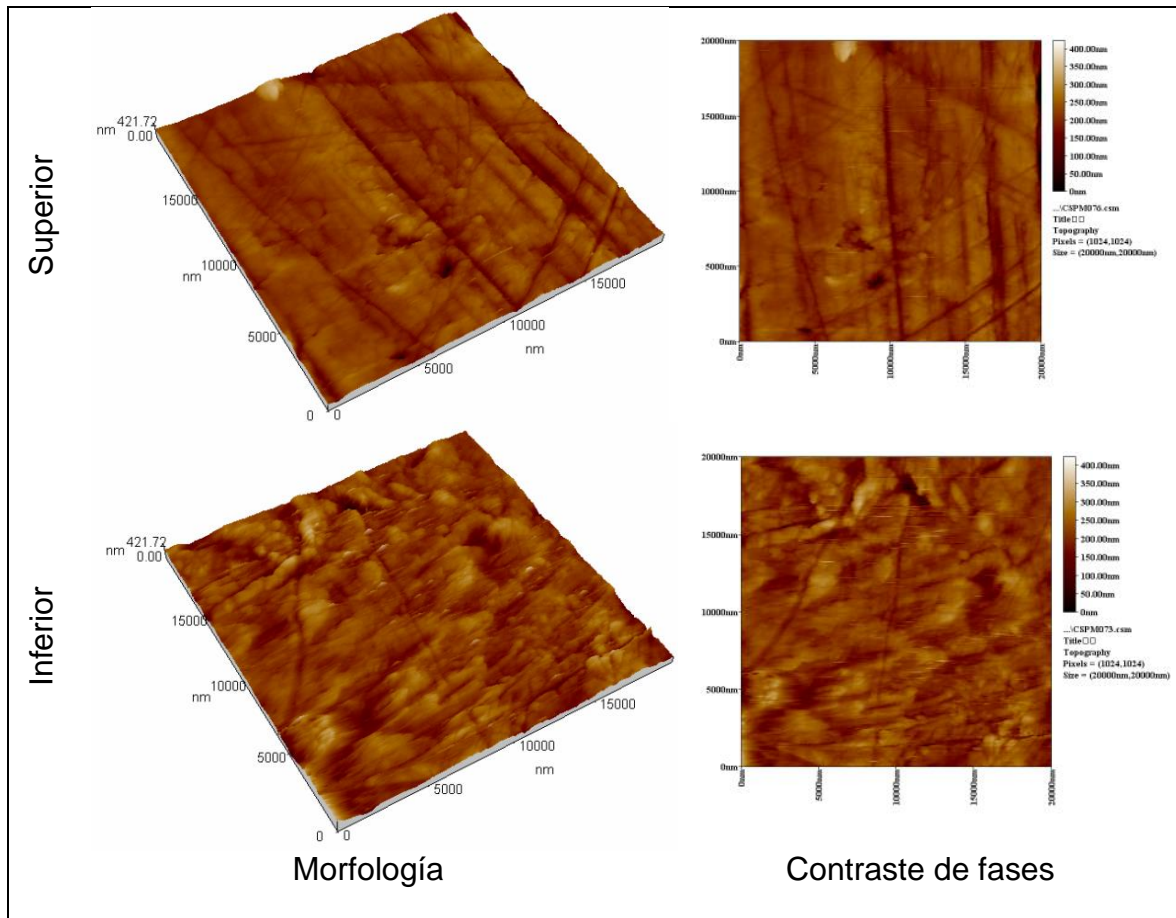


Figura 5.15 - Topografía de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20 μm del acero HSLA 3.09 mm galvanizado.

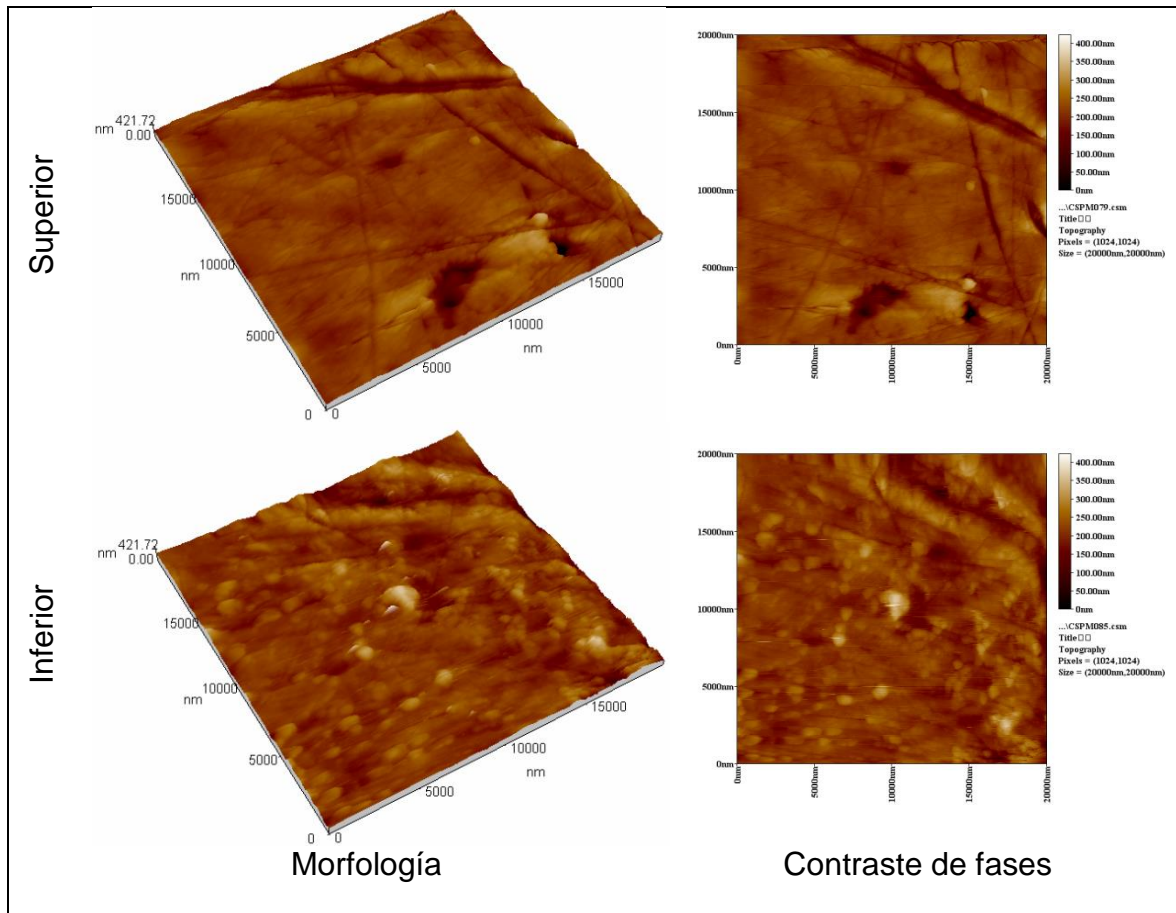


Figura 5.16 - Topografía de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20 μm del acero IF 2.53 mm galvanizado.

5.2.4. Análisis por microscopía electrónica de barrido

Las Figuras 5.17 a 5.19, presentan los resultados del barrido lineal a través del metal base y el galvanizado, en los aceros HSLA 1.08 mm, HSLA 3.09 mm e IF 2.53 mm, respectivamente.

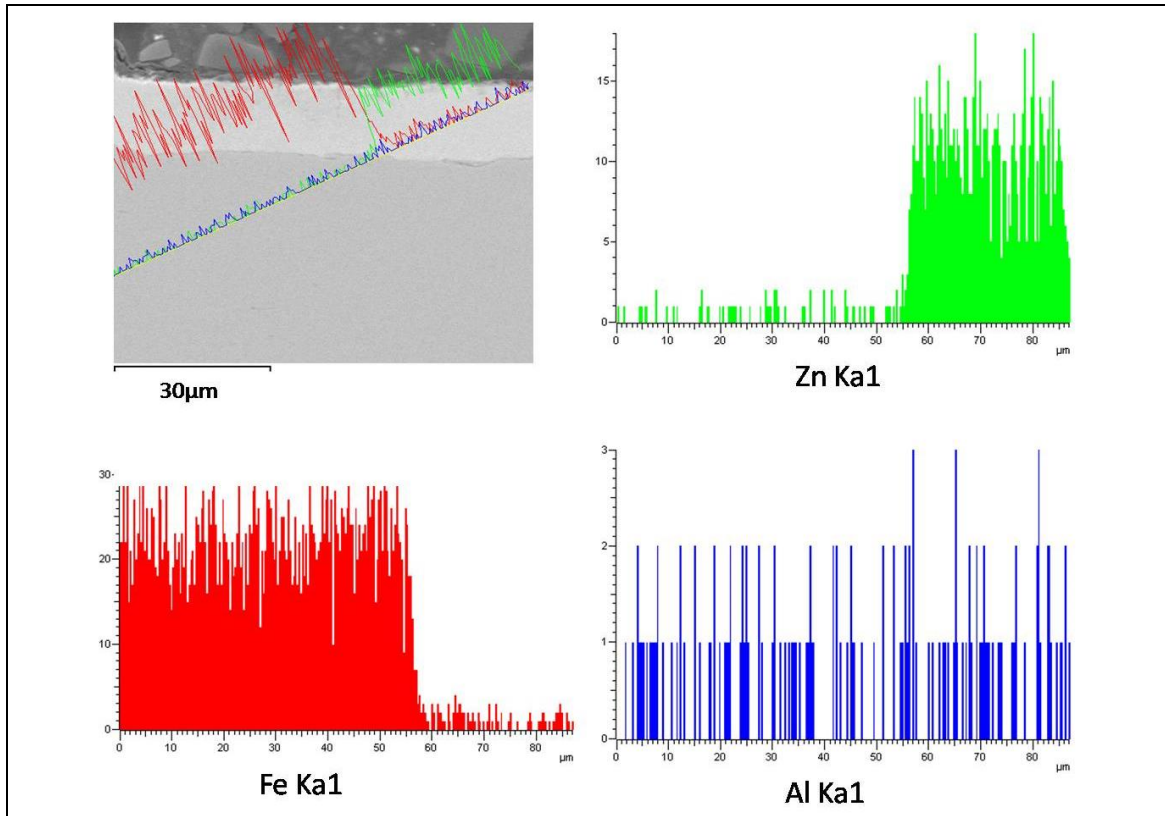


Figura 5.17 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero HSLA 1.81 mm).

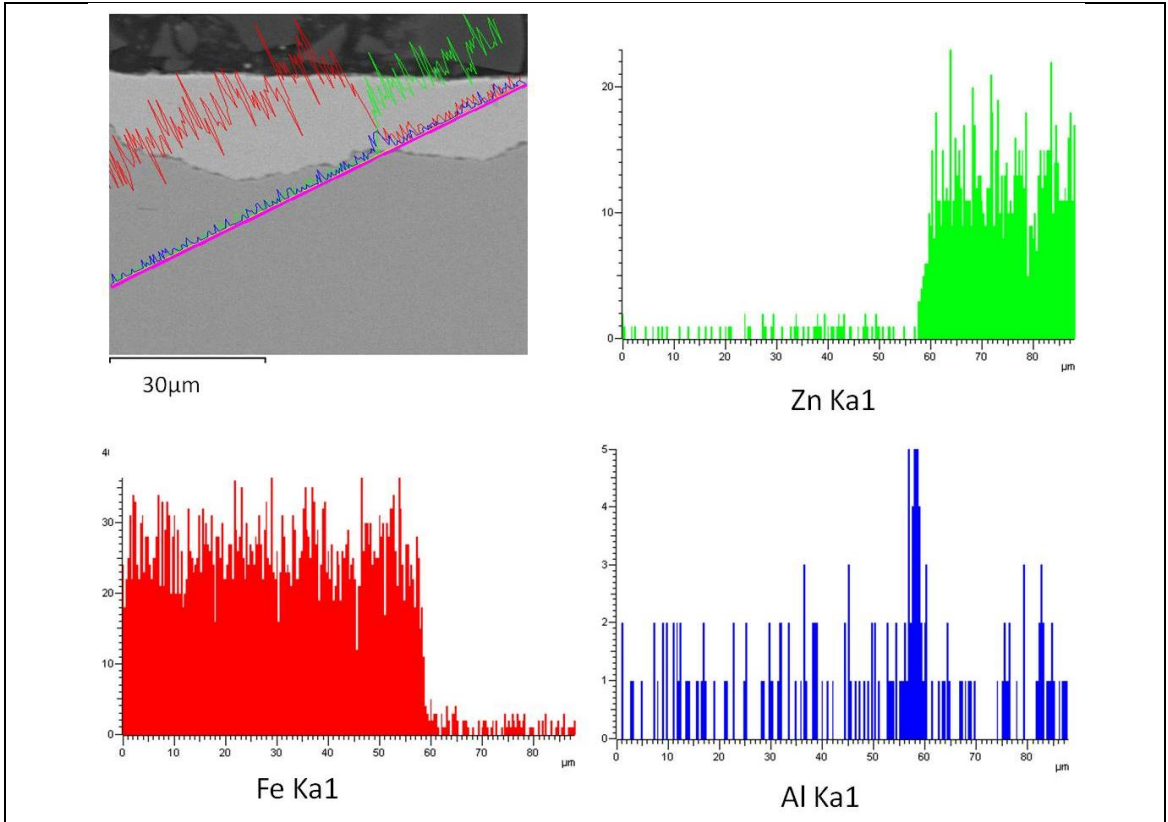


Figura 5.18 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero HSLA 3.09 mm).

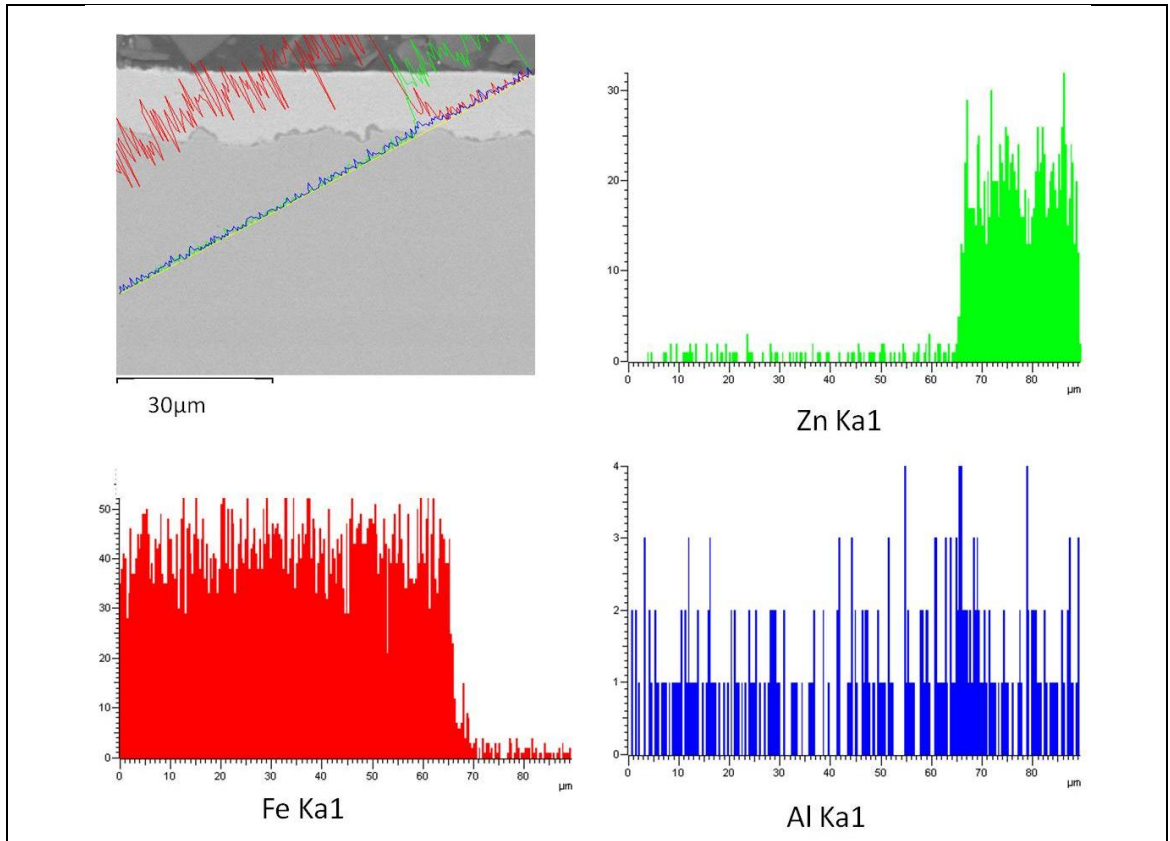


Figura 5.19 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero IF 2.53 mm).

Las Figuras 5.20 a 5.22, presentan los resultados del mapeo cualitativo de elementos realizado en el metal base y el galvanizado en los aceros HSLA 1.08 mm, HSLA 3.09 mm e IF 2.53 mm respectivamente.

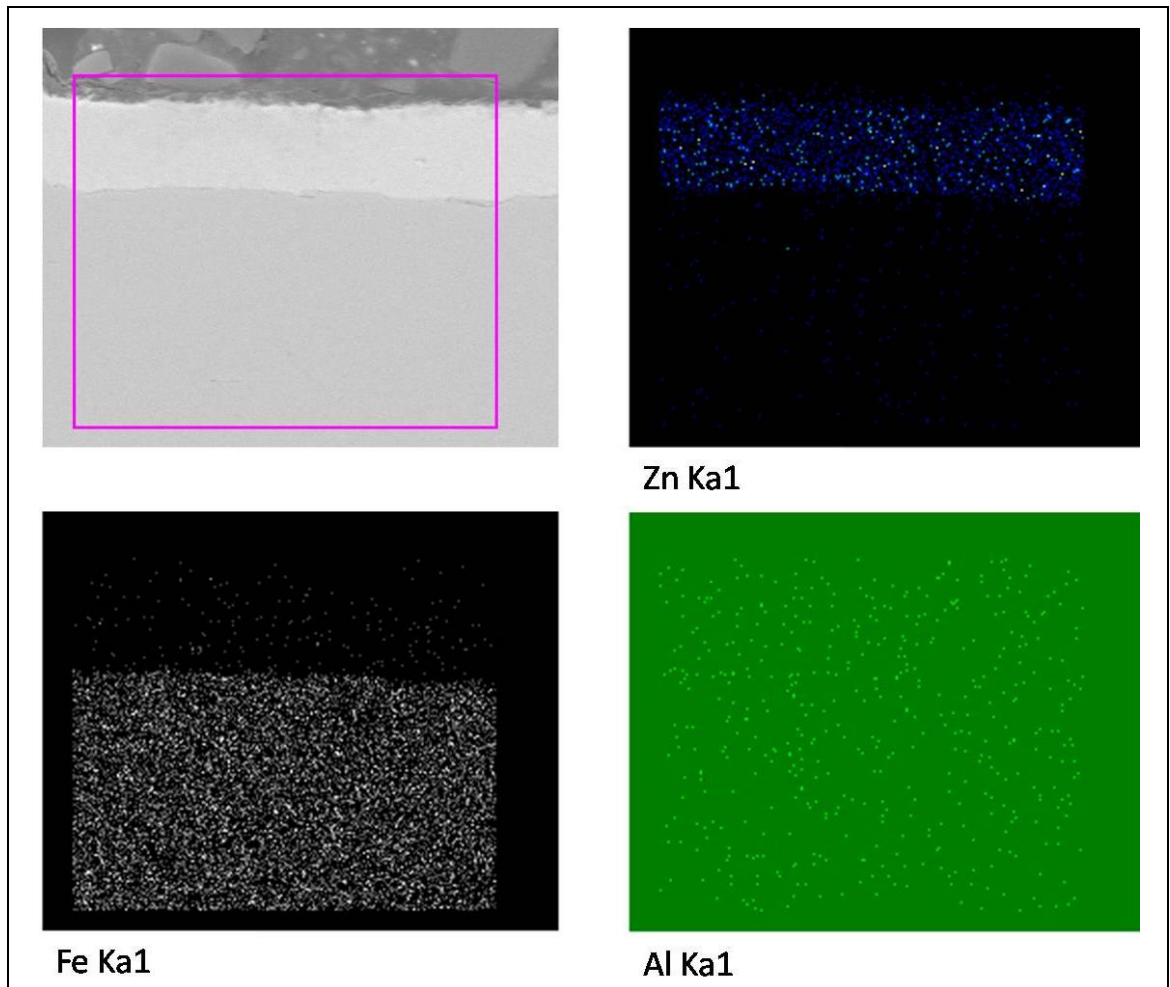


Figura 5.20 – Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (acero HSLA 1.81 mm 2000X).

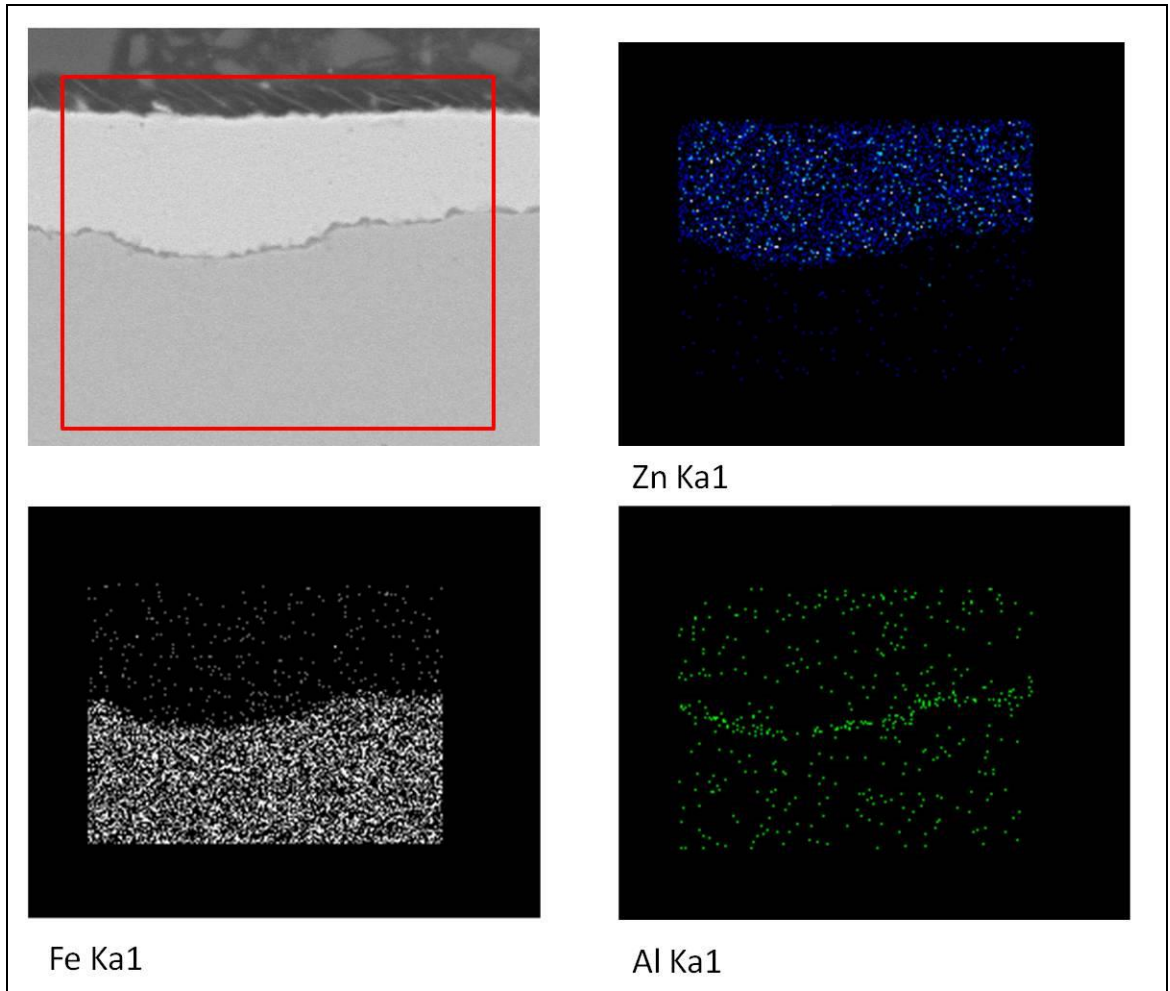


Figura 5.21 - Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (acero HSLA 3.09 mm 2000 X).

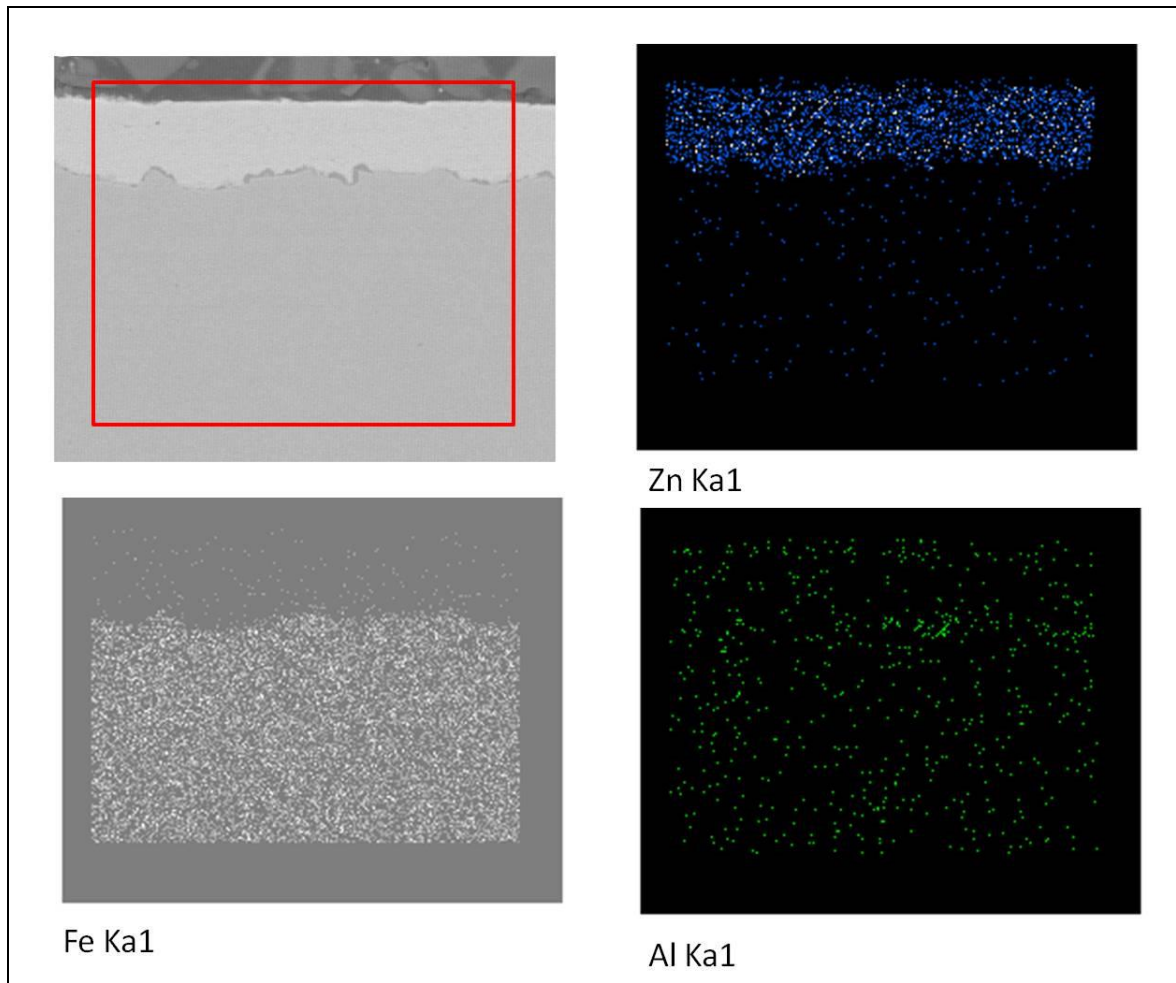


Figura 5.22 - Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (Acero IF 2.53 mm 2000X).

De la Figura 5.23 a la 5.25 presentan los resultados EDS del metal base, del recubrimiento y del intermetálico, en los aceros, HSLA 1.08 mm, HSLA 3.09 mm e IF 2.53 mm respectivamente.

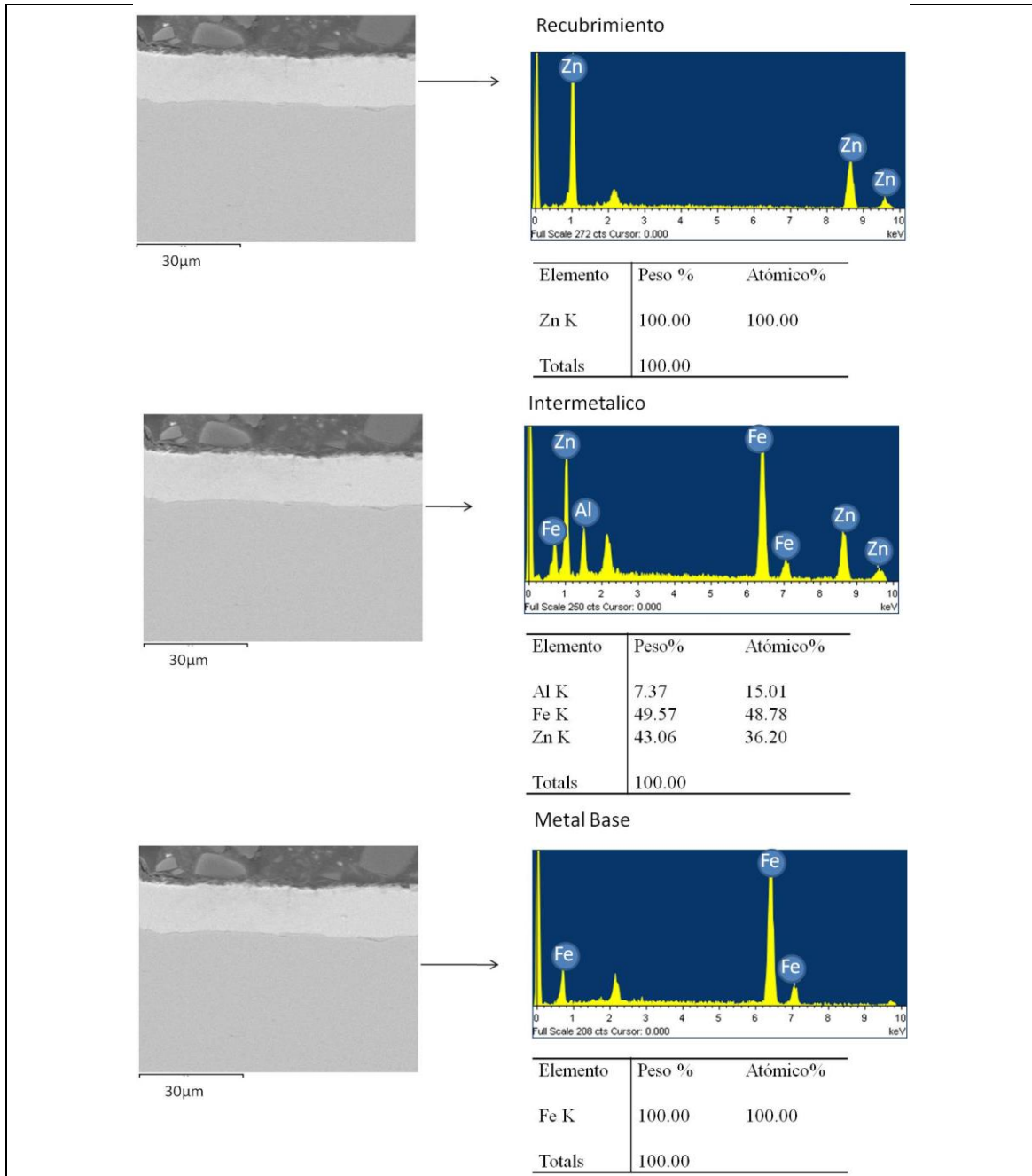


Figura 5.23 - EDS sobre el galvanizado, el intermetálico y metal base del acero HSLA 1.81 mm.

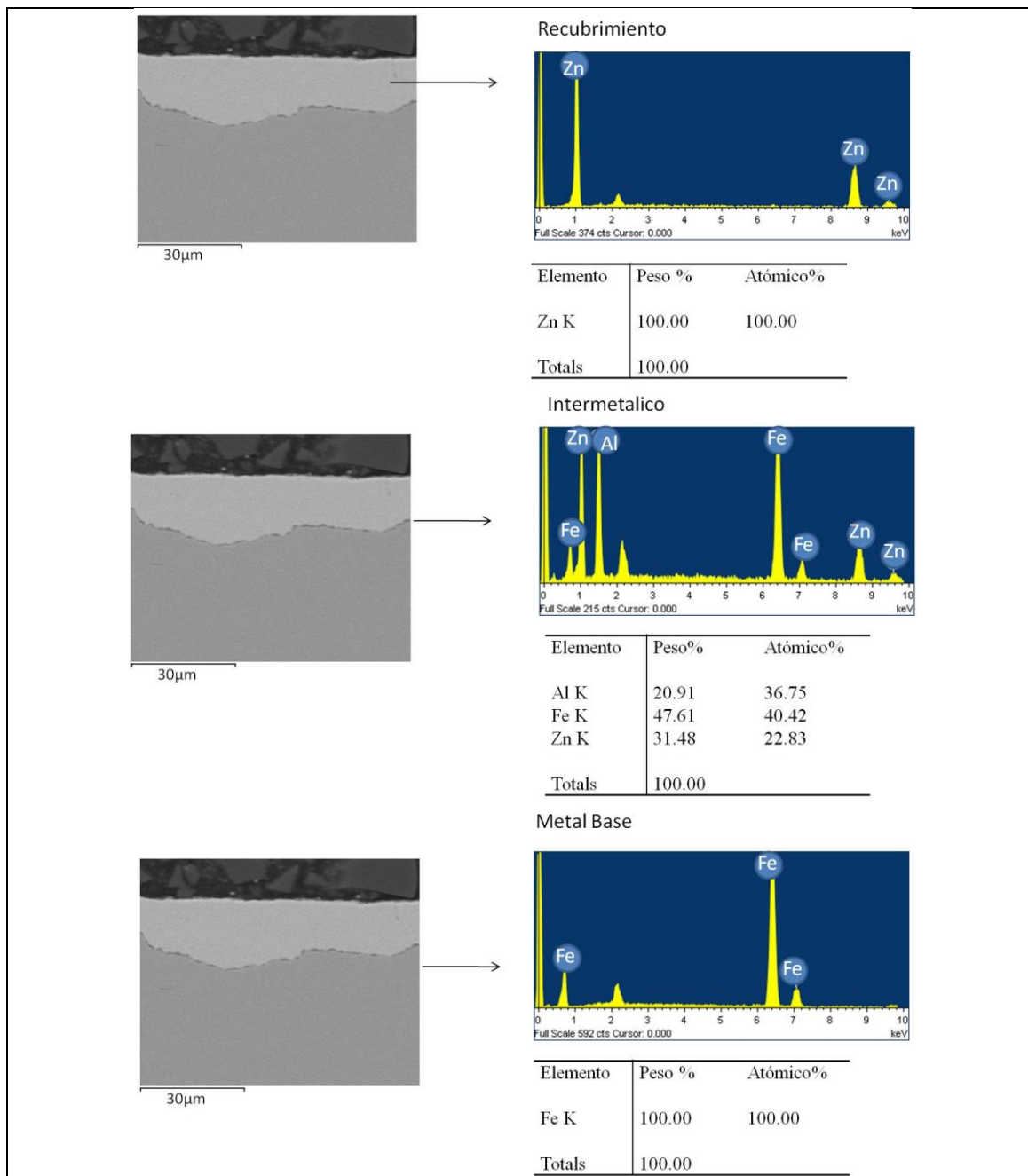


Figura 5.24 - EDS sobre el galvanizado, el intermetálico y metal base del acero HSLA 3.09 mm.

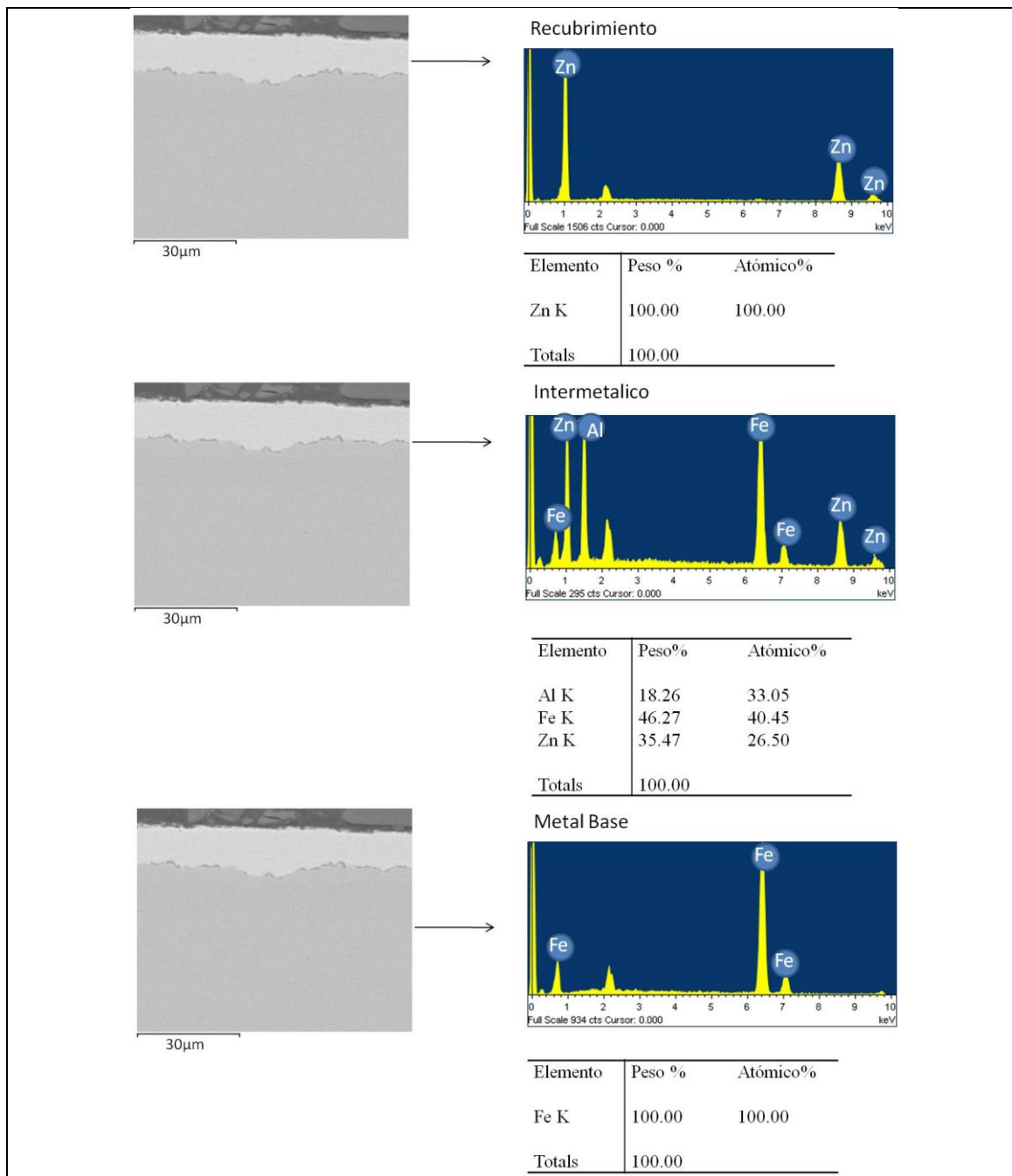


Figura 5.25 - EDS sobre el galvanizado, el intermetálico y metal base del acero IF 2.53 mm.

5.3. Ajuste de programación de soldadura para el acero HSLA 1.81 mm

5.3.1. Obtención de la corriente de soldadura

Para la programación de soldadura del acero HSLA 1.81 mm se varió la corriente de soldadura y el tiempo de mantenimiento hasta alcanzar el diámetro mínimo de botón de soldadura de acuerdo al estándar Chrysler LP-461K-170 [97].

La Figura 5.26 muestra la secuencia de soldadura sobre el par de tiras que se utilizaron en el procedimiento de ajuste de corriente. La Figura 5.27, presenta la sección transversal de los botones de soldadura a diferentes rangos de corriente.

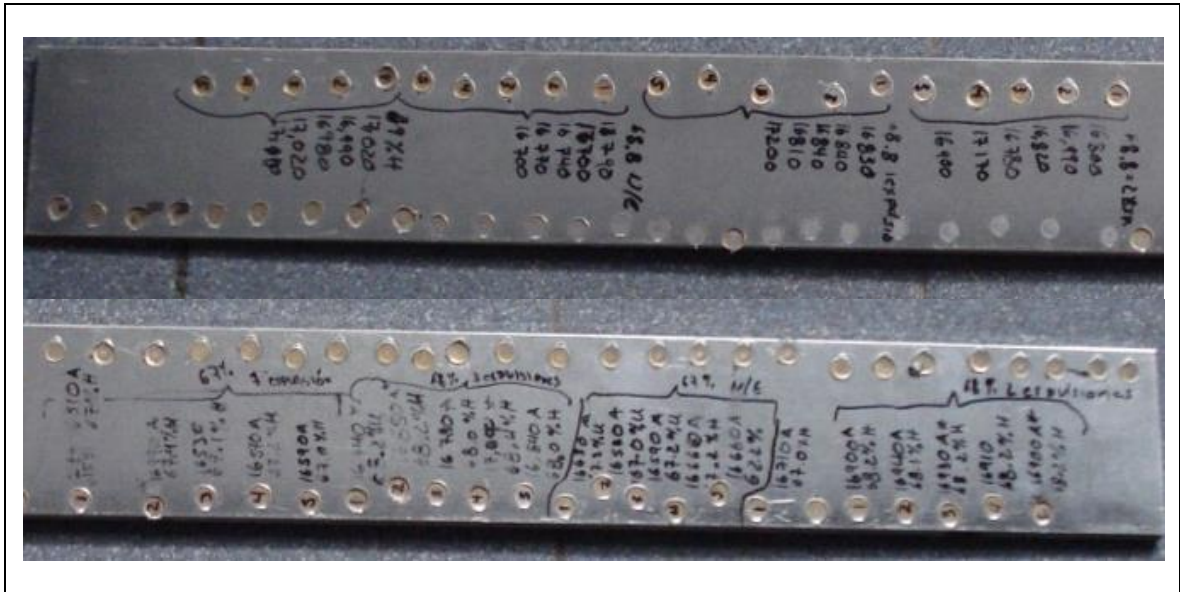


Figura 5.26 - Tira de acero de 76.2 mm x 914 mm para ajuste de corriente de soldadura.

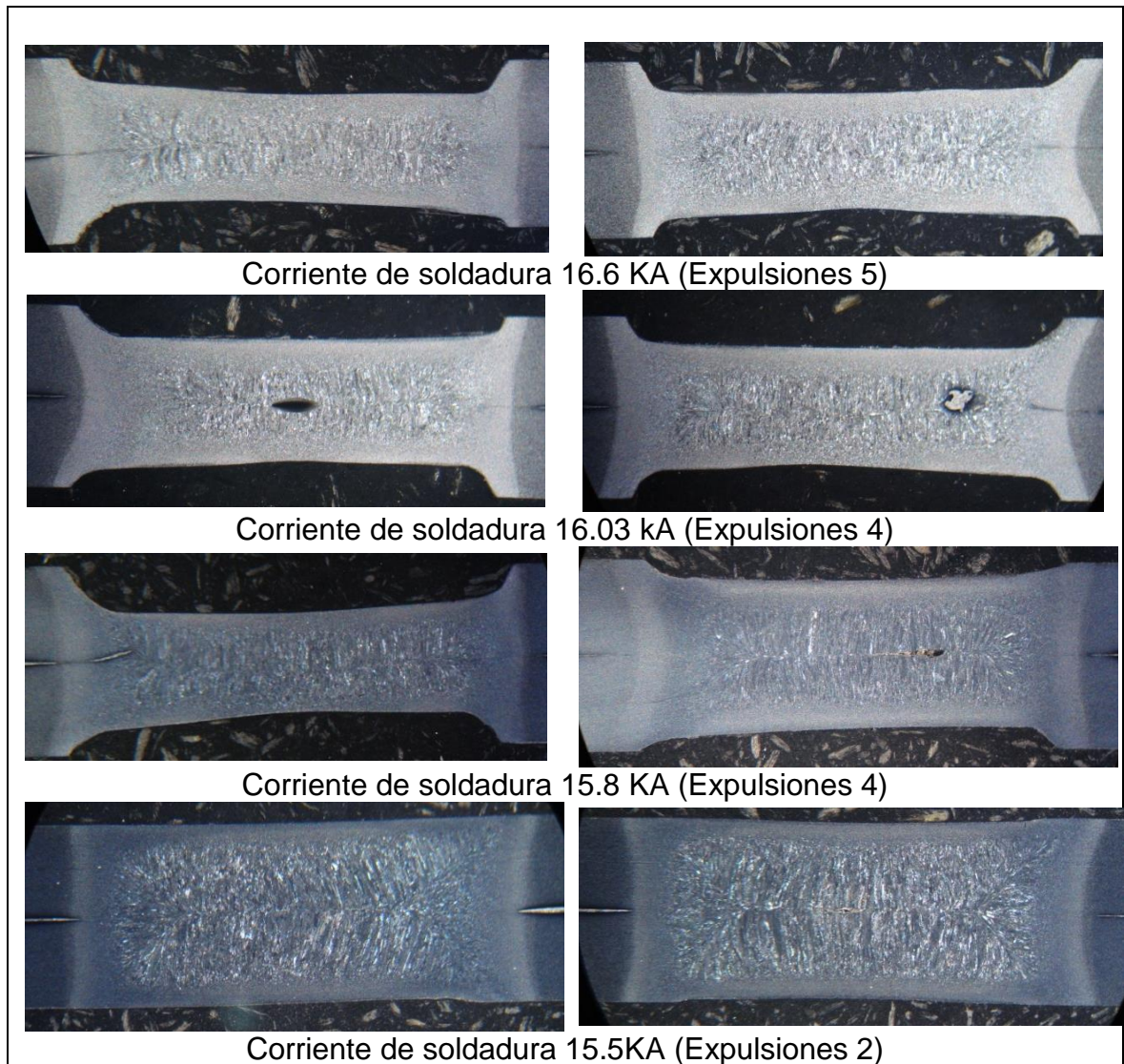


Figura 5.27 - Sección transversal de los botones de soldadura a diferente rango de corriente de soldadura.

5.3.2. Obtención del tiempo de mantenimiento de soldadura

La Figura 5.28 presenta la sección transversal de un botón de soldadura, con una corriente de soldadura de 15.5 KA y con un tiempo de mantenimiento de 5 ciclos, mientras que la Figura 5.29 presenta la sección transversal de un botón de soldadura con una corriente de soldadura de 15.5 KA y con un tiempo de mantenimiento de 30 ciclos.

La Figura 5.30 presenta los perfiles de microdureza Vickers en los botones de soldadura, con una corriente de soldadura de 15.5 KA y con un tiempo de mantenimiento de 5 y 30 ciclos.

La Figura 5.31 presenta los ensayos de desbotonamiento, que se utilizaron para medir el diámetro del botón de soldadura en pruebas con una corriente de 15.5 KA y un tiempo de mantenimiento de 5 y 30 ciclos. La Tabla 5.8, presenta el diámetro promedio de los botones soldadura a los diferentes tiempos de mantenimiento (5 y 30 ciclos).

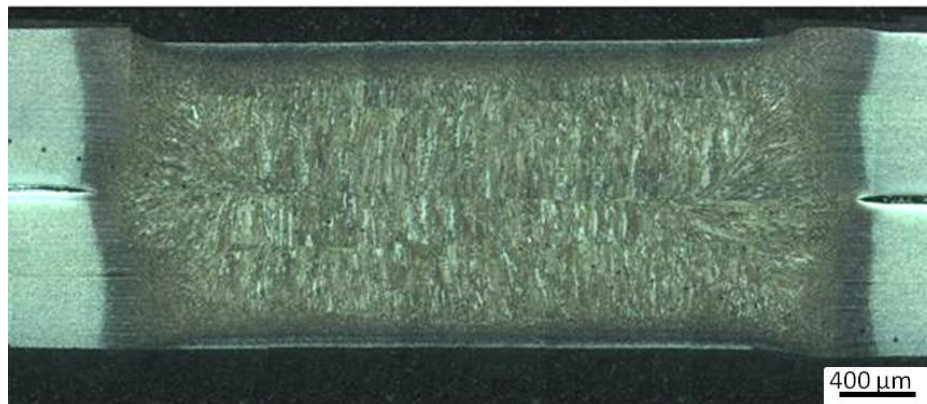


Figura 5.28 - Botón de soldadura con una corriente de soldadura de 15.5 KA y un tiempo de mantenimiento de 5 ciclos.

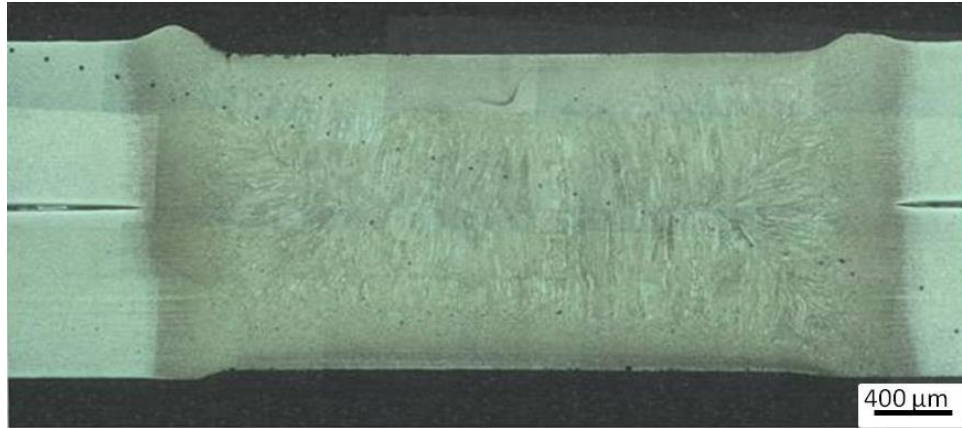


Figura 5.29 - Botón de soldadura con una corriente de soldadura de 15.5 KA y un tiempo de mantenimiento de 30 ciclos.

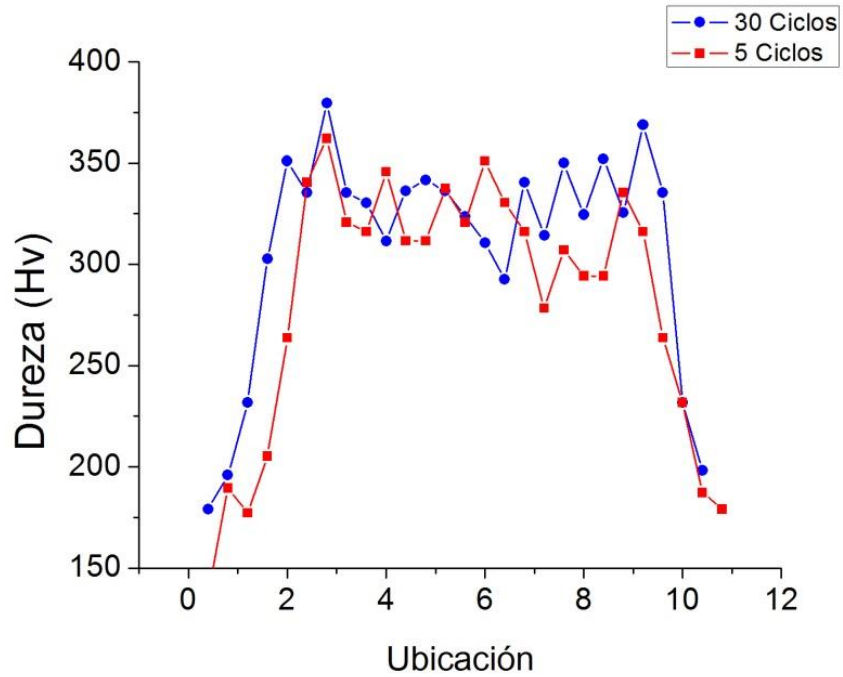


Figura 5.30 - Perfil de microdureza Vickers a diferentes tiempos de enfriamiento de 5 y 30 ciclos.



a) Corriente de soldadura de 15.5 KA con un tiempo de mantenimiento de 5 ciclos



b) Corriente de soldadura de 15.5 KA con un tiempo de mantenimiento de 30 ciclos

Figura 5.31 - Ensayos de desbotonamiento de las probetas de soldadura a diferentes tiempos de mantenimiento de a) 5 ciclos y b) 30 ciclos.

Tabla 5.8 Valores de los ensayos de desbotonamiento con tiempos de mantenimiento de 5 y 30 ciclos

Número de ensayo de desbotonamiento	Diámetro del botón de soldadura (mm)	
	5 ciclos de Tiempo de mantenimiento	30 ciclos de tiempo de mantenimiento
1	6.39	6.46
2	6.10	6.74
3	6.18	6.18
4	6.14	6.32
5	6.47	6.09
Promedio (mm)	6.26 ± 0.16	6.36 ± 0.25

5.4. Ajuste de programación de soldadura para el acero IF 2.53 mm

5.4.1. Obtención de la corriente de soldadura

Para la programación de soldadura del acero IF 2.53 mm se varió el número de pulsos el tiempo de soldadura y la corriente de soldadura hasta alcanzar el diámetro mínimo de soldadura de acuerdo al estándar Chrysler LP-461K-170 [97].

La Figura 5.32 presenta los resultados de los ensayos de desbotonamiento con una programación de soldadura de un pulso de soldadura con un tiempo de soldadura de 20 ciclos. La Figura 5.33 presenta los ensayos de desbotonamiento con una programación de dos pulsos de soldadura con un tiempo de soldadura de 6-2-6 ciclos (la programación de soldadura 6-2-6 describe dos pulsos de tiempo de soldadura de 6 ciclos con 2 ciclos de enfriamiento entre pulsos). La Figura 5.34 presenta los ensayos de desbotonamiento con una programación de dos pulsos de soldadura con un tiempo de soldadura de 7-2-7 ciclos. La Figura 5.35 presenta los ensayos de desbotonamiento con una programación de dos pulsos de soldadura con un tiempo de soldadura de 8-2-8 ciclos. La Figura 5.36 presenta los ensayos de desbotonamiento con una programación de dos pulsos de soldadura con un tiempo de soldadura de 9-2-9 ciclos.

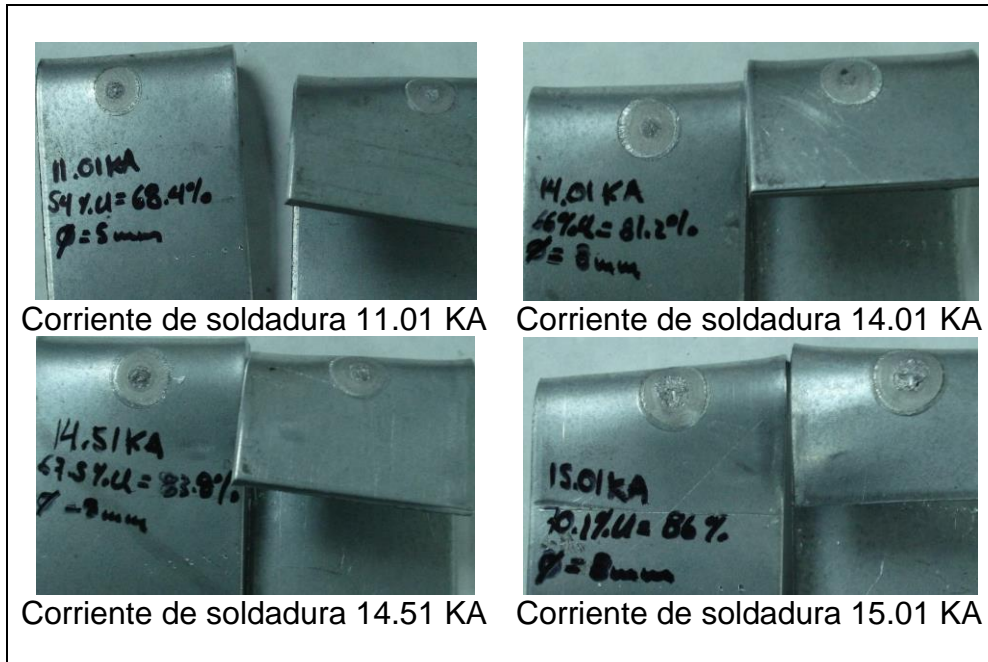


Figura 5.32 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de un solo pulso de soldadura (20 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.

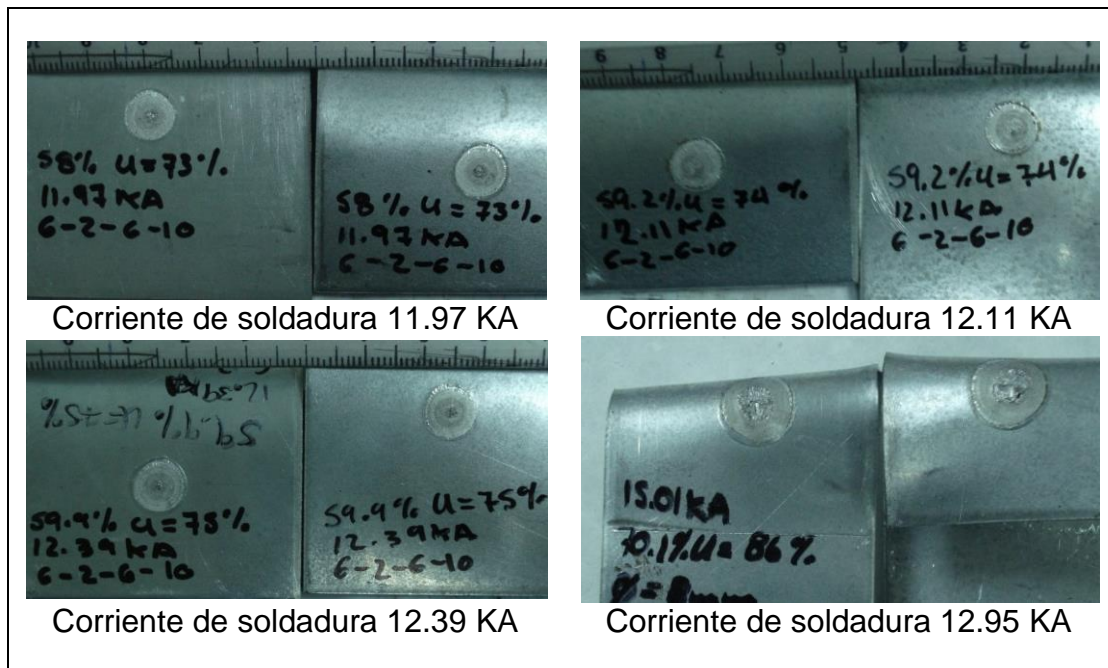


Figura 5.33 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (6-2-6 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.

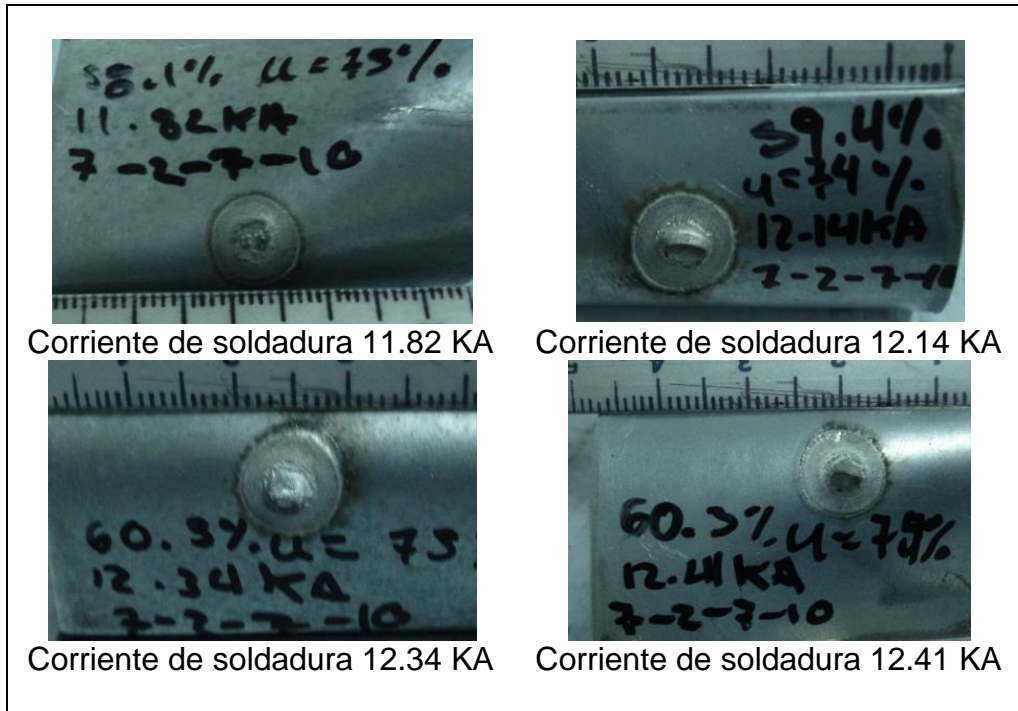


Figura 5.34 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (7-2-7 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.

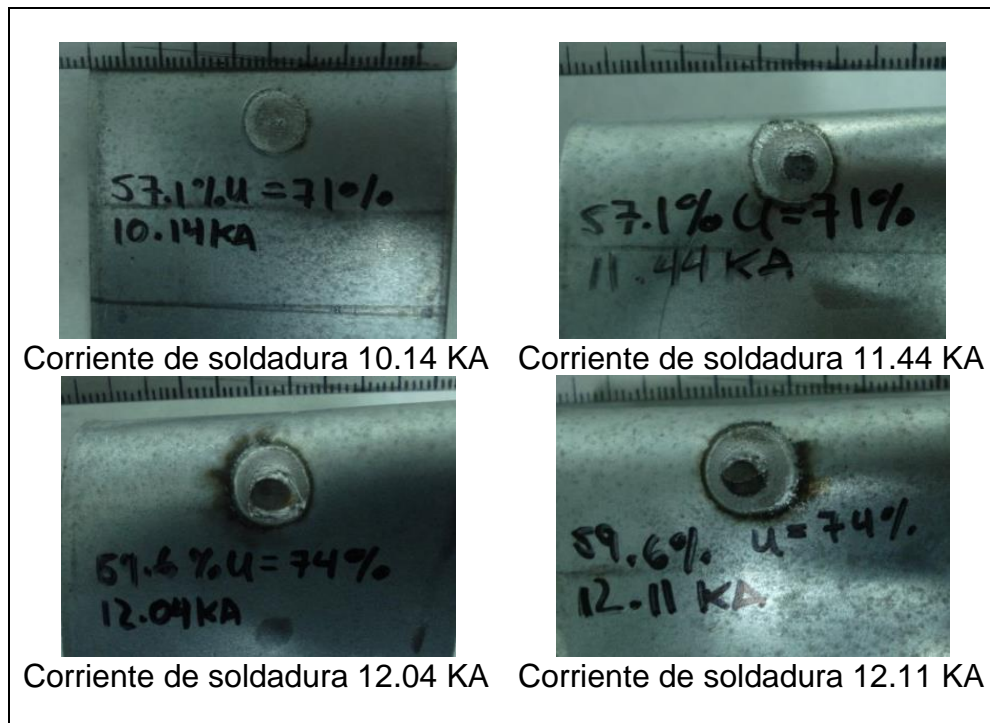


Figura 5.35 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (8-2-8 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.

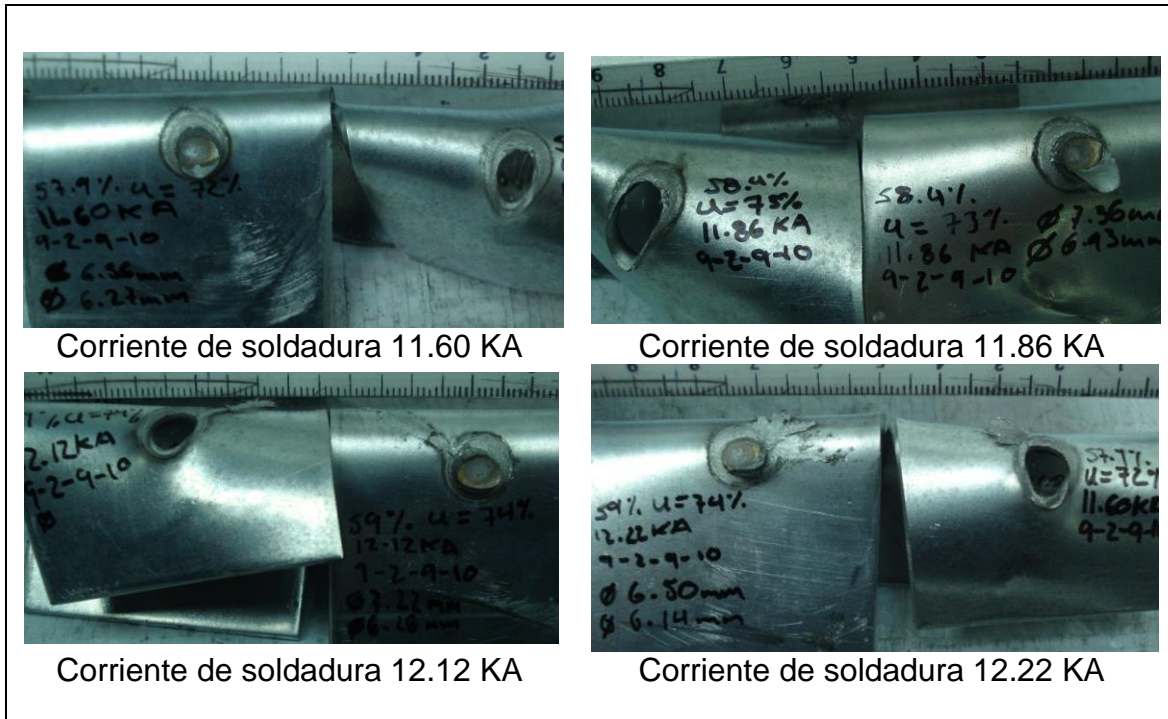


Figura 5.36 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (9-2-9 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.

5.5. Ajuste de programación de soldadura para el acero HSLA 3.09 mm

5.5.1. Obtención de la corriente de soldadura

Para la programación de soldadura para el acero HSLA 3.09 mm se varió el número de pulsos, tiempo de soldadura y corriente de soldadura hasta alcanzar el diámetro mínimo de soldadura.

La Figura 5.37 presenta los ensayos de desbotonamiento con una programación de tres pulsos de soldadura variando el tiempo de soldadura hasta obtener el diámetro mínimo de botón.



Figura 5.37 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de tres pulsos de soldadura a diferentes tiempos de soldadura (ciclos).

5.6. Ensayos de calidad de soldadura

Las programaciones de soldadura que cumplieron con el criterio del diámetro mínimo de botón de soldadura y no expulsión de material de acuerdo al estándar Chrysler LP-461K-170 [97] para cada uno de los aceros se presentan en la Tabla 5.9.

La evaluación metalúrgica de los botones de soldadura, de cada uno de los aceros de acuerdo a la programación de la Tabla 5.9, se observan en las figuras 5.38 a 5.44.

La Figura 5.38, presenta la sección transversal de los botones de soldadura en los aceros HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm, respectivamente.

Las Figuras 5.39 a 5.41, presentan la microestructura de la zona de la interfase (zona de fusión cerca de la zona afectada térmicamente) y del centro de la zona de fusión del botón de soldadura en los aceros, HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm respectivamente.

La evaluación de las propiedades mecánicas de los botones de soldadura de cada uno de los aceros de acuerdo a la programación de la Tabla 5.9 se observan en las Figuras 5.45 y 5.46.

La Figura 5.45 muestra los perfiles de microdureza de cada uno de los botones de soldadura en los aceros HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm respectivamente.

La Figura 5.46 presenta los resultados de los ensayos de tensión de los botones de soldadura en los aceros HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm respectivamente.

Tabla 5.9 Programación de soldadura con la que se obtiene el tamaño mínimo de botón

Acero	Tiempo de acercamiento	Tiempo de soldadura	Tiempo de mantenimiento
HSLA 1.81 mm	30 ciclos	13 ciclos	30 ciclos
	Diámetro de electrodo	Fuerza de soldadura	Corriente de soldadura
	8 mm	6.4 kN	15.5 KA
IF 2.53 mm	Tiempo de acercamiento	Tiempo de soldadura	Tiempo de mantenimiento
	30 ciclos	9-2-9 ciclos	10 ciclos
	Diámetro de electrodo	Fuerza de soldadura	Corriente de soldadura
	5 mm	6.4 kN	11.6 KA
HSLA 3.09 mm	Tiempo de acercamiento	Tiempo de soldadura	Tiempo de mantenimiento
	30 ciclos	13-2-13-2-13 ciclos	10 ciclos
	Diámetro de electrodo	Fuerza de soldadura	Corriente de soldadura
	5 mm	6.4 kN	9.8 KA

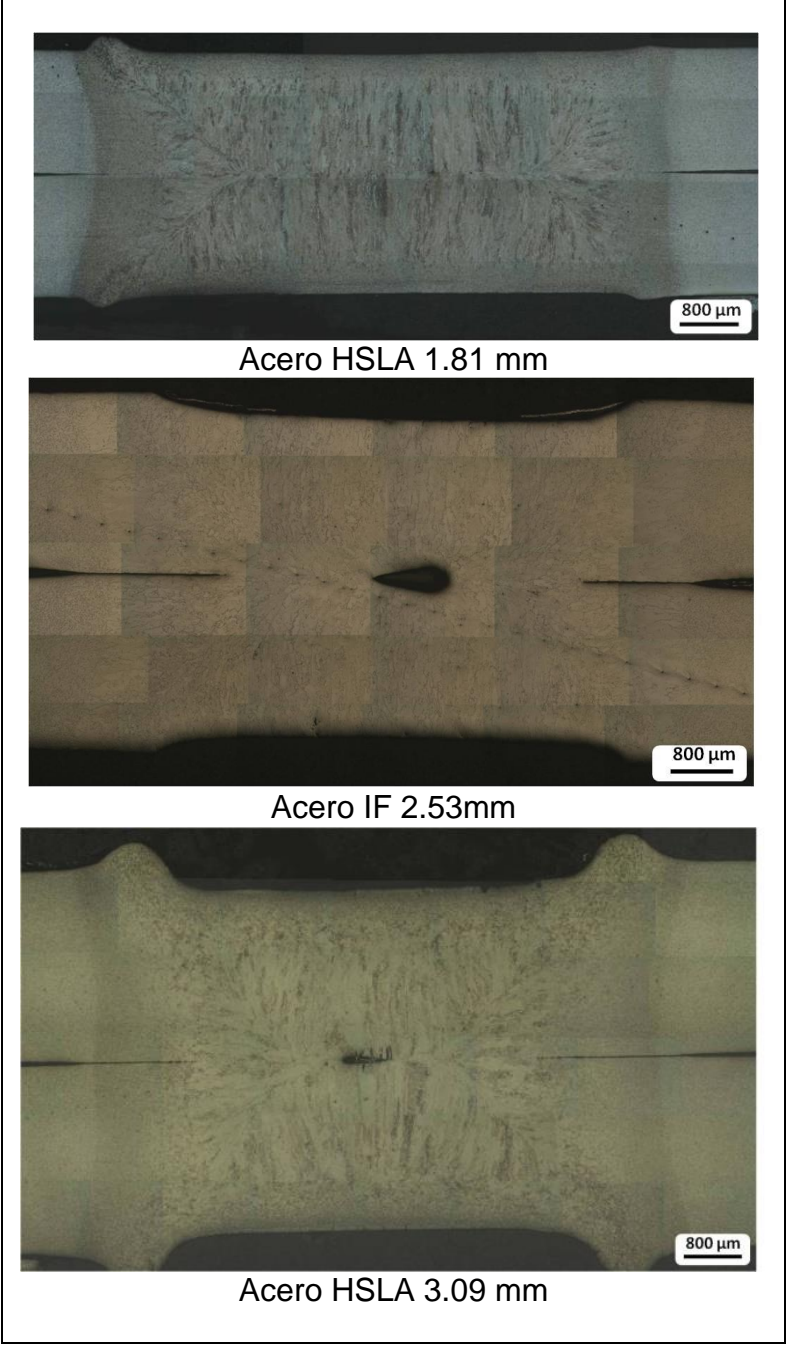


Figura 5.38 - Botones de soldadura de cada uno de los aceros de soldadura

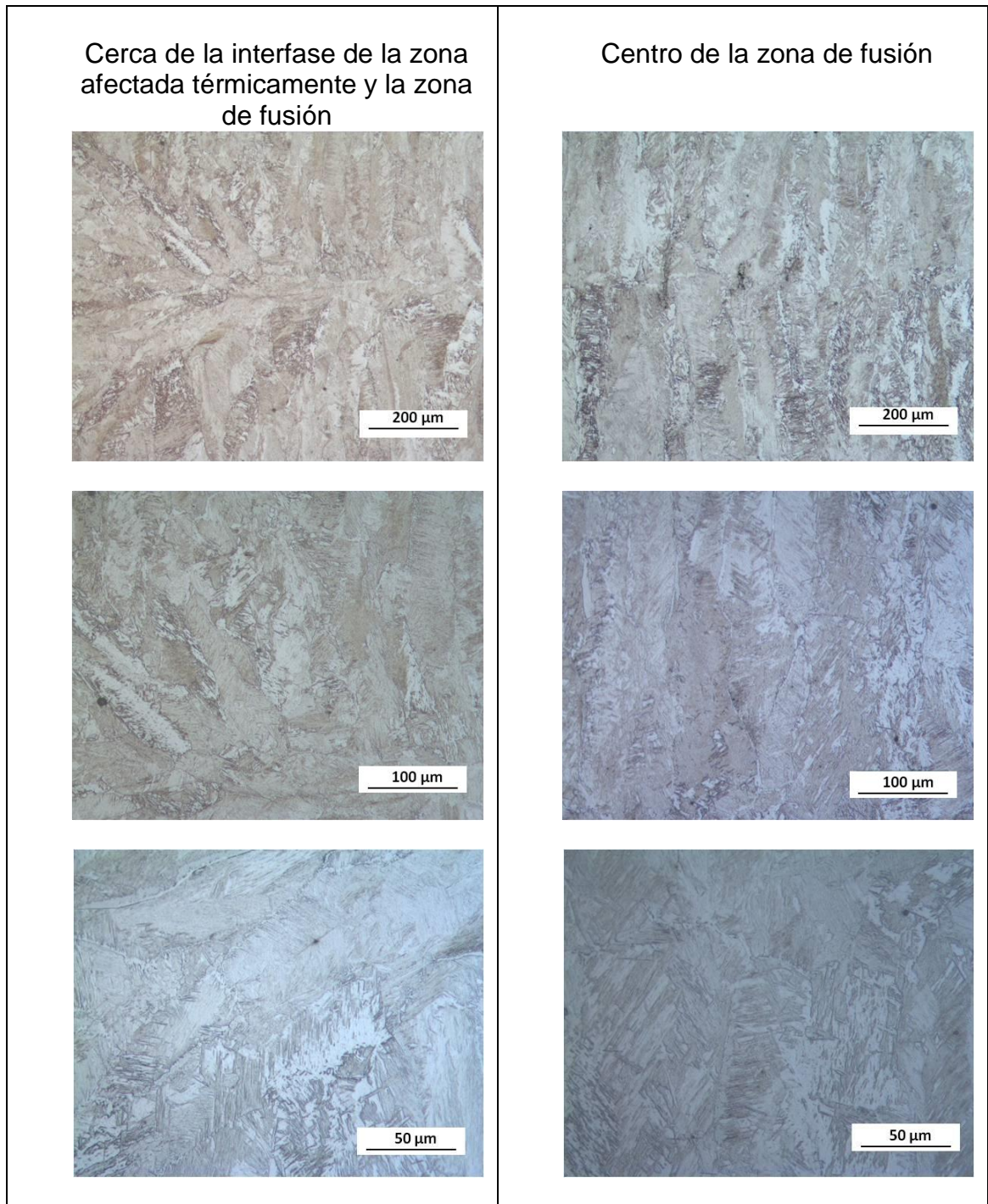


Figura 5.39 - Microestructura de la zona de fusión del acero HSLA 1.81 mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente.

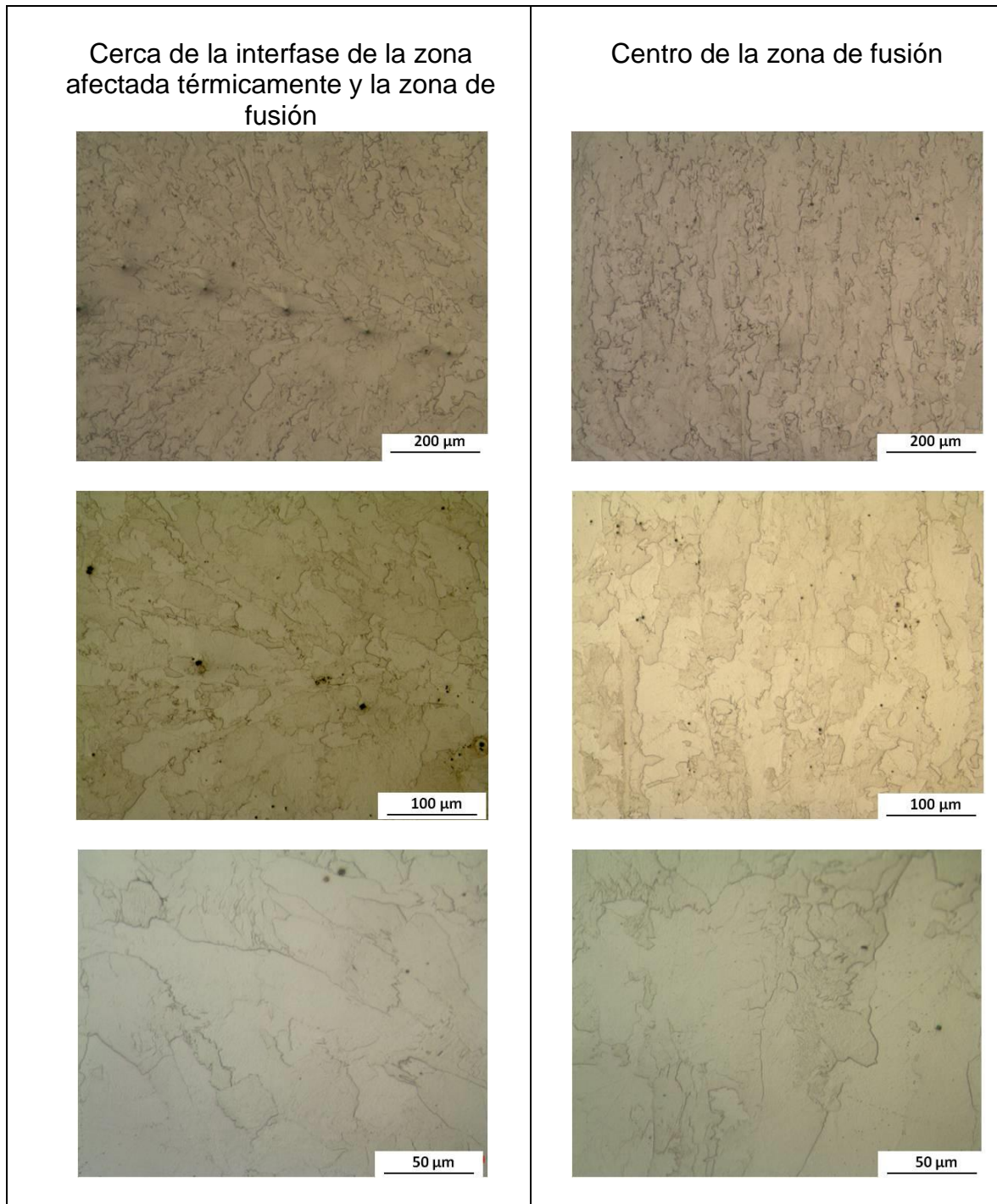


Figura 5.40 - Microestructura de la zona de fusión del acero IF 2.53 mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente.

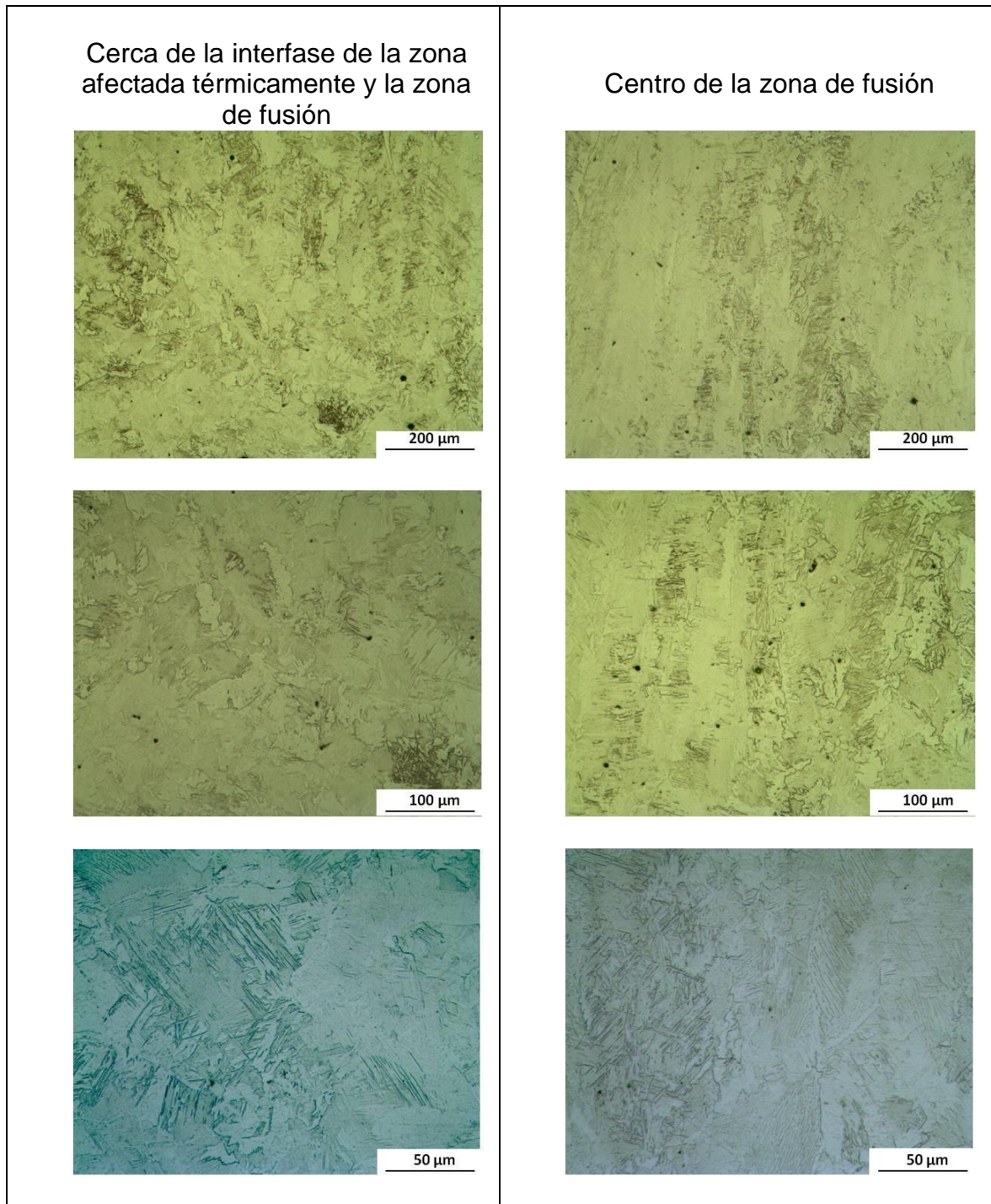


Figura 5.41 - Microestructura de la zona de fusión del acero HSLA 3.09 mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente.

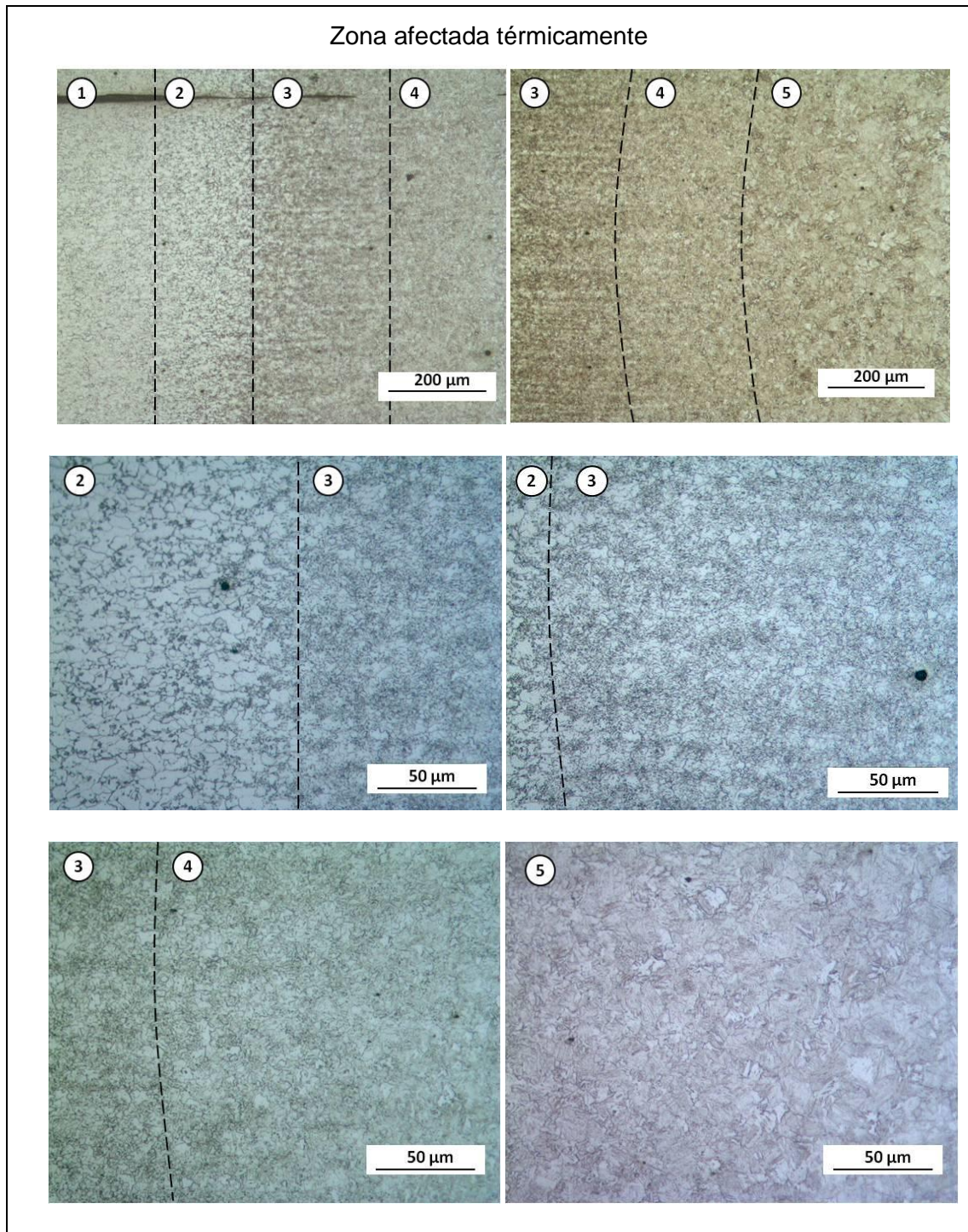


Figura 5.42 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero HSLA 1.81 mm a dos aumentos. El 5 y 4 corresponden a la región supercrítica, el 3 corresponde a la región intercrítica, el 2 corresponde a la región supercrítica y el 1 corresponde metal base.

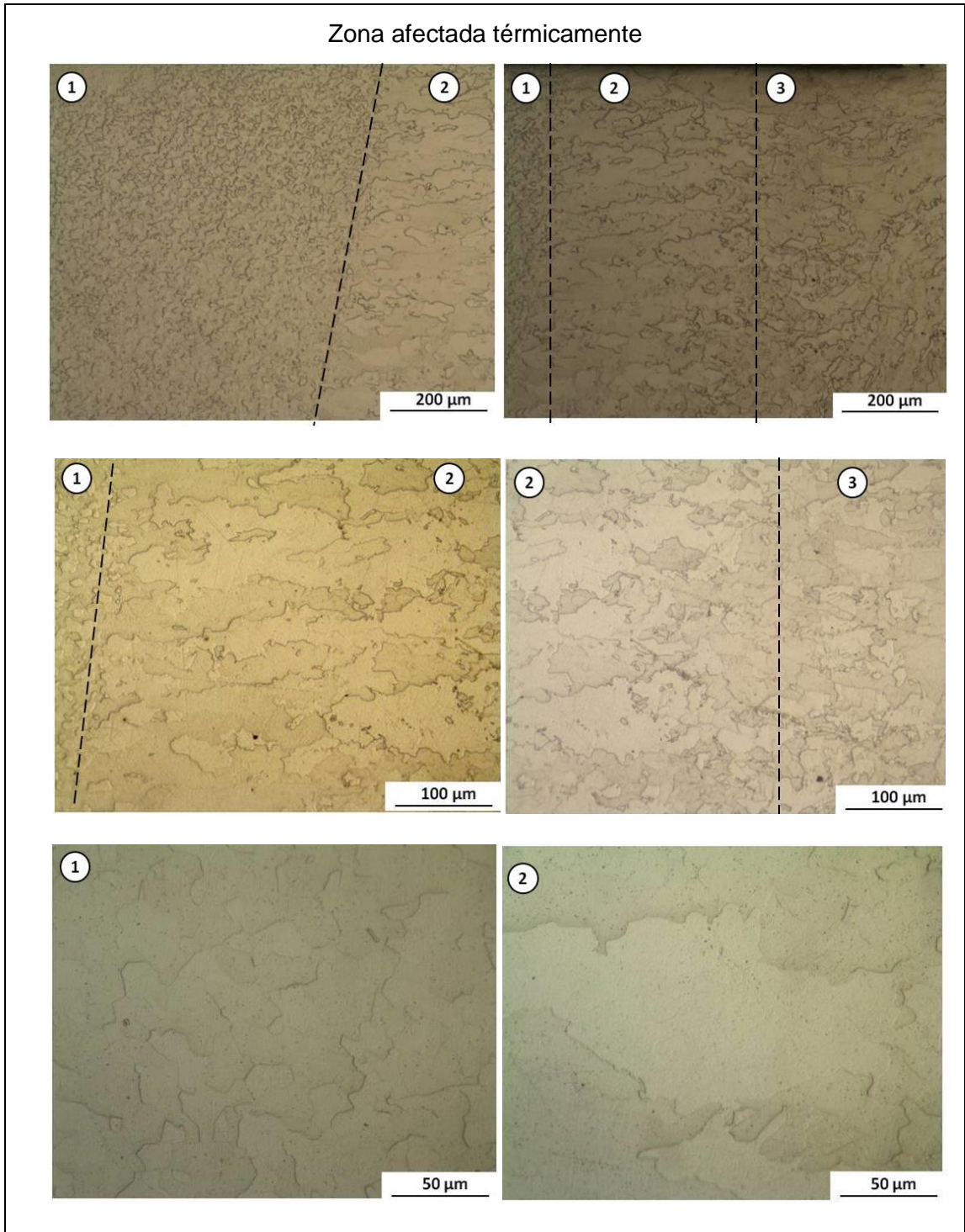


Figura 5.43 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero IF 2.53 mm a dos aumentos. El 3 corresponde a la zona de fusión, el 2 corresponde zona afectada térmicamente y el 1 corresponde metal base.

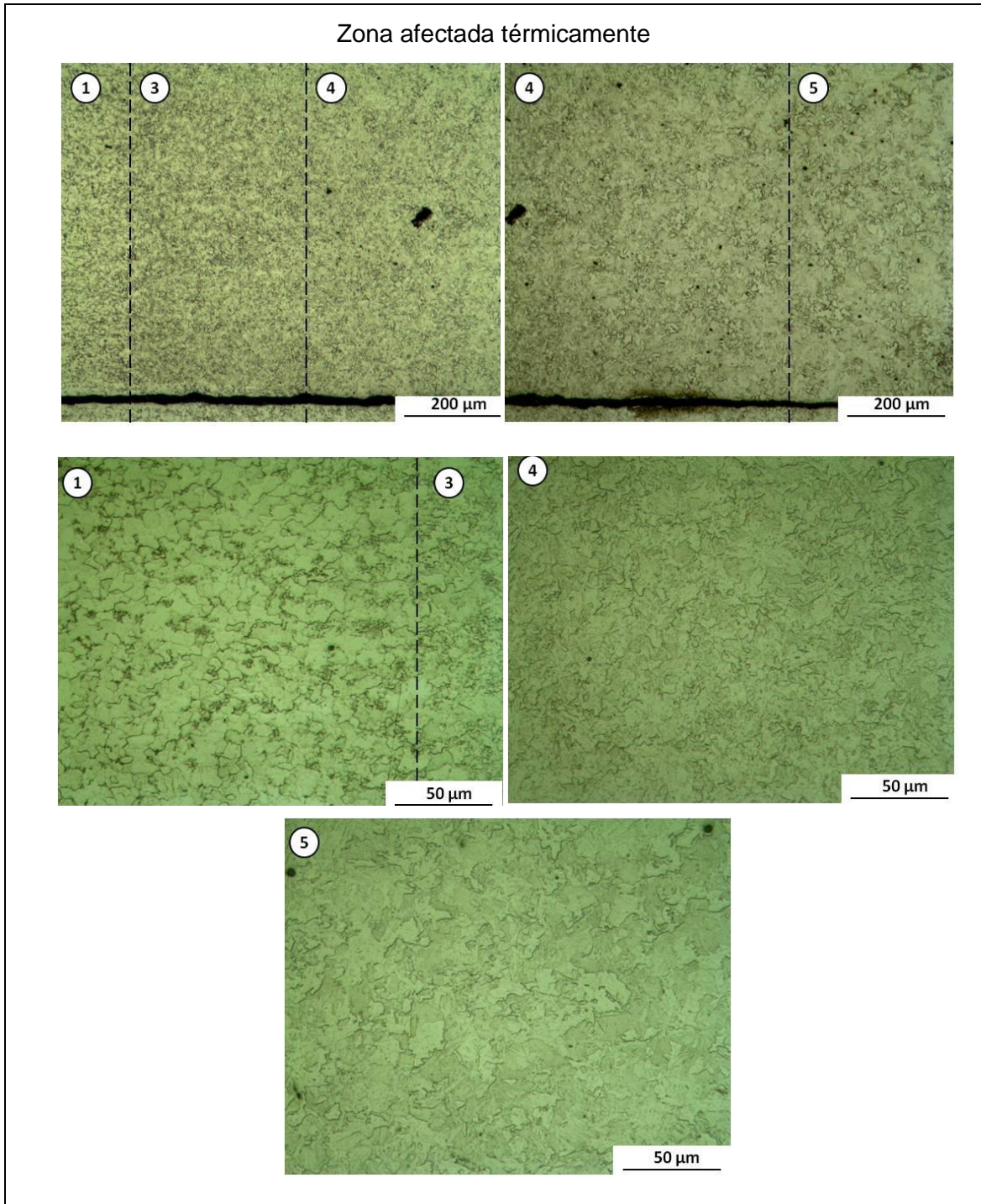


Figura 5.44 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero HSLA 3.09 mm a tratamientos. El 5 y 4 corresponden a la región supercrítico, el 3 corresponde a la región intercrítica, el 2 corresponde a la región supcrítica y el 1 corresponde metal base.

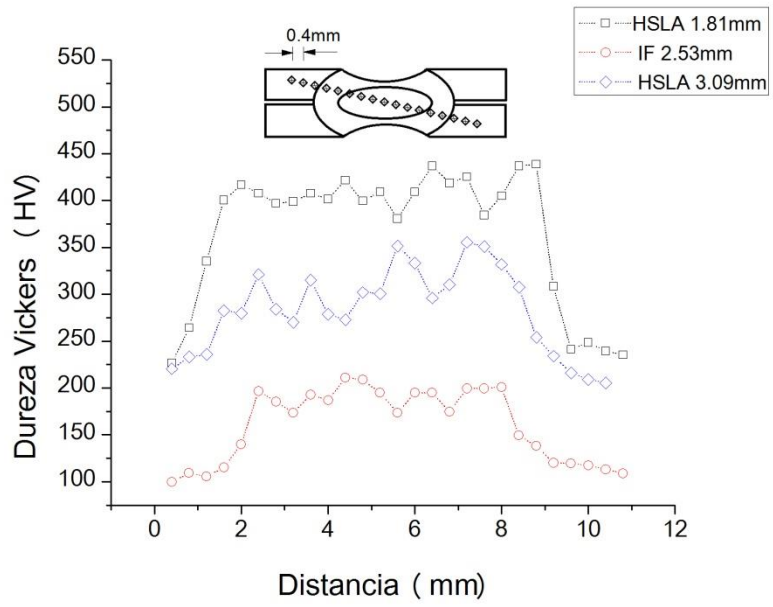


Figura 5.45 - Perfil de dureza de los botones de soldadura.

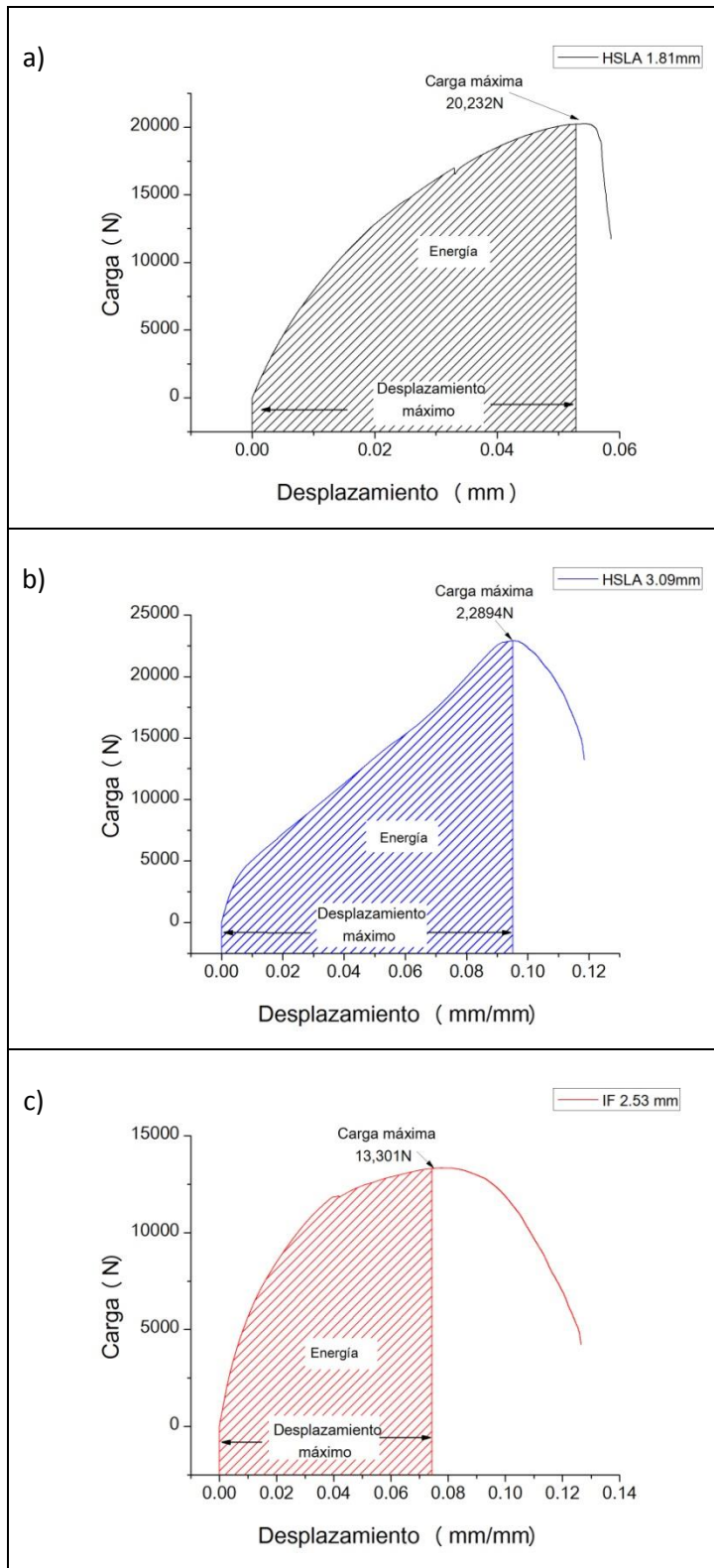


Figura 5.46 - Curva de carga contra desplazamiento para cada uno de los botones de soldadura. a) HSLA 1.81 mm, b) HSLA 3.09mm y c) IF 2.53 mm.

5.7. Evaluación de calidad de soldabilidad de cada acero.

La sección transversal de las macrografías de cada 25 puntos hasta llegar a los 1000 puntos de soldadura para los acero HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm se muestran en las Figuras 5.47 a 5.49, respectivamente.

Los ensayos de desbotonamiento para evaluar la calidad de soldabilidad del acero IF 2.53 mm se muestran en las Figuras 5.50 y 5.51 y para el acero HSLA 3.09 mm se muestran en las Figuras 5.52 y 5.53.

La dureza de la zona de fusión de cada una de las corridas de soldadura se presenta en la Figura 5.58, la carga máxima de los ensayos de tensión se muestran en la Figura 5.59, la medición del diámetro de fusión se presenta en la Figura 5.54, la medición del porcentaje de indentación se presenta en la Figura 5.56, la medición del porcentaje de penetración se presenta en la Figura 5.57 y la medición del botón de soldadura se presenta en la Figura 5.55.



Figura 5.47 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero HSLA 1.81 mm

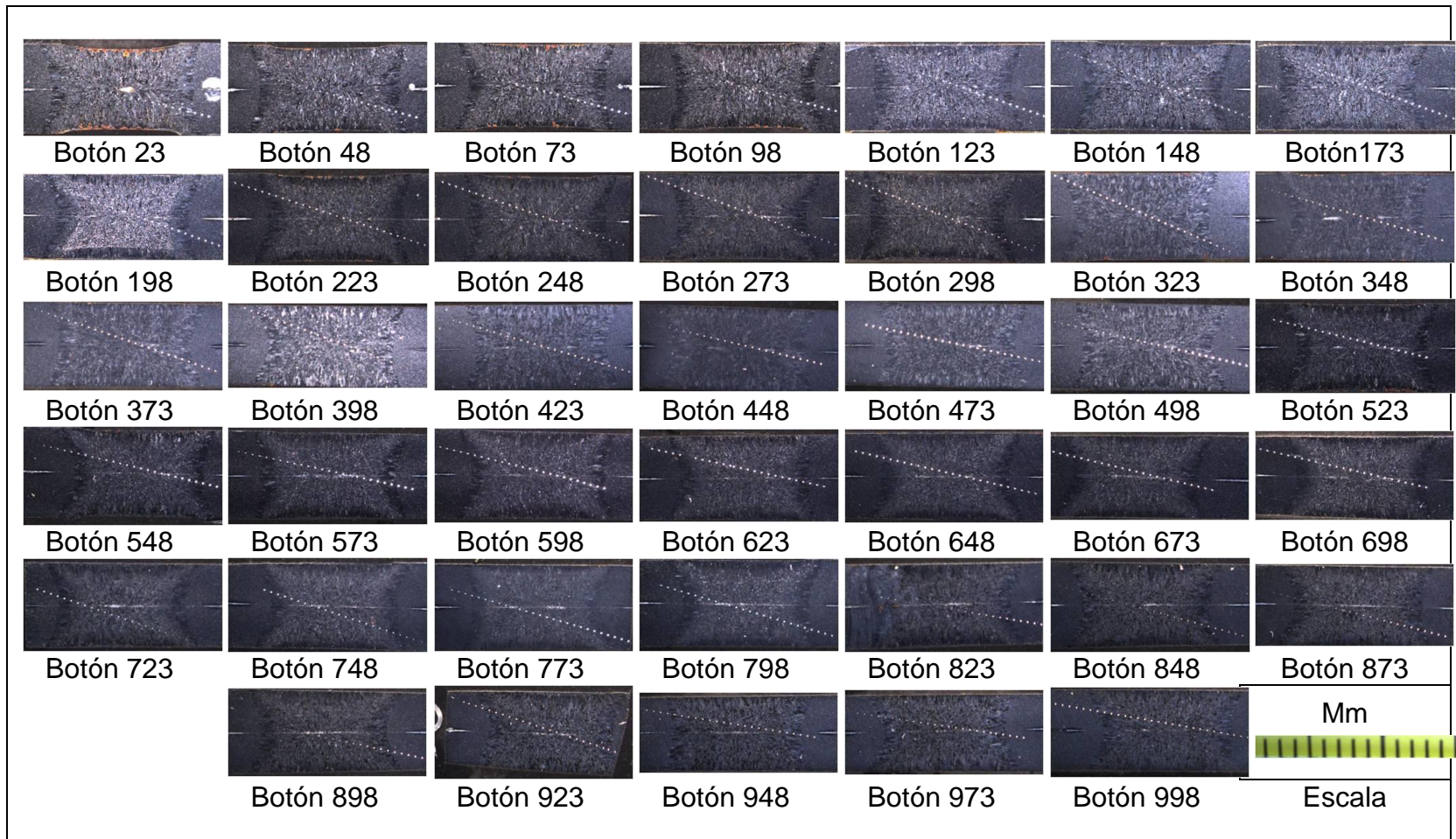


Figura 5.48 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero IF 2.53 mm



Figura 5.49 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero HSLA 3.09 mm

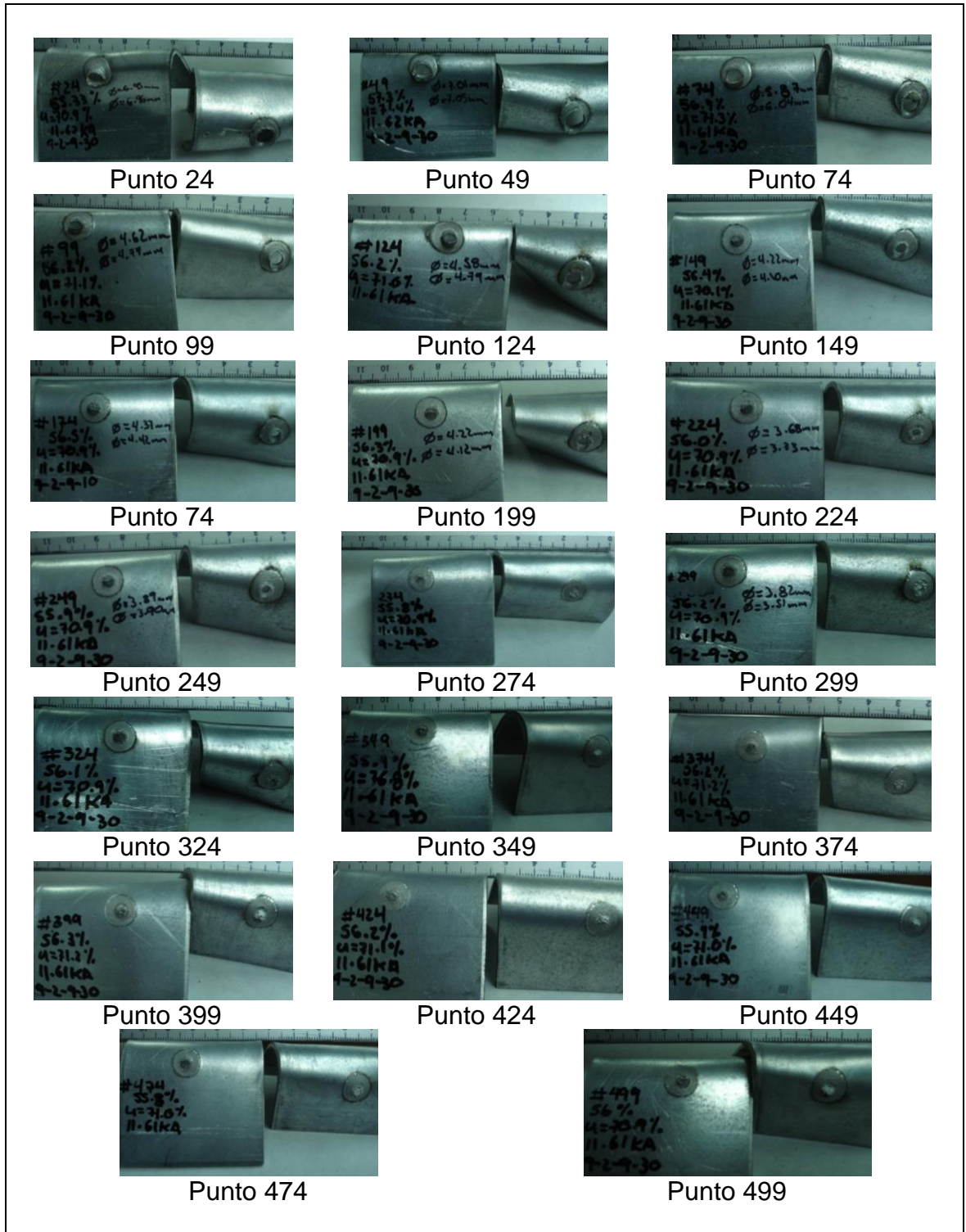


Figura 5.50 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 1 hasta 499 puntos soldados en el acero IF 2.53 mm.

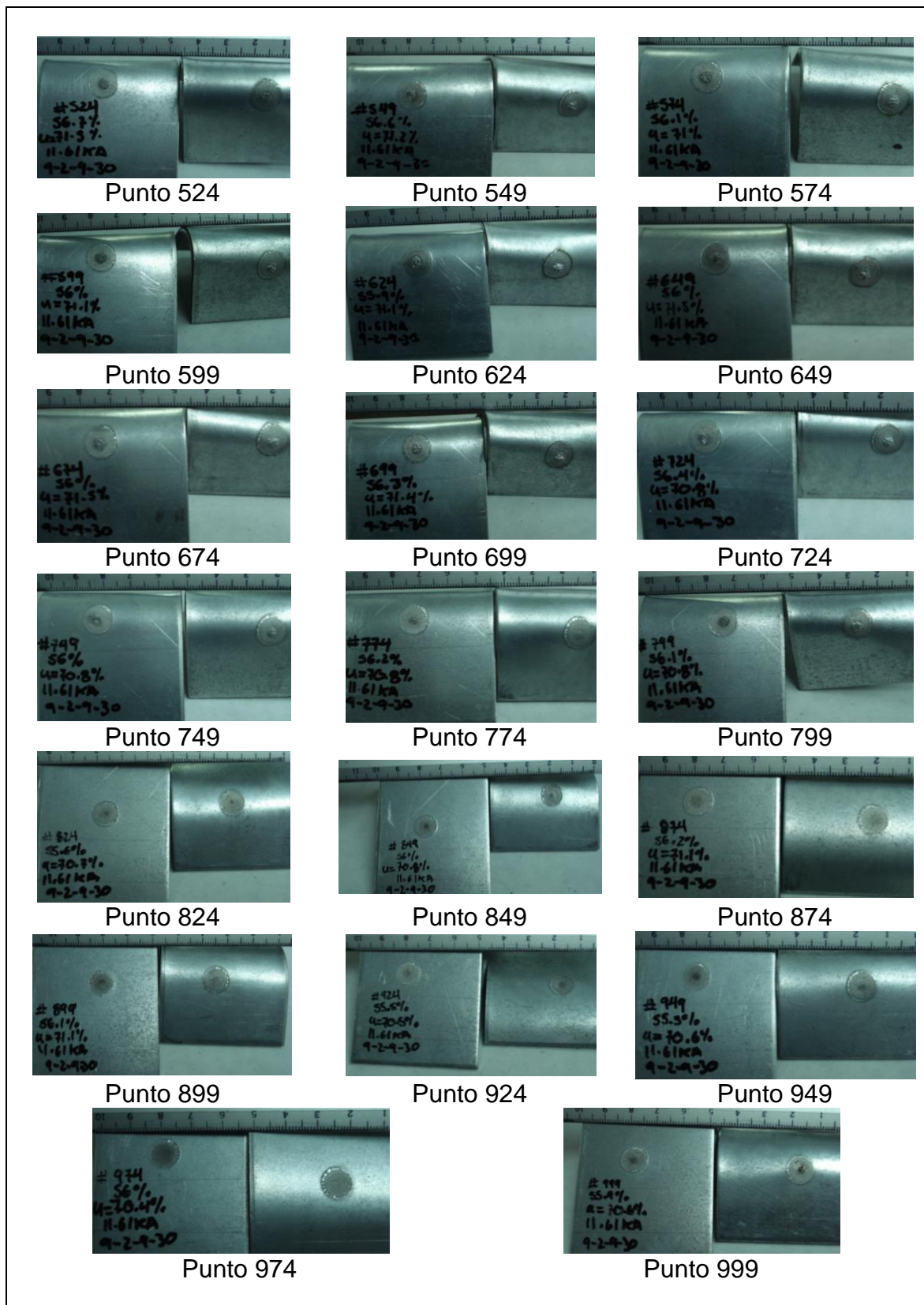


Figura 5.51 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 500 hasta 1000 puntos soldados en el acero IF 2.53 mm.



Figura 5.52 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 1 a 499 puntos soldados en el acero HSLA 3.09 mm.

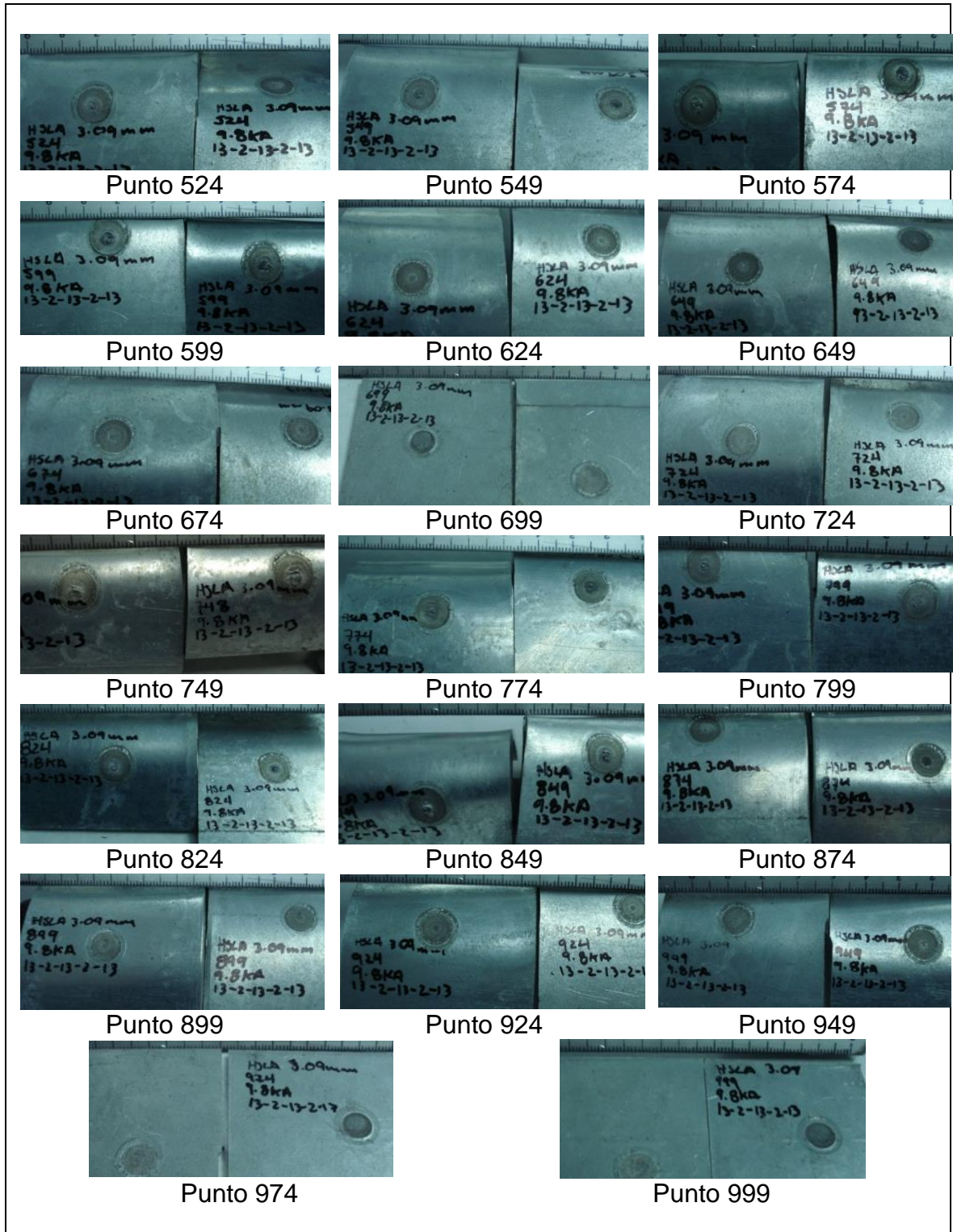


Figura 5.53 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 500 hasta 1000 puntos soldados en el acero HSLA 3.09 mm

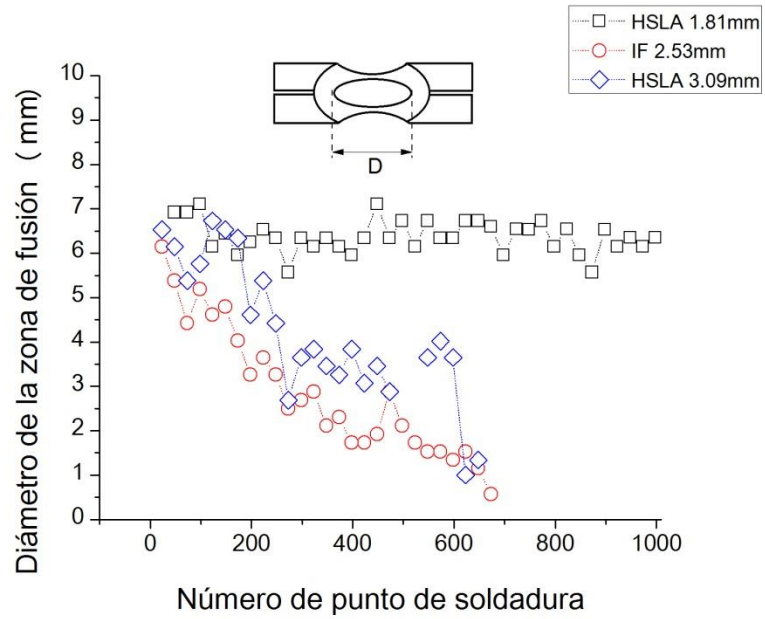


Figura 5.54 - Medición de la diagonal de la zona de fusión de cada una de las corridas de 1000 puntos de soldadura.

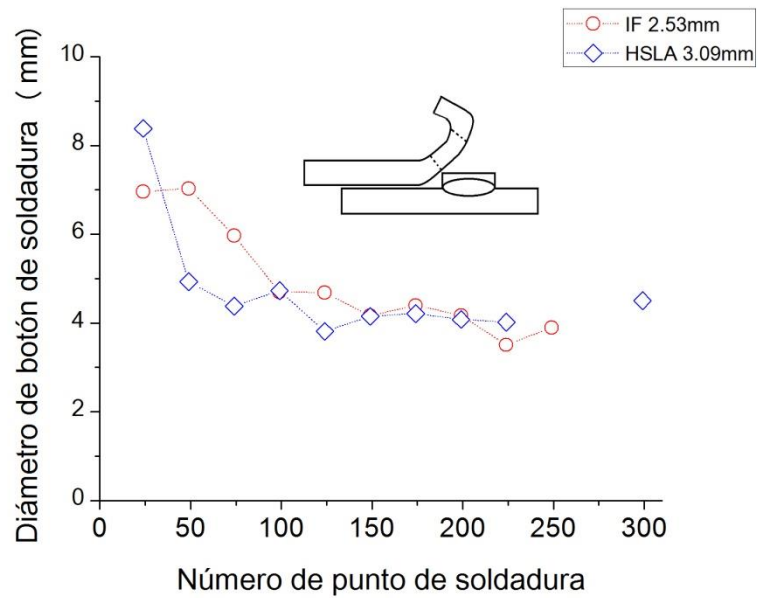


Figura 5.55 - Medición del botón de soldadura de cada una de las corridas de soldaduras.

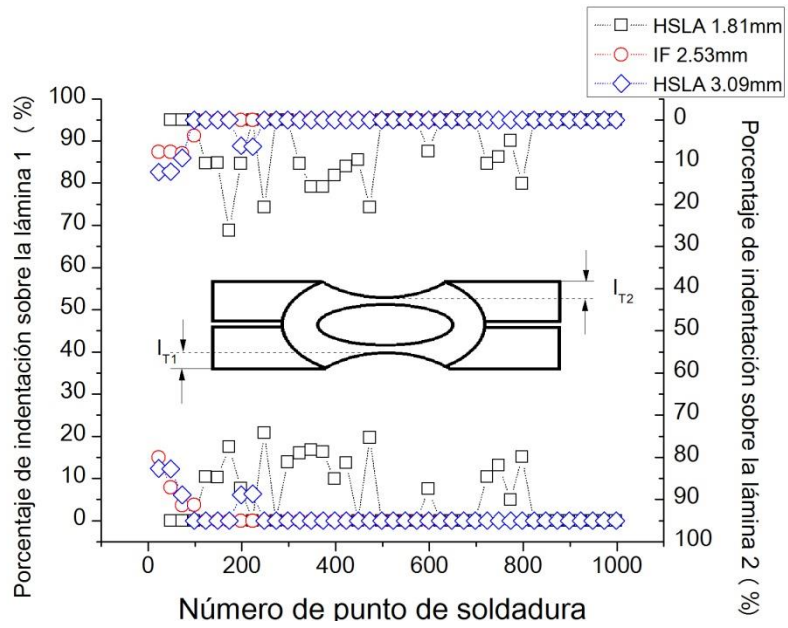


Figura 5.56 - Medición del porcentaje de indentación de cada una de las corridas de soldadura.

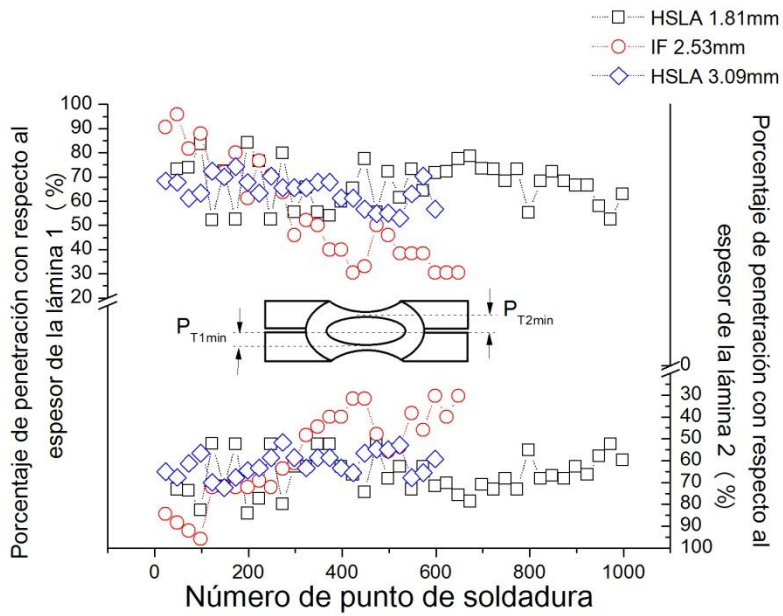


Figura 5.57 - Medición del porcentaje de penetración de cada una de las corridas de soldadura.

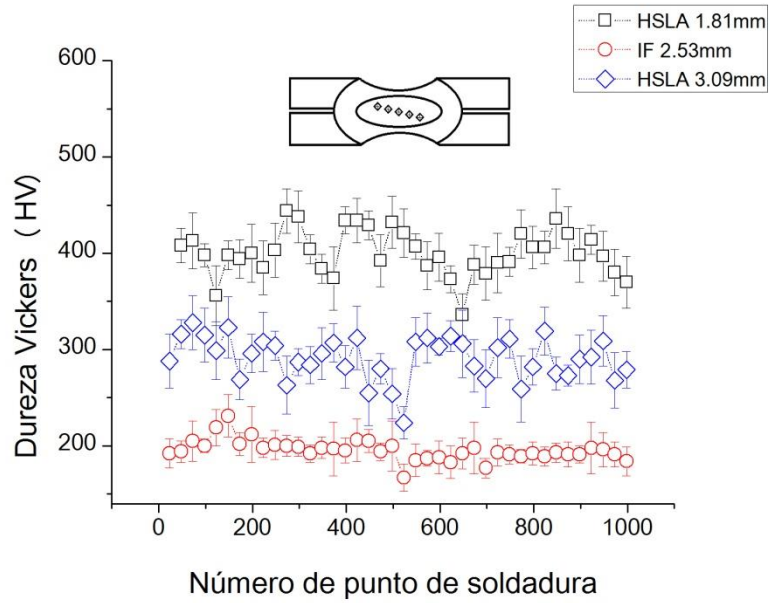


Figura 5.58 - Dureza Vickers en el centro de la zona de fusión para cada corrida de 1000 puntos para cada material.

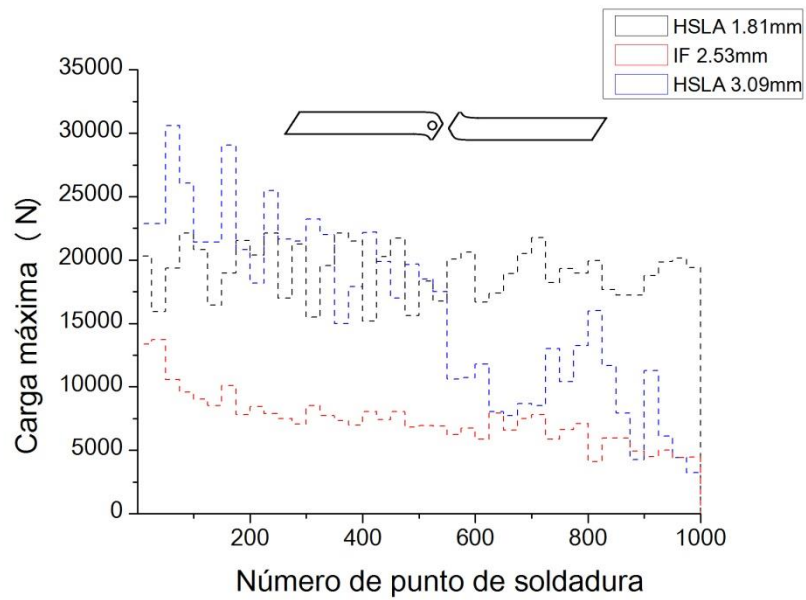


Figura 5.59 - Carga máxima de los ensayos de tensión

5.8. Desgaste de los electrodos

La Figura 5.60 presenta las dimensiones de los electrodos. El ajuste de las puntas de contacto de cada uno de los electrodos se muestra en la Figura 5.61. Las impresiones de la evaluación del desgaste de la cara de los electrodos para cada 100 puntos de soldadura hasta llegar a los 1000 puntos de soldadura se presenta en las Figuras 5.62 a 5.64. La medición del incremento de la punta de los electrodos inferiores, superiores y su combinación se presentan en las Figuras 5.65 a 5.67.

La Figura 5.68 presenta los pares de electrodos después de los 1000 puntos de soldadura sobre cada uno de los aceros galvanizados. La sección transversal de cada uno de los electrodos utilizados en la calidad de soldadura de los aceros HSLA 1.81 mm, IF 2.53 mm y HSLA 3.09 mm se muestran en las Figuras 5.69 – 5.71, respectivamente. Las Figuras 5.72 a 5.74 muestran la espectroscopia de rayos X sobre la superficie de contacto de cada uno de los electrodos.

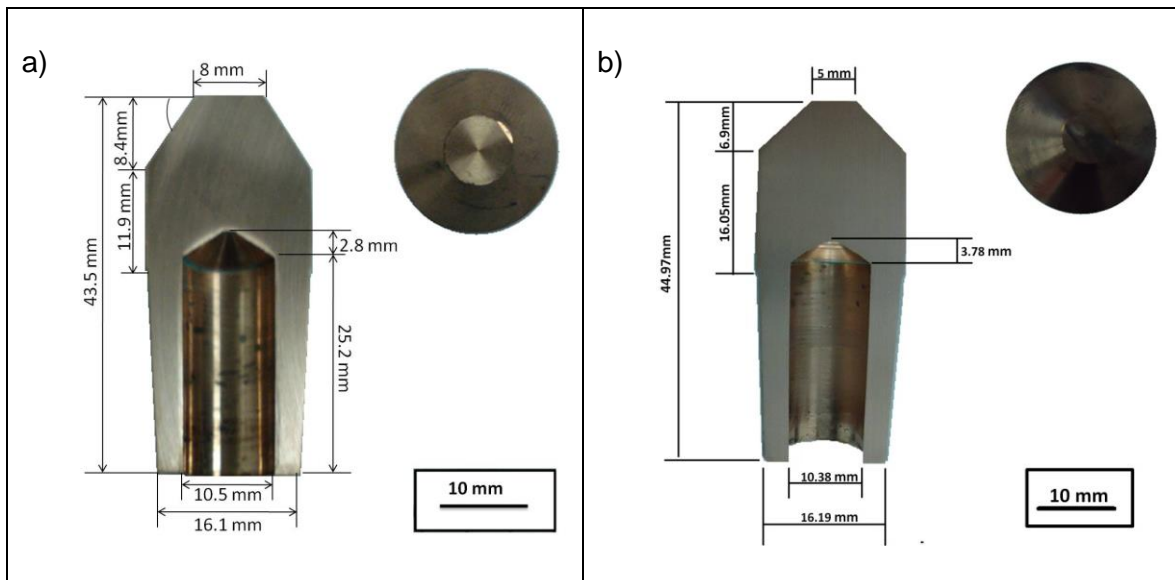


Figura 5.60 - Dimensiones de los electrodos utilizados en: a) acero HSLA 1.81mm y b) acero IF 2.53mm y HSLA 3.09mm

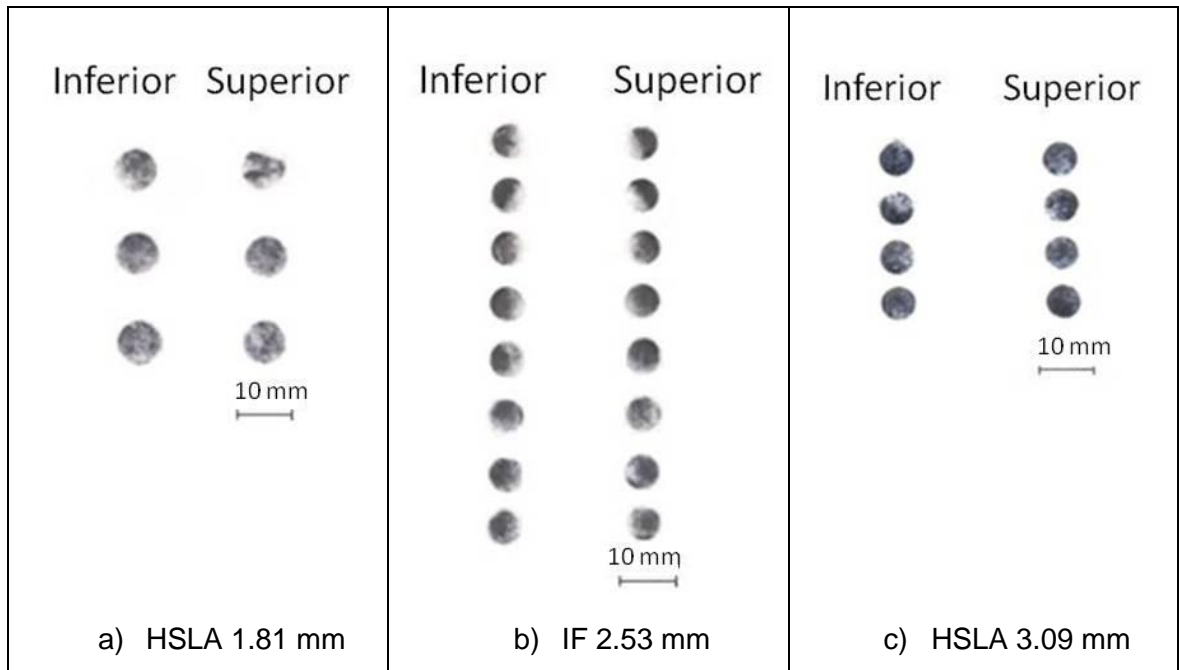


Figura 5.61 - Ajuste de las caras de los electrodos.

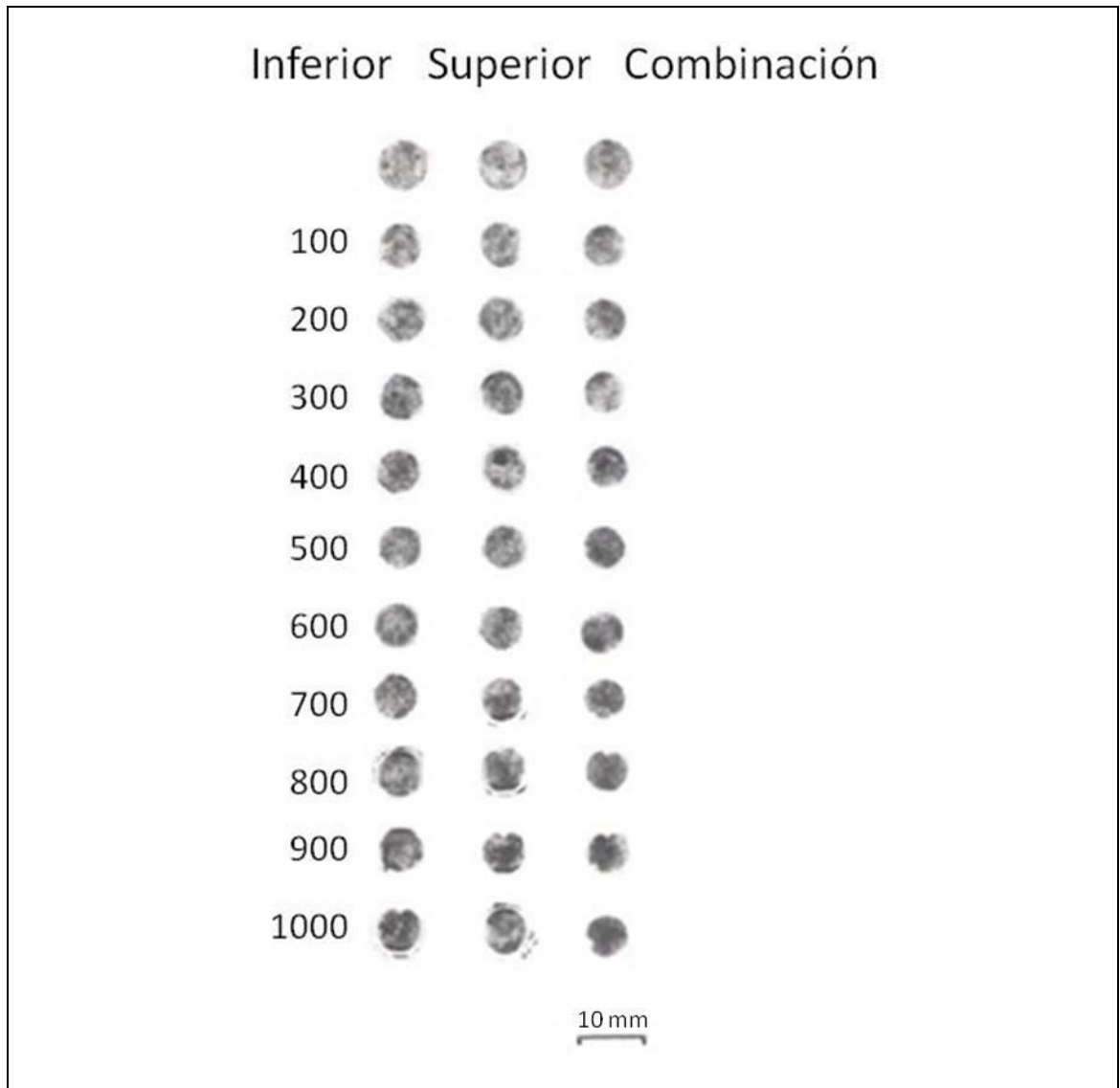


Figura 5.62 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81 mm.

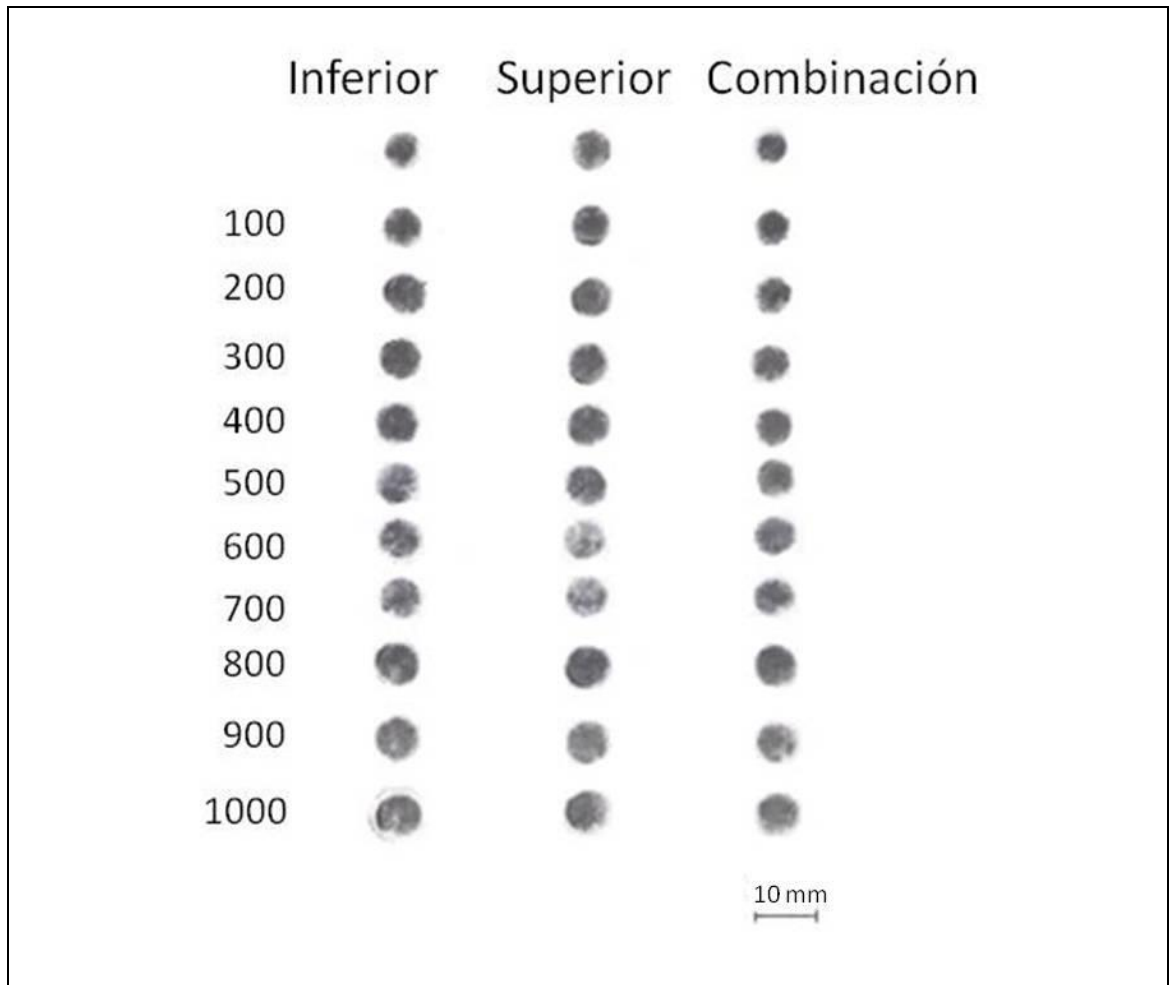


Figura 5.63 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero IF 2.53 mm.

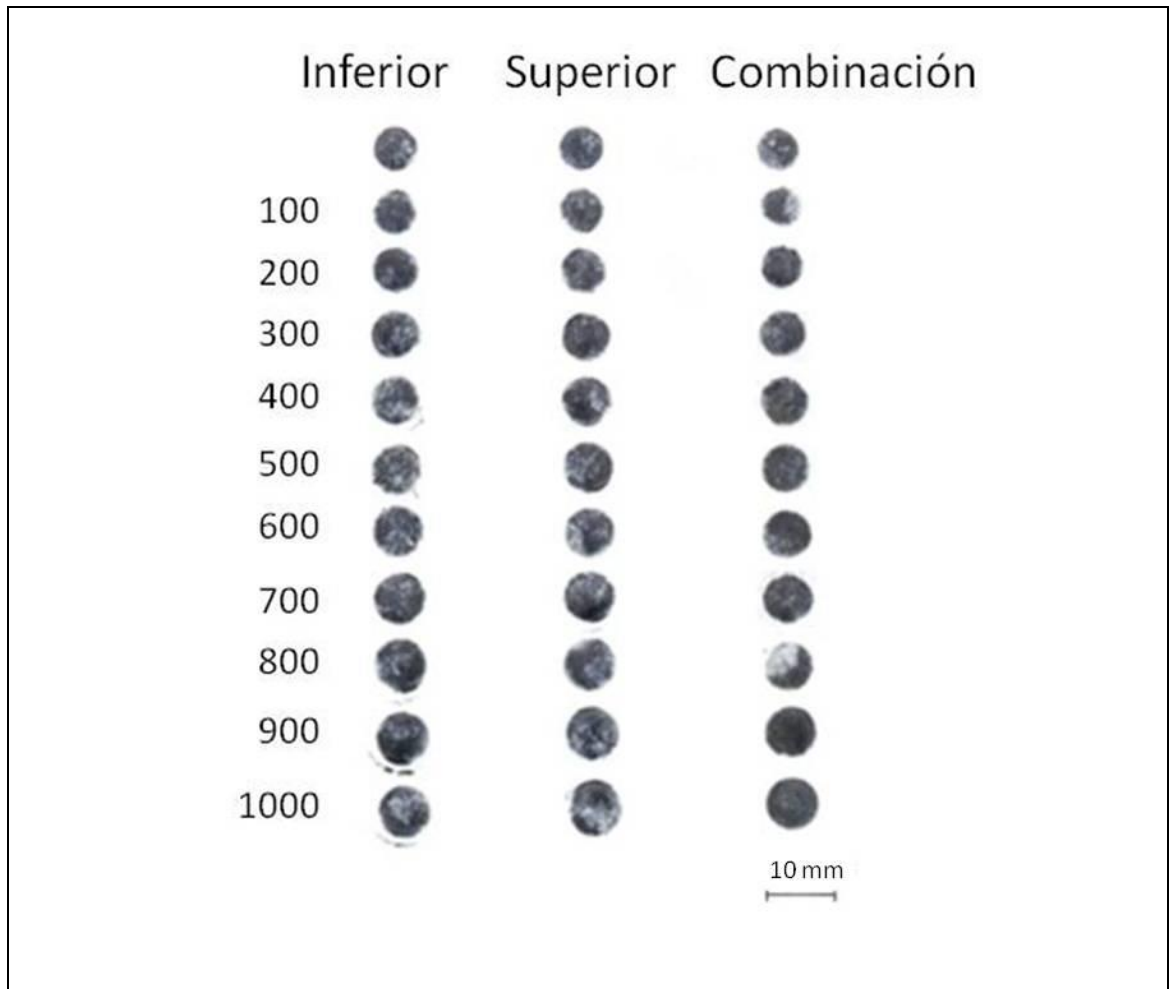


Figura 5.64 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero HSLA 3.09 mm.

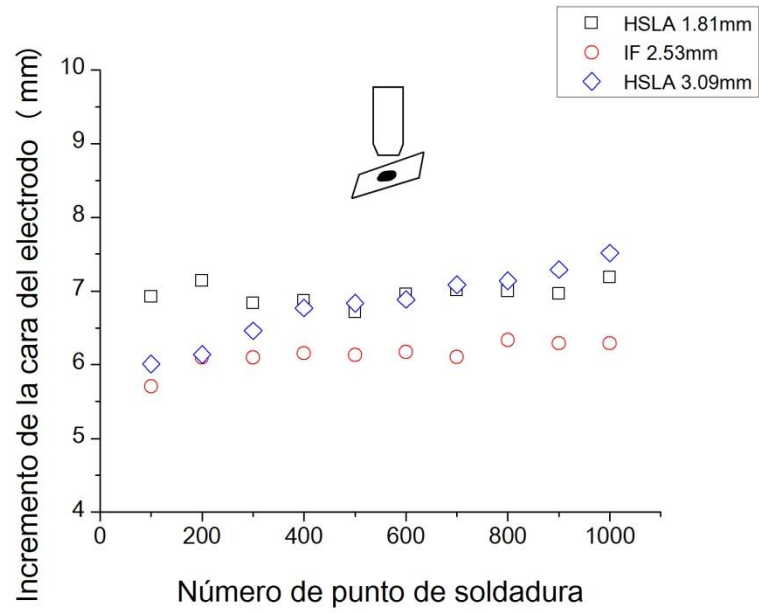


Figura 5.65 - Medición del desgaste de los electrodos superiores

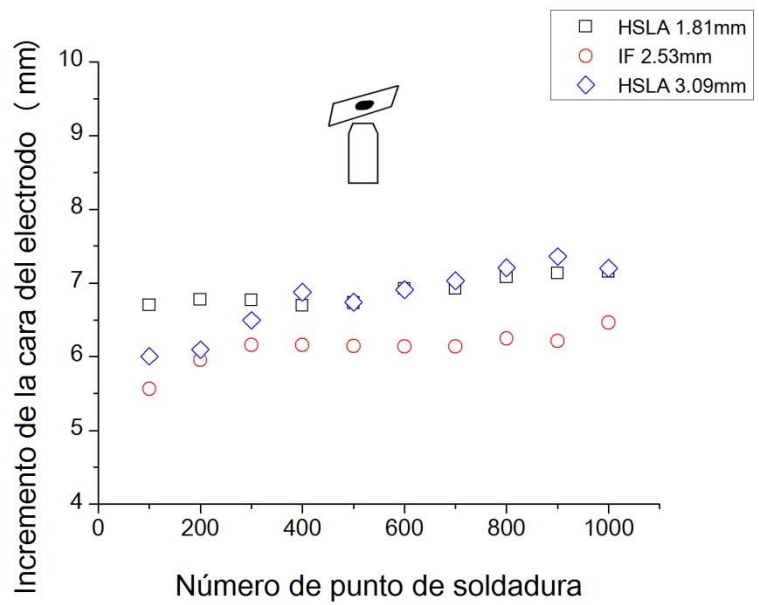


Figura 5.66 - Medición del desgaste de los electrodos inferiores

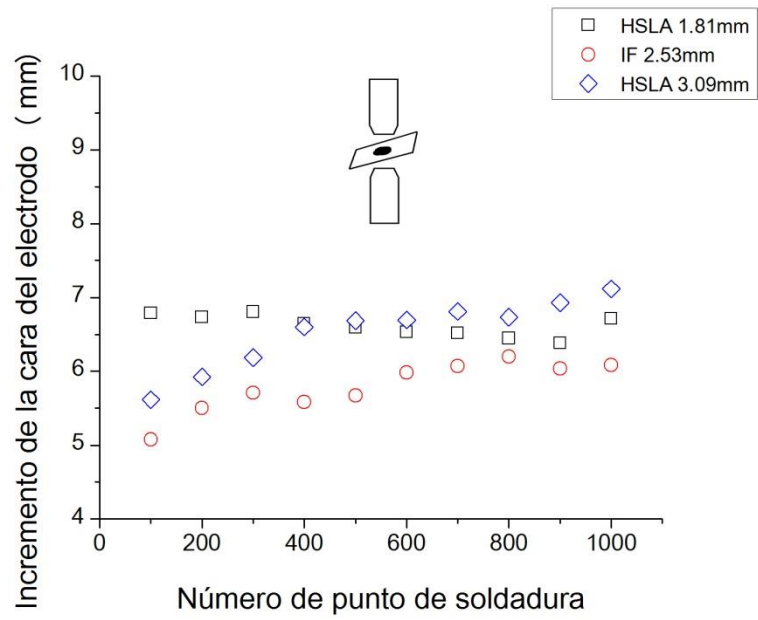


Figura 5.67 - Medición del desgaste en ambos electrodos

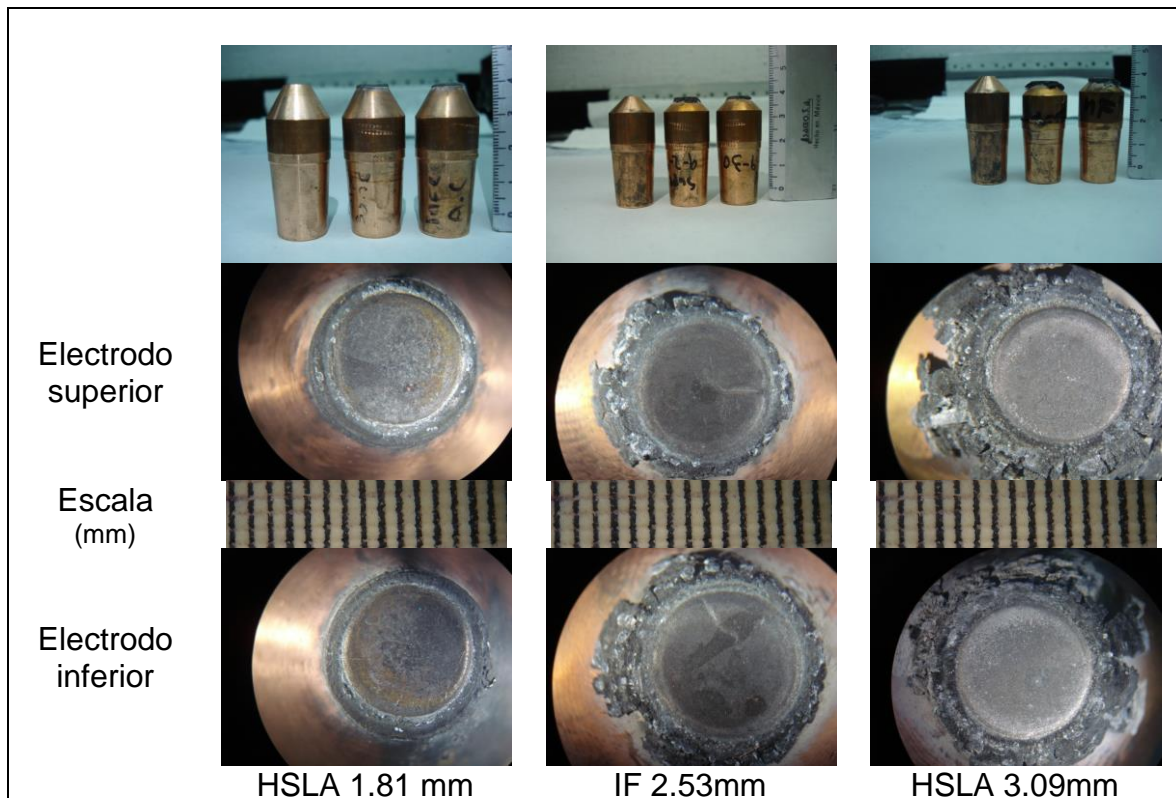


Figura 5.68 - Imágenes del desgaste de los electrodos después de los 1000 puntos de soldadura.

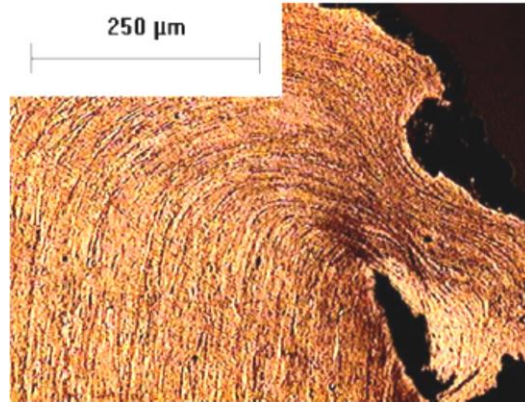


Figura 5.69 - Acumulación de deformación plástica después de 1000 puntos de soldadura en la lámina de acero HSLA 1.81 mm.

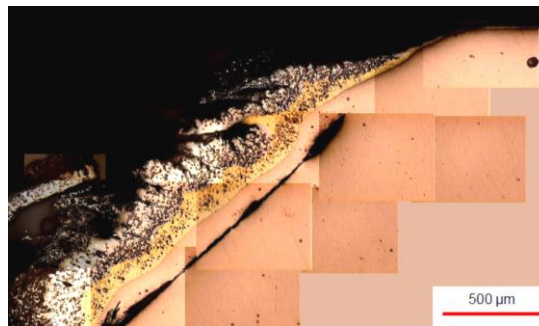


Figura 5.70 - Extrusión en la cara del electrodo utilizado en la lámina HSLA 3.09 mm después de 1000 puntos.

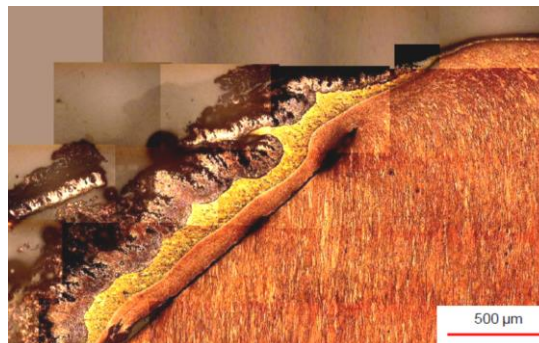


Figura 5.71 – Extrusión en la cara del electrodo utilizado en la lámina IF 2.53 mm después de 1000 puntos de soldadura.

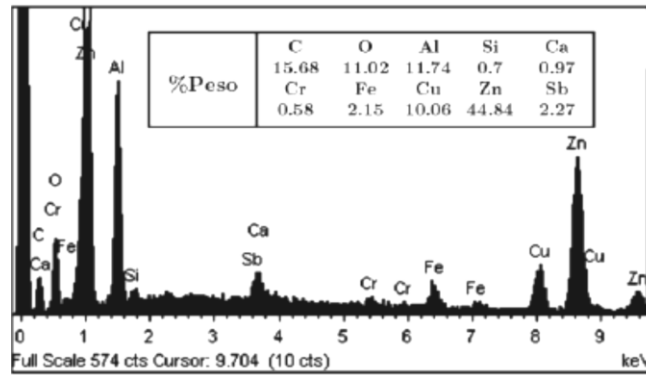


Figura 5.72 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina HSLA 1.81 mm.

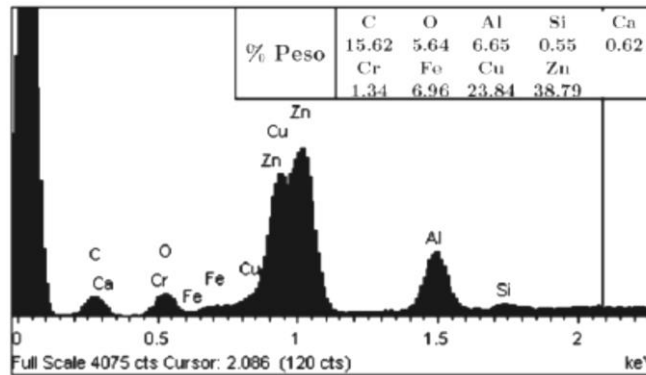


Figura 5.73 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina HSLA 3.09 mm.

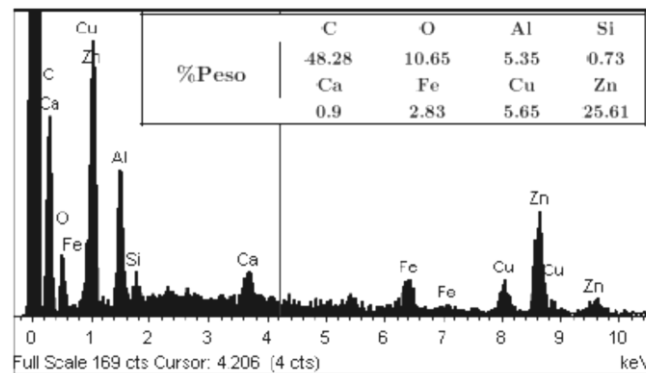


Figura 5.74 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina IF 2.53 mm.

CAPÍTULO 6. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En este capítulo se presenta el análisis y discusión de los resultados presentados en el Capítulo 5 considerando las características propias del material de trabajo y la influencia de estas características en la soldabilidad del material. Además de revisar las variables del proceso de soldadura, su efecto en las propiedades mecánicas y características del botón formado y el desgaste de los electrodos.

6.1. Metal BaseEspesor

Las mediciones del espesor de las tiras de los diferentes aceros HSLA 1.81 \pm 0.011 mm, IF 2.53 \pm 0.039 mm y HSLA 3.09 \pm 0.017 tienen dispersión mínima y no provocaron ningún efecto en el ajuste de la corriente.

6.1.2. Análisis químico del metal base

El elemento más importante que afecta la soldabilidad es el carbono, sin embargo el efecto del manganeso se tomó en cuenta en el cálculo del carbono equivalente, ya que es un elemento que contribuye al endurecimiento por solución sólida. El carbono equivalente máximo permitido es de 0.30 % (Chrysler PS-10947). Observando la Tabla 5.2, el acero HSLA 1.81 mm presentó un 0.24% de C.E., el acero HSLA 3.09 mm presentó un 0.15% de C.E. y el acero IF presentó un 0.03% de C.E. Por lo que los 3 materiales estudiados, se encuentran en el rango permitido.

6.1.3. Análisis de microscopía óptica

6.1.1.1. Tamaño de grano

Al revisar la microestructura de la sección longitudinal y transversal presentadas en las Figuras 5.1 y 5.2 respectivamente de cada uno de los aceros, se encontró una estructura ferrítica. En el caso de los aceros HSLA mostraron una estructura equiaxial homogénea en todo el espesor, donde el acero de 1.81 mm y de 3.09 mm presentaron un diámetro promedio de grano de 10.15 μm y de 11.22 μm respectivamente. Por otra parte el acero IF presento dos diferentes diámetros de granos, el de menor diámetro se encontró en la sección superior e inferior con un diámetro promedio de 19.12 μm y el de mayor diámetros se ubico en el centro con un diámetro promedio de 23.21 μm , se creé que la fricción entre los rodillos y la lámina crea una deformación cortante mayor y afecta la recristalización.

6.1.4. Ensayos mecánicos

6.1.4.1. Microdureza Vickers

Los resultados de microdureza Vickers muestran una homogeneidad para todos de los aceros en la dirección longitudinal y transversal. El acero HSLA 1.81 mm presentó la mayor dureza debido a su menor tamaño de grano y mayor contenido de carbono, después le siguió el acero HSLA 3.09 mm y por último el acero IF 2.53 mm.

6.1.4.2. Ensayos de tensión

Al observar las curvas de esfuerzo deformación para las tres direcciones de cada uno de los aceros, las cuales se presentan en la Figura 5.8, se observan dos tipos de curvas, con cedencia discontinua y de cedencia continua,

la primera corresponde a los aceros HSLA y la segunda al acero IF. Debido al contenido de carbono que produce defectos intersticiales y a los elementos microaleantes que producen endurecimientos por precipitación o por solución sólida que distorsionan la red cristalina de los aceros HSLA e incrementa el límite elástico, se requiere aumentar la fuerza de tensión para alcanzar los valores de resistencia al corte de las redes cristalinas (punto de cedencia superior). Una vez traspasado este punto la propagación del movimiento de los planos y las dislocaciones es fácil, porque encuentran espacio para moverse (punto de cedencia inferior). Después se crea acumulación de dislocaciones en zonas de defecto o alrededor de dislocaciones ancladas, frenando al movimiento de las dislocaciones, produciendo endurecimiento por deformación. Mientras que el acero IF exhibió bajos valores de cedencia continua. Además se observa que el acero HSLA 1.81 mm presentó los valores más altos en el punto de cedencia y en el esfuerzo último y el acero IF mostro mayor elongación y mayor coeficiente de endurecimiento por deformación, ver Tabla 5.5.

6.2. Caracterización del galvanizado.

Al comparar los resultados del espesor de capa presentados en la Tabla 5.6 se observa una pequeña diferencia de espesores entre los aceros HSLA y el acero IF.

Al revisar la diferencia de peso inicial respecto al peso final de cada uno de los bocados realizados, se aprecia que el acero IF tuvo el menor peso por área, después le siguió el acero HSLA 1.81 mm. El acero HSLA 3.09 mm presentó la mayor diferencia de peso de capa de 0.053Kg/m², mientras que los aceros IF 2.53mm y HSLA 1.81mm presentaron una diferencia de 0.011 y 0.012 Kg/m² respectivamente entre capas.

La notable diferencia de capa del acero HSLA 3.09 mm puede afectar de manera directa la soldabilidad, ya que disminuye considerablemente la vida útil del electrodo.

Posiblemente la variación de espesor del recubrimiento y el peso de capas de los diferentes aceros se vieron afectados por la velocidad de la línea, ya que conforme ésta aumenta el espesor aumenta.

Los perfiles transversales mostrados en las Figuras 5.11 a la 5.13, presentan las irregularidades que forman la rugosidad superficial. Se aprecia que la altura de las irregulares oscila entre 1.79 y 2.73 μm con un valor de rugosidad media aritmética de perfiles de 0.39 a 0.55 μm y una desviación media cuadrática entre 0.4 a 6.55 μm , ver Tabla 5.8.

Se esperaba que en la dirección longitudinal presentaran mayores irregularidades en la superficie, sin embargo al observar la morfología del galvanizado presentadas en las Figuras 5.11 a 5.13 las irregularidades se presentaron en forma de oleaje, lo que afectó la dirección transversal. Sin embargo, se observa que el perfil de ondulación es mayor en la dirección longitud.

La rugosidad del recubrimiento depende de la superficie de laminación. Dicha rugosidad afecta la resistencia superficial inicial, sin embargo la fuerza aplicada por los electrodos y el desplazamiento de la capa de zinc con el colapso de asperezas al momento de soldar, provoca que esta característica no sea un factor que afecte el proceso de soldadura.

Las imágenes obtenidas por microscopía de fuerza atómica muestran la morfología y el contraste de fases de la capa de galvanizado de la cara superior y de la cara inferior de cada uno de los aceros. El acero HSLA 1.81 mm presentó una superficie con morfología ondulatoria con un relieve de 3.4 μm y de 4 μm como máximos de la cara superior e inferior respectivamente. Mientras

que el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm exhibieron un relieve de 4 μm como máximo en ambas caras, ver Figuras 5.14 a la 5.16.

6.2.1. Análisis por MEB.

Los perfiles lineales semicualitativos se realizaron en forma diagonal, ver Figuras 5.17 a 5.19, presentando: hierro en color rojo, aluminio en color azul y cinc en color verde. En los resultados de mapeo, ver Figuras 5.20 a 5.22, se puede identificar aluminio entre el sustrato y el galvanizado especialmente en el acero HSLA 3.09 mm y de acuerdo con los espectros de dispersión de energía de rayos X, ver Figuras 5.23 a 5.25, el porcentaje en peso fue de 20.91%, mientras que para el acero HSLA 1.81 mm y el acero IF 2.53 mm reportaron valores de 7.37% y de 18.26%.

Tomando en cuenta que para la producción de galvanizado, el baño de recubrimiento de cinc contiene entre 0.15 y 0.17% de aluminio y al analizar las muestras, se encuentra que tienen contenidos de 7.37 a 20.91% de aluminio. Esto es, debido a la fuerte afinidad que el aluminio tiene con el hierro. La aleación que se forma inicialmente es Fe_2Al_5 por peso, más de 55% de aluminio. El aluminio en realidad se concentra en la interfase acero y cinc y se arrastra fuera del baño con la salida de la lámina del baño. El espesor de la capa de inhibición es dependiente de la masa (peso) del recubrimiento. Ésta es la razón por la que el recubrimiento de menor masa (peso) contiene un mayor porcentaje global de aluminio. Hay otros factores que controlan la cantidad de aluminio en el recubrimiento, tales como el tiempo de inmersión, cantidad de adición de aluminio, temperatura del baño de zinc y el tipo de acero [108].

El aluminio es un inhibidor que disminuye en gran medida la velocidad de reacción entre el cinc y el hierro, produciendo capas más delgadas y de ahí más dúctiles. El aluminio tiene una mayor afinidad con el hierro que el cinc, así que inmediatamente que el acero entra al baño de recubrimiento, el compuesto

intermetálico estable que se forma no es un compuesto de cinc y hierro, sino uno de aluminio y hierro Fe_2Al_5 .

6.3. Ajuste de programación de soldadura

La discusión de las pruebas de ajuste de programación de soldadura de los tres materiales se analizaron por separado, para su mejor entendimiento.

6.3.1. Obtención de corriente del acero HSLA 1.81 mm

La programación de soldadura del acero HSLA 1.81 mm fue realizada en el par de tiras se presentan en la Figura 5.26. Se observa que la corriente para los primeros puntos de soldadura no produjo indentación, incluso no hubo expulsión de zinc, solo se aprecia un aro en la superficie del par de tiras, sin embargo conforme la corriente se fue incrementado fue causando expulsión de material fundido originando una mayor indentación y disminuyendo la penetración del botón de soldadura, lo cual afecta las propiedades de la unión, ver Figura 5.27.

6.3.1.1. Obtención del tiempo de mantenimiento

En los resultados del tiempo de mantenimiento de 5 y 30 ciclos se esperaba un efecto en las propiedades de los botones de soldadura entre ambas condiciones. Ya que un tiempo de mantenimiento largo indica que el tiempo de contacto entre la superficie del botón de soldadura y la cara de contacto de los electrodos será mayor, produciendo un rápido enfriamiento de la zona de fusión. Sin embargo al observar el perfil de dureza y los resultados de los ensayos de desbotonamineto de cada una de las condiciones se aprecia

que el tiempo de mantenimiento no tiene efecto significativo en las propiedades del botón de soldadura, ver Figuras 5.28 y 5.29.

La programación de soldadura para el acero HSLA 1.81 mm, que cumplió con los requerimientos de tamaño mínimo de soldadura, no expulsión de material fundido y 30% de indentación se muestra en la Tabla 5.10.

6.3.2. Obtención de corriente del acero IF 2.53 mm

Los ensayos de desbotonamiento realizados para evaluar la corriente de soldadura de 11 KA a 15 KA con un tiempo de soldadura de 20 ciclos, ver Figura 5.32, presentaron fallas interfaciales, es decir que la formación del botón de soldadura se realizó en forma localizada, algunas zonas donde no existió una fusión completa entre las hojas en ubicaciones diferentes a la generación principal de calor, este tipo de defecto es el causante de que el botón de soldadura presente un modo de fractura a la mitad del botón cuando se somete a carga, lo cual es indeseable ya que reduce la resistencia mecánica de la unión.

Debido a que el espesor del acero demandó mayor aporte de calor. De acuerdo al efecto Joule ($Q=I^2Rt$) al incrementar el tiempo de soldadura se lograría un mayor aporte de calor, sin embargo esto causaría un severo pegue del electrodo con las láminas, lo cual no es permitido por la industria automotriz por cuestiones de seguridad. La solución fue incrementar el tiempo en soldadura a 2 pulsos con 2 ciclos de enfriamiento entre cada pulso.

Los resultados de desbotonamiento para la evaluación del tiempo de soldadura de 6-2-6 ciclos con una corriente de 11.8 KA a 12.4 KA, ver Figura 5.33 mostraron fallas interfaciales.

La condición de 7-2-7 ciclos con una corriente de soldadura de 11.82 KA presentó una falla de botón interfacial, a corrientes de 12.14 KA a 12.41 KA se

obtuvo una falla parcial interfacial de botón parcial es decir que la fractura no se produjo completamente a través del botón de soldadura, Ver Figura 5.34.

En el caso de 8-2-8 ciclos con una corriente de 10.14 KA el resultado del ensayo de desbotonamiento presento falla interfacial es decir la fractura se produjo a través del botón de soldadura, a corrientes de 11.44 KA a 12.11 KA mostraron fallas de desprendimiento de botón, sin embargo no obtuvieron el diámetro mínimo permitido ver Figura 5.35.

Los puntos de soldadura realizados con un tiempo de mantenimiento de 9-2-9 ciclos, con corrientes de 11.6 KA a 12.22 KA mostraron fallas de desprendimiento de botón, los diámetros obtenidos fueron superiores al diámetro mínimo de 6.36 mm, los botones obtenidos fueron de 6.41 mm para una corriente de 11.60 KA, 7.24 mm para una corriente 11.86 KA, 6.75 mm para una corriente de 12.12 KA y 6.32 mm para una corriente de 12.22 KA. Ver Figura 5.36. La corriente que se selecciono fue la 11.6 KA, debido a que se presentaron expulsiones de material fundido a corrientes superiores a ésta. La programación de soldadura para el acero IF 2.53 mm se muestra en la Tabla 5.10.

6.3.3. Obtención de corriente del acero HSLA 3.09 mm

En el caso de la programación de soldadura del acero HSLA 3.09 mm, debido a su espesor, la resistencia interna del material fue mayor, por lo que demando un mayor aporte de calor, el cual se logro incrementando el tiempo de soldadura a 3 pulsos con 2 ciclos de enfriamiento entre pulso.

El tiempo de soldadura de cada pulso fue de 8, 9, 10, 11, 13, 14, 15 ciclos. En el caso de 8-2-8-2-8 ciclos presento un modo de falla interfacial. Para los tiempos de soldadura desde 9 hasta 15 ciclos mostraron modos de falla de desprendimiento de botón, pero a partir del tiempo de soldadura de 13 ciclos cumplieron con el requisito del diámetro mínimo de 7.03 mm. Por cuestiones de

aplicación automotriz donde no se puede extender a grandes ciclos de soldadura, se seleccionó el caso 13-2-13-2-13 ciclos, Ver Figura 5.37. La programación de soldadura del acero HSLA 3.09 mm se muestra en la Tabla 5.10

6.4. Análisis microestructural

La inherente velocidad de enfriamiento del proceso soldadura de resistencia por punto afectó la microestructura inicial y las propiedades mecánicas del metal base.

En el análisis macroestructural de los puntos de soldadura, presentados en la Figura 5.38 se aprecia el metal base sin afectar, la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona de fusión o botón de soldadura, en el cual se percibe una microestructura de granos columnares orientados por la trayectoria de solidificación durante el enfriamiento.

La zona de fusión, que consiste del material que alcanzo la temperatura del acero líquido aproximadamente 1600 °C e inmediatamente después solidifica por el caudal de enfriamiento a través de los electrodos. La trayectoria de transformación de fases de acuerdo al diagrama hierro carbono fue: Líquido, ferrita delta δ , austenita γ , martensita α' y bainita.

Los aceros HSLA de 1.81 y 3.09 mm debido a su composición química y a la alta velocidad de enfriamiento, presentaron una microestructura en la zona de fusión de martensita y bainita, ver Figuras 5.39 y 5.41 respectivamente. Mientras que el acero IF presentó una microestructura de ferrita poligonal y ferrita acicular, esta última en bajo porcentaje, debido al contenido ultrabajo de C que acelera el crecimiento de la ferrita y la alta pureza del material que ofrece pocos sitios de nucleación para estructuras aciculares ver Figura 5.40.

Durante el punto de soldadura, el ciclo térmico modificó significativamente la microestructura de los aceros en la zona afectada térmicamente. En el caso de los aceros HSLA 1.81 y 3.09 mm se observan tres zonas desde el punto de vista metalúrgico: supercrítico, intercrítico y subcrítico. La zona supercrítica se divide en dos regiones crecimiento de grano y refinamiento de grano. La zona intercrítica alcanzó un pico de temperatura menor que la región supercrítica, produciendo una transformación de fase parcial y La zona subcrítica aparecieron algunos precipitados muy finos, ver Figura 5.42 y 5.44 respectivamente. Mientras que el acero IF presentó un crecimiento de grano formados como resultado del sobrecalentamiento en el área adyacente a la zona de fusión y el débil límite de grano de los aceros IF.

6.5. Análisis del botón de soldadura

Aparte de la microestructura del punto de soldadura, un factor importante es la calidad de geometría del punto de soldadura. Al observar la Figura 5.38 se observa que el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm presentaron cavidades en el centro de la zona de fusión.

Estas cavidades son el resultado de burbujas de gas que existen en estado sólido como cavidades originadas de la presión de los gases en el botón en estado líquido. La presión de los gases puede venir de diferentes fuentes en el botón líquido. Elementos aleantes volátiles tales como cinc en el botón líquido pueden evaporarse cuando ocurre sobrecalentamiento y contribuyen a la presión en la fase gaseosa. El aumento de los gases es determinado por la temperatura de vaporización y la solubilidad de los elementos en el metal líquido y la temperatura del líquido [109].

En la sección transversal de los puntos de soldadura, ver Figura 5.38, se observa que el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm presentaron indentaciones de 7.6 % y 12 % respectivamente sobre las superficies de las

láminas soldadas, dicha indentación es creada por la fuerza de los electrodos durante la soldadura, el cual es un indicador directo de la existencia de un punto de soldadura y algunas veces se relaciona a la cantidad de penetración de la soldadura. Sin embargo dicha indentación no debe ser mayor al 30 % del espesor de la lámina soldada, porque podría crear un enlace débil entre el botón de soldadura y el metal base de las láminas soldadas, debido a la pérdida de espesor de la lámina cerca de la huella de indentación.

La penetración de soldadura de los aceros HSLA 1.81 mm y 3.09 mm fue de 63 % y 72 % respectivamente y del acero IF 2.53 mm fue de 90.55 %. La penetración puede complementar el tamaño del botón y promueve información útil sobre el grado de adhesión, tal como se observó en las pruebas de desbotonamiento.

Los resultados de microdureza de la sección transversal de cada punto de soldadura se muestran en la Figura 5.45. Se observa que todos los materiales exhibieron un incremento de dureza en la soldadura. La transición de la dureza del metal base hacia la soldadura fue incrementado gradualmente hasta llegar a la zona de fusión para cada material. El incremento de dureza del acero HSLA 1.81 mm fue aproximadamente de 239 a 415 HV, del acero HSLA 3.09 mm fue aproximadamente de 237 a 387 HV mientras que el acero IF fue aproximadamente de 133 a 200 HV.

La caracterización del rendimiento de la estructura de la soldadura se realizó a través de ensayos de tensión, ver Figura 5.46. Donde se muestra las curvas de carga desplazamiento de cada punto de soldadura. Las cargas máximas alcanzadas fueron de 22.894 kN, 20.232 kN y 13.301 kN que correspondientes a los aceros HSLA 3.09 mm y 1.81 mm e IF respectivamente.

Después de evaluar la calidad de programación de soldadura de cada acero, Se realizaron mil puntos de soldadura en cada acero, para evaluar el desgaste de los electrodos y el efecto que tiene sobre la calidad de soldabilidad.

La evaluación de la sección transversal de cada veinticincoavo punto de soldadura en cada material se muestra en las Figuras 5.47 a 5.49. Los puntos de soldadura efectuados sobre el acero HSLA 1.81 mm presentaron buena calidad de geometría en toda la corrida, ver Figura 5.47. Mientras que los puntos de soldaduras realizados en el acero IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm conforme aumento el número de puntos soldados fue disminuyendo la zona de fusión perdiendo calidad de geometría, Ver Figura 5.48 y 5.49 respectivamente.

En la Figura 5.54 se representa la reducción de la zona de fusión conforme se incrementa el número de puntos soldados de acuerdo a la medición de la diagonal de la zona de fusión obtenidas de las secciones transversales de las Figuras 5.47 a 5.49, se observa que la diagonal del botón del acero HSLA 1.81 mm se mantuvo aproximadamente a 6.5 mm. Mientras que los puntos soldados en los aceros IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm presentaron un decrecimiento en la diagonal del botón, lo cual afecto en una disminución del diámetro del botón de soldadura al realizar los ensayos de desbotonamiento sobre los puntos soldados en el acero IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm, ver Figuras 5.46 y 5.47 respectivamente, los valores de los diámetros de los botones se representan en la Figura 5.55. Se observa que los puntos soldados sobre el acero HSLA 3.09 mm a partir del punto 25 disminuye el diámetro de botón de soldadura de 8 mm a 5 mm aproximadamente y después del punto 225 presentaron falla interfacial. En el caso del acero IF 2.53 mm a partir del punto 50 disminuye el diámetro de botón de soldadura de 7 mm a 6 mm y desde el punto 100 al 250 mantiene un diámetro de 4 mm aproximadamente y a partir de ahí presentaron fallas del tipo interfacial.

La medición del porcentaje de indentación producida por la fuerza de los electrodos sobre los puntos de soldadura se representa en la Figura 5.56. Se observa que el porcentaje de indentación de los puntos soldados sobre el acero HSLA 1.81 mm presenta una variación, sin embargo no excede el 30 % de indentación. En el caso de los puntos soldados sobre el acero IF 2.53 mm y el

acero HSLA 3.09 presentaron un comportamiento muy similar, donde inician con 15 % de indentación y a partir de los 100 puntos soldados ya no presentan indentación.

El porcentaje de penetración del botón de soldadura se muestra en la Figura 5.57. El porcentaje de penetración de los botones soldados sobre el acero HSLA 1.81 mm presenta una variación de penetración de 80 % como máximo y 55 % como mínimo. En el caso de los puntos soldados sobre el acero IF 2.53 mm presentaron una caída en el porcentaje de penetración de un 90 % a un 20 %, mientras que el acero HSLA 3.09 mm presento 70 % de penetración, sin embargo a partir de los puntos 650 y 600 respectivamente ya no presentaron penetración.

La dureza en el centro de botón de soldadura en cada uno de los aceros se presentan en la Figura 5.58. Los puntos soldados sobre el acero HSLA 1.81 mm, el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm presentaron valores de dureza de aproximadamente de 400 HV, 325 HV y 225 HV, respectivamente.

La carga máxima soportada por los puntos de soldadura en el ensayo de corte de tensión se muestran en la Figura 5.59, se puede observar que la carga máxima de los 1000 puntos soldados en el acero HSLA 1.81 mm, se mantuvo constante de 22.5 kN como máximo y 17.5 KN como mínimo, en el caso de los puntos soldados en el acero HSLA 3.09 mm fue disminuyendo de 30 KN a 5 kN y para los pontos soldados en el acero IF 2.53 mm fue de 12.5 a 5 KN. Esta resistencia es dependiente del diámetro del botón.

6.6. Desgaste de los electrodos

El ajuste de la cara de contacto de los electrodos fue necesario para evitar desalineación y prevenir la formación de soldaduras irregulares. La Figura 5.61 muestra las impresiones de las huellas de la cara de contacto de cada uno de los electrodos durante el ajuste de las caras para obtener una buena distribución de presión y corriente.

El recubrimiento de cinc en los aceros no sólo fue un obstáculo para la soldabilidad, sino que aceleró el deterioro de los electrodos. La Figura 5.60 muestra la cara y la sección transversal de los electrodos antes de realizar las pruebas de soldadura.

La evaluación del deterioro de los electrodos se muestra en las Figuras 5.62 a 5.64, en las cuales se observa la cara de contacto antes de iniciar y de cada 100 puntos de soldadura hasta llegar a los 1000 puntos durante los ensayos de soldadura. El par de electrodos utilizado en el acero HSLA 1.81 mm, mantuvo una área constante hasta los 600 puntos soldados, después se creó un medio aro alrededor de las huellas, que corresponde a la deformación de los electrodos en forma de hongo, ver Figura 5.62. El par de electrodo utilizados en el acero IF 2.53 mm presentó un incremento en el área de impresión, al igual que el par de electrodo utilizados en el acero HSLA 3.09 mm.

El incremento del electrodo superior e inferior se presenta en las Figuras 5.65 y 5.66, respectivamente, se observa que el diámetro del área de contacto de los electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81 mm se mantiene constante, mientras que en el acero HSLA 3.09 mm y el acero IF 2.53 mm presentan un incremento en el diámetro del área de contacto siendo en el primero el mayor incremento.

En la Figura 5.68 se observa que el incremento del diámetro de contacto de la cara de los electrodos se produjo por desgaste, al revisar la cara de los electrodos se observa la deformación de los electrodos obteniendo la mayor

deformación los electrodos utilizados con el acero HSLA 3.09 mm, los electrodos utilizados sobre el acero IF 2.53 mm presentan grietas en la cara de contacto, mientras que los electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81 mm solo presentaron una pequeña deformación.

Debido a la difusión del cobre de los electrodos con el cinc presente en el galvanizado se provocó un cambio en la resistencia de contacto causando mayor calor en la interfase de electrodo-lámina disminuyendo la vida útil de los electrodos. La alta temperatura generada en la interfase electrodo-lámina alcanza el punto de fusión e incluso la evaporización del cinc [110] produciendo una rápida difusión del cobre y el cinc. Esta temperatura también causa ablandamiento en la cara de contacto del electrodo acelerando la deformación plástica. Este incremento en la cara de contacto de los electrodos produce una disminución de corriente y deteriora la calidad del botón de soldadura. La vida útil de los electrodos se presenta cuando el diámetro del botón de soldadura se encuentra por debajo del tamaño mínimo de soldadura.

El desgaste de los electrodos utilizados en el acero HSLA 3.09 mm fue acelerado disminuyendo la vida útil de los electrodos que fue por debajo de los 100 puntos de soldadura, mientras que para el acero IF 2.53 mm fue por debajo de los 124 puntos de soldadura, de acuerdo a los ensayos de desbotonamiento. Esta aceleración del desgaste de los electrodo se cree que fue generados por el calibre de estas láminas, ya que su resistencia interna es mayor, y de acuerdo al efecto Joule $Q=I^2Rt$, requirieron un mayor aporte de calor, el cual se consiguió por la aplicación de múltiples pulsos, lo que ocasionó un mayor desgaste en los electrodo.

La característica más notable entre los electrodos analizados fue la deformación del material y la deformación de fase Zn-Cu en la superficie de contacto. La deformación se manifiesta mediante los dobleces o extrusión del material en los bordes de punta de los electrodos como se muestra en las Figuras 5.69 a la 5.71. En ellas se aprecia que todos los electrodos presentan

este fenómeno. Otro fenómeno de desgaste durante el proceso es la formación de fase debido a la interacción de Zn y el Cu.

Antes del corte de los electrodos, para su inspección transversal, se realizó análisis de composición química mediante rayos X para determinar la composición de la capa superficial del electrodo al final de la prueba de soldadura.

Para los electrodos probados a 1000 puntos de soldadura en el acero HSLA 3.09 mm, ver Figura 5.73. Los elementos detectados fueron Zn, Cu, Fe y Al. Los mapas de elementos indican que las distribuciones de Zn y Cu son consistentes con las capas de aleación observada típicamente en otras investigaciones sobre desgaste de electrodos.

Se observó la presencia de aluminio en la superficie de los electrodos. Esta capa también parece consistir de diversas partículas pequeñas, en lugar de ser completamente uniforme. Debido a su apariencia particular y el hecho que el aluminio debería haber disuelto en las capas de latón, se sospecha que este aluminio esté presente en alguna forma de óxido.

Los electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81 mm presentaron la mayor difusión de Fe, Cu y Cr hacia la capa superficial del electrodo, esto seguramente se debe a que el calor generado en la interfase electrodo-lámina fue la más alta de las tres pruebas, ver Figura 5.72.

En el caso de los electrodos utilizados en el acero IF 2.53 mm, ver Figura 5.74, el análisis reveló una alta concentración de C. A pesar de ser un acero de concentraciones ultrabajas de carbon. Esto se debió al contenido de aceite de laminación presentes en la superficie del acero IF. La norma Chrysler LP-461K-170 [97], no permite limpiar la superficie de láminas.

CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Los experimentos de soldadura realizados en el presente estudio demuestran que el espesor de la lámina es el factor que determinan los parámetros de soldadura, mientras que la composición química del acero define la calidad del botón de soldadura.

Se puede producir una buena calidad de soldadura en aceros fuera de norma aplicando pulsaciones en el tiempo de soldadura, mejorando las propiedades mecánicas del botón de soldadura.

Las propiedades mecánicas de los puntos de soldadura dependen de la zona de fusión. Los aceros HSLA al presentar una mezcla de bainita y martensita en la zona de fusión obteniendo una mayor dureza y soportan una mayor carga en comparación con el acero IF que presenta una microestructura de ferrita poligonal y ferrita acicular en la zona de fusión.

La zona afectada térmicamente en los aceros HSLA presentan tres zonas desde el punto de vista metalúrgico; supercrítico, intercrítico y subcrítico. La zona supercrítica se divide en dos regiones; crecimiento de grano y refinamiento de grano. La zona intercrítica alcanza un pico de temperatura menor que la región supercrítica, produciendo una transformación de fase parcial y La zona subcrítica presenta precipitados muy finos. Mientras que el acero IF presenta un crecimiento de grano como consecuencia del

sobrecalentamiento en el área adyacente a la zona de fusión y el débil límite de grano de los aceros IF.

La formación de cavidades en el acero IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm, se deben al sobrecalentamiento producido en la interfase lámina-lámina, producida por la pulsación en el tiempo de soldadura, y a la presencia de elementos aleantes volátiles tal como el cinc, que se evaporan cuando ocurre el calentamiento, quedando atrapados en la zona de fusión en forma de burbuja de gas.

El valor de 0.30% C.E. es un buen indicador de que el material no es susceptible al agrietamiento en frío en la ZAT, de acuerdo con la comparación metalográfica realizada.

El comportamiento mecánico de los botones de soldadura se relaciona directamente con las propiedades de metal base. Entre mayor es el esfuerzo último del metal base, mayor es la carga máxima del botón de soldadura y entre mayor es la deformación del metal base, mayor es el desplazamiento del botón de soldadura.

La rugosidad superficial de la capa de galvanizado no afecta en el ajuste de la programación de soldadura debido a que la fuerza de los electrodos colapsan y aplanan las asperezas aumentando los puntos de contactos. Sin embargo, la capa galvanizada disminuyó la vida de los electrodos.

El procesamiento de ajuste de la programación de soldadura para cada uno de los aceros es diferente. Las mejores condiciones de soldadura para obtener un tamaño mínimo del botón de soldadura, sin presentar expulsión de material fundido fuera del botón de soldadura y al pegue del electro en la lámina son los siguientes.

- En el caso del acero HSLA 1.81 mm se requiere un solo pulso de soldadura un tiempo de soldadura de 13 ciclos y una corriente de 15.54 KA.

- En el caso del acero IF 2.53 mm se utiliza doble pulsación, un tiempo de soldadura de 9 – 2 – 9 ciclos y una corriente de soldadura de 11.6 KA.
- En el caso del acero HSLA 3.09 mm se requiere triple pulsación para un tiempo de soldadura de 13 – 2 – 13 – 2 – 13 ciclos y una corriente de soldadura de 9.8 KA.

Las programaciones de soldadura, depende del espesor del acero. Entre mayor es el espesor de la lámina se complico el ajuste de la programación, debido a que aumenta la resistencia eléctrica del circuito secundario ($Q=I^2Rt$).

Se requiere la utilización de pulsaciones en el tiempo de soldadura con bajas corrientes de soldadura en espesores gruesos.

De acuerdo al criterio tomado para evaluar la calidad de soldabilidad de cada uno de los aceros.

- El acero HSLA 1.81 mm presenta una resistencia de soldadura de 1000 puntos de soldadura.
- El acero IF 2.53 mm presenta una resistencia de soldadura de 149 puntos de soldadura.
- El acero HSLA 3.09 mm presenta una resistencia de soldadura de 99 puntos de soldadura.

El bajo rango de resistencia de soldabilidad en el acero IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm se debe al rápido deterioro causado en los electrodos, que va aumentando conforme el número de puntos soldados:

- El incremento en el diámetro de la cara de los electrodos reduce la calidad de los puntos de soldadura debido a la disminución densidad de corriente.
- La adhesión de cinc en la superficie de la cara de los electrodos, reduce las propiedades eléctricas y de dureza del electrodo.

El par de electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81 mm mantiene un área constante durante los 1000 puntos de soldadura durante la prueba de calidad de soldabilidad, mientras que el par de electrodos utilizados en el acero IF 2.53 mm y el acero HSLA 3.09 mm presentan un rápido incremento en el área contacto, disminuyendo la densidad de corriente.

El recubrimiento de cinc en los aceros no sólo fue un obstáculo para la soldabilidad, sino que aceleró el deterioro de los electrodos.

La caracterización más notable entre los electrodos analizados fue la deformación del material y la formación de fases Zn-Cu en la superficie de contacto. La deformación se manifiesta mediante los dobleces o extrusión del material en los bordes de punta de los electrodos.

El rápido desgaste de los electrodos es una consecuencia colectiva de la alta presión, alta temperatura, ataque químico del cinc en el cobre, la formación de nuevas fases de Cu-Zn y principalmente a la pérdida de dureza en la aleación Cu-Cr que origina una mayor predisposición a la deformación por extrusión, aumentando el área de cara del electrodo y por ende disminuyendo la densidad de corriente necesaria para realizar botones de soldadura dentro de las especificaciones de calidad.

Debido a las operaciones de conformado en frío y en caliente que sufren los electrodos durante los ciclos de soldadura, estos tienden a perder gradualmente la dureza alcanzada en el tratamiento térmico durante su fabricación.

Estos mecanismos de desgaste causaron un incremento de resistencia de contacto del electrodo para el siguiente punto, lo cual produjo más adhesión de cinc, produciendo mayor de formación y calentamiento, resultando en una pérdida de calidad en los puntos de soldadura consecutivos.

El principal causante de este rápido deterioro de los electrodos es el espesor de la láminas, ya que se requiere pulsaciones en el tiempo de soldadura, lo que disminuyo considerablemente la vida de los electrodos.

7.1. Recomendaciones a trabajos futuros.

Se recomienda utilizar un menor peso de capa de 100 ó 200 g/m², debido que el utilizado en este estudio está muy por arriba del mínimo recomendado para aplicaciones automotrices. Con un menor peso de capa de galvanizado se reduciría tanto el tiempo de soldadura como la corriente de soldadura aumentando la vida de los electrodos.

Se recomienda utilizar una programación de soldadura con up – slope. Up – slope consiste en ir aumentando la corriente como en función de rampa hasta llegar al valor de la corriente de soldadura. Esto reduce la tendencia del cinc a alearse con los electrodos de cobre.

Se recomienda cambiar la geometría del electrodo que fue una de las causas de la deformación de la cara de contacto. Se recomienda utilizar un cap de domo plano “B”.

Se recomienda recubrir los electrodos con un composito de TiC, el cual incrementa el doble de vida útil del electrodo.

Referencias

1. World Auto Steel, "Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines", Version 4.0, Marzo 2009, PP3-15.

2 Arcelor Mittal, "Aceros bake hardening", edición para Europa, Enero 2012, pp 4-10.

3 R. Huziak, R. Kawalla, S. Waengler, "Advanced high strength steels for automotive industry", Archives of civil and mechanical engineering, 2008.

4 M. Dünckelmeyer, A. Karellová, C. Krempaszky, E.Werner, "Instrumented hole expansion test", Proceedings of international doctoral seminar 2009, Smolenice Castle, Slovakia Mayo 2009, pp 1-3.

5 Internet," www.azom.com/article.aspx?ArticleD=2537 ", Pagina de The AZo Journal of Materials Online.

6 Luis Alberto Moya Salazar, "Soldabilidad de aceros IF Termogalvanizados para aplicaciones automotrices", Tesis M.C de la ingeniería mecánica con especialidad de materiales, Autónoma de Nuevo León, Enero 2005, pp 4.

7 James N.A. Starling, "The evolution of solute carbon during continuous annealing of interstitial-free steel and its effects on bake hardenability", Queen's University, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Marzo 1998 pp 1-2.

8 Steel Market Development Institute "AHSS 101 the evolving use of advanced High-strength steels for automotive applications", 2011, pp 8-10.

9 M.Charleux, W.J. Poole, M. Militzer, and A. Deschamps "Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti steel", Metallurgical and materials transactions A, Volume 32A, Julio 2001, pp 1.

10 Sunghak Lee, Dongil Kwon, Young Kook Lee, and Ohjoon Kwon "Transformation strengthening by thermomechanical treatments treatments in C-Mn-Ni-Nb steel", Metallurgical and materials transactions A, Volume 26A, Mayo 1995, pp 1.

11 L.J. Cuddy "Thermomechanical processing of microalloyed austenite", TMS, Warrendale, 1982, p 129.

12 J.M. Gray, T. Ko. Zhang Shouhua, Wu Baorong, Xie Xishan "HSLA steels metallurgy and applications", conference proceedings ASM international, 4-8 Noviembre 1985, pp 29-44

13 Cuddy, L.J., " Microstructure development during thermomechanical treatment of HSLA steels ", Metallurgical transaction, Vol. 12A, Julio 1981, pp 1313 – 1320.

14 Sekine, H. and Maruyama, T., " 3rd Proceeding, International conference on the strength of metals and alloys ", London, Iron and Steel Institute, 1973, pp 85-94.

15 Khaled F. Al-Hajeri "The grain and subsequent transformation of austenite in the HSLA steel during high temperature thermomechanical processing", University of Pittsburgh school of engineering, Abril 13,2005, pp 12-19.

16. Internet, "www.asimet.cl/galvanizado.htm", pagina de galvanizado en caliente y en frío; Revista metal industrial, Octubre 2002; pp 1-21

17. A.R. Marder, "The metallurgy of zinc – coated steel", Progress in Materials Science 45 (2000) pp 193 -

18. Jackson C.B., "Coil Joining in Galvanizing lines", 89th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1997, San Francisco, EUA, pp 1 – 17

19. Warnecke W., Bode R., Kothe R. y Meyer L., "Modern hot dip coated sheet steel–processing, coating characteristics and fabricating properties", Zinc Based

Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 3-17.

20. Sendzimer T. 1938. U.S. Patent No 2, 110.893.

21. Marder A.R., "The metallurgy of Zinc Coated", Progress in Materials Science, Año 45, Vol. 3, Junio 2000, EUA, pp 191 – 271

22. Olefjord I., Leijon W., Jelvestam U., "Selective surface oxidation during annealing of steel sheets in H₂/N₂" Applied Surface Science 1980; 6:41

23. Bordigno L., Angeli G., Bolt H., Hekkens R., Mashek W., y Paavilainen J., "Enhanced hot dip galvanizing by controlled oxidation in the annealing furnace", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 833 – 844.

24. Jordan CE., Marder AR. "Fe–Zn phase formation in interstitial – free steels hot – dip galvanized at 450 °C, part 1 0.00 % Al – Zn baths", Journal Materials Science 1997; 32: 5593.

25. Allegra L., Hart RG., Townsend HE., "Intergranular zinc embrittlement and its inhibition by phosphorous in 55 pct Al–Zn coated sheet", Metallurgical and Materials Transactions 1983; 14A: 401

26. Mackowaik J., Short Nr., "Metallurgy of galvanized coatings", International Metals, Reviews 1979; 1.

27. Allegra L., Hart RG., Townsend HE., "Intergranular zinc embrittlement and its inhibitions by phosphorous in 55 pct Al – Zn coated sheet" Metallurgical and Materials Transactions 1983; 14A: 401.

28. Guttman M., Lepretre Y, Aubry A, Roche M-J., Moreau T., Drillet P., Maigne JM., Baudin H. "Mechanism of the galvanizing reaction. Influence of Ti and P contents in steel and of its surface microstructure after annealing", Galvatech' 95. Chicago, IL: Iron and Steel Society, 1995. P 295.

29. Uredincek M., Kirkaldy JS., "Mechanism of iron attack inhibition arising from additions of aluminum to liquid Zn(Fe) during galvanizing", International journal of materials 1987; 64.
30. Osinski K., "The influence of aluminum and silicon on the reaction between iron and zinc", Tesis Doctoral, Tecnical University, Eindhoven, 1983.
31. Perrot P., Tissier J-C., Dauphin J-Y., "Stable and metastable equilibria in the Fe-Zn-Al system at 450 °C", International journal of materials 1992; 1992 pp 83.
32. Chen Zw, Sharp RM., Gregory JT., "Fe-Zn-Al ternary phase diagrama at 450 °C". Materials Science and Technology 1990; 6: 1173.
33. Ghuman ARP., Goldstein JI., "Reaction mechanisms for the coating formed during hot dipping of iron in 0 to 10 pct Al-Zn baths at 450-700 °C" Metallurgical and Materials Transactions 1971; 2^a
34. Belisle S., Lezon V, Gagne M., "The solubility of iron in continuous hot-dip galvanizing baths", Journal Phase Equilibria 1991; 12:259
35. Dauzat M., Stouvenot F, Moreau T., "Zinc rich corner of the Fe-Zn-Al revised phase diagram", Amsterdam: Stahl and Eisen, 1992. pp 449.
36. Tang N-Y. "Comments on Fe-Al-Zn diagram", Journal Phase Equilibria 1994; 15:237.
37. Tang N-Y, Adams GR. Kolisnyk PS. "On determinig effective aluminum in continous galvanizing baths", Galvatech' 95. Chicago, IL: Iron and Steel Society, 1995. pp. 777.
38. Tang N-Y. "Modeling of enrichment in galvanized coatings", Metallurgical and Materials Transactions 1995; 26^a:1669.

39. Guttman M., "Diffusive phase transformations in hot dip galvanizing", Material Science Forum 1994; 155 (156): 527
40. Tang N-Y., "Thermodynamics and kinetics of alloy formation in galvanized coating". Goodwin FE, Editor. Zinc Based steel coating systems: production and performance. Warrendale, Pa: TMS, 1998. pp3.
41. Isobe M., "Initial alloying Behavior in galvannealing process", CAMP-ISIJ 1992;5:1629.
42. Faderl J., Primminger M, Schönberger L., "Influence of steel grade and surface topography on the galvannealing reaction", Galvatech'92, Amsterdam: Stahl and Eisen, 1992. pp. 194.
43. Kanamaru T., Nakayama M., "Alloying reaction control in production of galvannealed steel", Materials Science Research International 1995; 1: 150.
44. Nakayama M., Kanamaru T., Numakura Y., "Effect of alloying conditions and phase structure on alloying behavior and formability of galvannealed steel sheet" CAMP-The iron and Steel institute of Japan 1992;5:1665.
45. Jordan CE., Goggins KM., Benschoter AO., Marder AR., "Metallographic preparation technique for hot-dip galvanized and galvanneal coatings on steel", Materials Characterization 1993;31:107
46. InagaKi J., Sakurai M., Watanabe T., "Alloying reactions in hot-dip galvanizing and galvannealing processes" The iron and Steel institute of Japan 1995: 35: 1388.
47. Kiusalaas R., Engberg G., Klang H., Scheduling E., Schön L., "Control of texture and formation of intermetallic phase in continuously hot-dip galvanized coatings", Galvatech' 89. The Iron and Steel Institute of Japan, 1989. pp. 485.

48. Kato T, Nunome K., Morimoto Y., Nishimura K., Kato N., Saka H., "In situ TEM observations of reaction between Fe and molten Zn (Al)", Galvatech' 98. Tokyo: The Iron and Steel Institute of Japan, 1999. pp. 803.

49 Bordingnon L., Angeli G., "Enhanced hot dip galvanizing by controlling oxidation in the annealing furnace", Galvanizers Association Conference Proceedings, Septiembre 2001; Portland, EUA; pp1-19.

50 Marder A.R., "The metallurgy of Zinc coated progress", Material Science Año 45, Vol 3; junio 2002; pp 191 – 271

51. Natale T. e Irving B., "Automakers set the pace for spot welding the new galvanized steels"; Welding Journal, Marzo 1992, EUA, pp 47-50.

52. Williams N.T. y Parker J.D., "Review of resistance spot welding of steel sheets, part 1: modelling and control of weld nugget formation"; International Materials Review, Vol. 49 No. 2; Abril 2004, EUA, pp 45-75.

53. Mitchell J.W. y Chang U.I., "Resistance spot welding of microalloyed steels for automotive applications", Micro Alloying 75; 2000, EUA, pp 599-609.

54. AWS Handbook Committee, "Welding handbook, volume II: welding processes", 8a Edición; Cap. 17 y 19. Febrero 1992, Miami, EUA.

55. RWMA Handbook Committee, "Resistance welding manual", 4a Edición; Capítulos 1, 2, 7, 8, 10, 18 y 24, Marzo 2003, Philadelphia, EUA.

56. Williams N.T. y Parker J.D. "Review of resistance spot welding of steel sheets, part 2: factors influencing electrode life", International Materials Review, Vol. 49 No. 2; Abril 2004, EUA, pp 77-108.

57. Resistance Welder Manufacturers' Association, "Resistance welding manual", 4^{ta} Edición, pp. 1-2, 1999, Filadelfia, EUA.

58. P. Howe y S.C. Kelley, "A comparison of the resistance spot weldability of bare, hot dipped, galvanized and electrogalvanized dqsks sheet steels", SAE Technical Paper Series 880280 SAE Warrendale PA, p.15, 1988, EUA.

59. "Thermodynamics and kinetics of alloy formation in galvanized coatings", N. Y. Tang, Zinc Based Steel Coating Systems Production and Performance, Ed. TMS, 1998, EUA.

60 Resistance Welder Manufacturers' Association RWMA "Resistance welding manual", 4^a edition, Marzo 2003 PP 10-2

61. Victor Hugo Baltazar Hernandez "Effects of martensite tempering on hardening and tensile properties of resistance spot welded dual-phase steels", Tesis Doctoral, Universidad de Waterloo 2010 pp 7-10

62. Kevin Randall Chan "Weldability and degradation study of coated electrodes for resistance spot welding" Tesis de maestría en ciencias aplicadas, Universidad of Waterloo 2005 pp 12

63. Luis Alberto Moya Salazar "Soldabilidad de aceros IF termogalvanizados para aplicaciones automotrices" Tesis de Maestro en Ciencia de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales, Universidad Autónoma de Nuevo León, Enero 2005 pp .74

64. Lane, C. T., Sorensen, C.D., Hunter, G.B., Gedeon, S.A., Eager, T. W., "Cinematography of resistance spot welding of galvanized steel sheet", Welding Journal, Supplement, Septiembre 1987, pp 260 – 265

65. S.A. Gedeon and T.W. Eager, "Resistance spot welding of galvanized steel: part II. Mechanisms of spot weld nugget formation", Metallurgical transactions B, Volume 17B, Diciembre 1986, pp 895 – 899

66. Nick den Uijl, Sullivan Smith, Tom Moolevliet, Cierick Goos, Ellen van der Aa, Tony van der Veldt "Failure modes of resistance spot welded advanced high

strength steels”, The 5th International seminar on advances in resistance welding, 24-25 Septiembre 2008 Toronto, pp 78-104.

67. Hongyan Zhang, Jacek Senkara “Resistance welding fundamentals and applications” Taylor & Fancis Group, Published in 2006, pp 1-16.

68. Kim Richardt Pedersen, Anders Harthøj, Kasper Leth friis, Niels Bay, Marcel A.J. Somers Wenqi Zhang “Microestructure and hardness distribución of resistance welded advanced high strength steels”, The 5th International seminar on advances in resistance welding, 24-25 Septiembre 2008 Toronto, pp 134-146.

69. N. den Uijl, S. Smith, C. Goos, E. van der Aa, T. Moolevliet and T. van der Ve. “Failure modes of resistance spot welded advanced high strength steels”. The 5th International Seminar on: Advances in Resistance Welding. Toronto, Canada 2008, pp. 82-90.

70. V.H Baltazar H., M.L. Kuntz, Y. Zhou. “Fusion zone microestructures in resistance spot welding of TRIP to HSLA”. Waterloo, Canada: Department of mechanical and Mechatronics Engineering, University of Waterloo, 2009. p. 2.

71. Dearden, J, O’Niel, L, H.: Transactions International Welding, 3, 1940, 203.

72. Heisterkamp, F.: “Metallurgical concept and full-scale testing of high toughness, H₂S resistant 0.03%C- 0.10%Nb steel”, C.B.M.M. Report, São Paulo, Febrero 1993.

73. Bastien, P.G.: Met. Constr. British Weld. J., 49, 1970, 9.

74. Kihara, H. y coautores. Technical Report of JRIM, 1, 1959, 93.

75. “Specification for metal-arc welding of carbon and carbon manganese steels. BS5135”, British Standard Institute. Diciembre 1974.

76. Ito, Y., and Bessyo, K, "Cracking Parameter of high strength steels related to heat-affected-zone cracking– Rep. 1", 1968 J. of Japan Welding Society 37(9):683-991.

77. Yatake, T., Yurioka, N. , Kataoka, R. , and Tsunetomi,. "Prevention of root cracking in multi-pass weld", E. 1980, J. of Japan Welding Society 49(7): 484-489.

78. Suzuki, H. 1979, "Cold cracking and its prevention in steel welding – Rep. 2", Transactions Japan Welding Society 10(2):82-91.

79. Yurioka, N., Suzuki, H., Ohshita, S., Saito, S. "Determination of necessary preheating temperature in steel welding", Welding Journal, pp 147-153, 1983.

80. Stout, R. D., Vasudevan, R, "Cracking parameter of high strength steel related to heat-affected-zone cracking –REP 1". Journal of Japan Welding Society, 37(9): 1968, pp 683-991

81. RWMA Handbook Committee: Resistance Welding Manual; 4^a edición; capítulos 1, 2, 7, 8, 10, 18 y 24, Marzo 2003, Philadelphia, EUA.

82. Finlay, M. R., "Resistance spot welding of metallic coated steels and PVD coated electrodes", CRC Australia and WTIA, CRC No. 18, 1996.

83. ASM Binary Phase Diagrams, Vol. 1, 1987

84. Parker, J. D., Williams, N. T., Holliday, R. J., "Mechanisms of electrode degradation when spot welding coated steels", Science and Technology of Welding and Joining, 1998, Vol. 3, No. 2, pp. 65-74

85. Saito, T., Takahashi, Y., Nishi, T., "Electrode tip life in resistance spot welding of zinc and zinc alloy coated sheet steels", Nippon Steel Technical Report, No. 37 April 1988, pp. 24-30

86. Tanaka, Y., Sakaguchi, M., Shirasawa, H., Miyahara M., and Nomura, S., "Electrode Life in resistance spot welding of zinc plated sheets". Int. J. of Materials and Product Tech, vol. 2, no. 1, 1987. pp. 64-74.

87. Parker, J.D., Williams, N.T. (UK) "Electrode deformation when spot welding coatedsteels", Science and Technology of welding and Joing, 1998, vol 3, No.2, pp. 65-74.

88. Natale, T.V., "A review of the resistance spot welding behaviour of galvanized steels", Sheet Metal Welding conference III, Detroit, USA, October 1988, Paper No. 1.

89. Babu, S.S., Santella, M. L., and Peterson, W., "modeling resistance spot welding electrode life". Oak Ridge National Laboratory, 2000.

90. 24 ASM Binary Phase Diagrams, Vol. 1, 1987.

91. Friedman, L. M., McCauley, R. B., "Influence of metallurgical characteristics on resistance welding of galvanized steel", Welding Journal, Supplement, Octubre 1969, pp. 454s-462s

92. Lavery, R.C., Williams, N.T., "Resistance spot welding of galvanized steels", Sheet Metal Industries, Marzo 1970. pp201.

93. Holliday, R.J., Parker, J. D., Williams, N. T. (UK), "Relative contribution of electrode tip growth mechanism in spot welding zinc coated steels", Welding in the World, Vol. 37, No. 4, pp. 186-193, 1996

94. Gedeon, S. A., Eagar, T. W., "Resistance spot welding of galvanized steel: part II. mechanisms of spot weld nugget formation", Metallurgical Transactions B, Vol. 17B, Diciembre 1986, pp. 887-901.

95. White, C.L., Gugel, M.D., Kimchi, M., "Mechanisms of resistance welding electrode wear on galvanized steel", Automation Ltd., Vol. 2, 1996, pp 839-850

96 AWS/SAE D8.9M: 2002 An American National Standard “ Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behavior of automotive sheet steel materials ” Abril 2002, EUA, pp 1-46.

97 Chrysler Corporation Committee; Standard laboratory procedure Chrysler LP-461-K170 “ Resistance weldability test for bare, galvanized, galvanized, high strength, low carbon, and interstitial free hot and rolled steel sheet ”, Abril 1992, EUA, pp 1-46.

98 Chrysler Corporation Committee; Standard laboratory procedure Chrysler LP-461-K173 “ Current adjustment procedure for welding strip pairs ”, Abril 1992, EUA, pp 1-6.

99 Chrysler Corporation Committee; Standard laboratory procedure Chrysler PS-10947 “ Resistance spot welding automotive components and assemblies including advanced high strength steels ”, January 2010, EUA, pp 1-46.

100 Chrysler Corporation Committee; Standard laboratory procedure Chrysler PS-9471 “Resistance spot welding automotive components”, January 2010, EUA, pp 1-20.

101 E29-08 “Standard Practice for Using Significant Digits in Test Data to Determine Conformance with Specifications”.

102 ASTM E 415-99a “Standard Test Method for Optical Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel”.

103 ASTM E 112 “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”.

104 ASTM E 45 “Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel”.

105 ASTM E 92-00 “Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials”

106 ASTM E8-00 "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials"

107 ASTM A90 "Standard Test Method for Weight [Mass] of Coating on Iron and Steel Articles with Zinc or Zinc-Alloy Coatings"

108 E.Fossen y coautores "Aluminum control on Stelco's Z-Line" Proceedings Galvatech '95, pp. 795-800.

109 Hongyan Zhang Jacek Senkara, "Resistance Welding fundamentals and applications", 2006 pp 61-76.

110 Müftüoğlu, Keskinel, "Effect of coating thickness on electrode life in the spot welding of galvanized steels", 02-02-2006 pp 183

Índice de Figuras

Figura 1.1 - Promedio de masa de vehículos de 1975 y 2007 [8].	2
Figura 1.2 - Esquema de los aceros AHSS (se muestran en color) comparándolos con los aceros de baja resistencia (gris oscuro) y con los aceros HSS convencionales. (gris claro) [1].	4
Figura 1.3 - Esquema de los nuevos aceros de mayor resistencia que utilizan una composición química, proceso y microestructura únicas para obtener propiedades específicas y características de deformación [1].	4
Figura 1.4 - Muestra las islas de martensita en una matriz de ferrita [1].	6
Figura 1.5 - Bainita y austenita retenida son fases adicionales en los aceros TRIP [1].	7
Figura 1.6 - Diagrama esquemático, de simulación de un ciclo del proceso de recocido continuo, para horneado de pintura [7].	12
Figura 1.7 - Medición del endurecimiento por envejecimiento/horneado ($\Delta\sigma_{BH}$) por medio de un ensayo de tensión [7].	12
Figura 1.8 - Efecto del fósforo, silicio y manganeso en las propiedades mecánicas en aceros IF aleados con Nb (0.005%C, 0.04%Nb), recocido continuo a 830°C por 40 segundos [7].	17
Figura 1.9 - Efecto de la proporción atómica de niobio/carbono en las propiedades mecánicas en un acero IF aleado con Nb [7].	18
Figura 1.10 - Retraso de recristalización por el Nb o Ti [12].	20
Figura 1.11 - Distintos efectos del titanio en un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente. Donde E_r es energía de impacto, T es dirección transversal y L es dirección longitudinal [12].	22
Figura 1.12 - Efecto del Nb, Ti y V sobre la temperatura crítica de recristalización de la austenita (contenido de carbono 0.15%) [12].	23
Figura 1.13 - Relación entre el exceso de boro y el efecto de las propiedades mecánicas [12].	26
Figura 1.14 - Ilustración esquemática de la diferencia en la evolución del tamaño de grano durante la deformación, en ambos controles de laminado convencional y recristalización [15].	27
Figura 1.15 - Ilustración esquemática de la microestructura de austenita, resultado de distintas condiciones de deformación [15].	29
Figura 1.16 - Representación esquemática de la microestructura austenítica, cuando la deformación es por abajo y por arriba de la temperatura de paro de recristalización T_{RXN} , de austenita. Nota GB, DB, TB Y NPD denotan la contribución total S_v de los límites de grano, bandas de deslizamiento y maclaje. Por otra parte, D es la longitud del borde al cuadrado y R es la proporción de reducción de laminado [15].	30

Figura 1.17 - Ilustración esquemática del proceso de laminado. Nota T_{GC} es la temperatura de engrosamiento de grano [15].	31
Figura 2.1 - Esquema de la protección galvánica.	33
Figura 2.2 – Esquema, del proceso de galvanizado continuo por inmersión en caliente [49].	36
Figura 2.3 - Esquema de la región del contenedor en una línea típica de galvanizado por inmersión en caliente.	38
Figura 2.4 – Crecimiento Individual de las fases (Γ , δ y ζ), para un acero ultra bajo de carbono [24].	40
Figura 2.5 - Sección isotérmica del diagrama de fase Fe–Al–Zn a 450 °C: a) sección general, b) esquina rica en cinc [30].	44
Figura 2.6 - Evolución de la fase Fe–Zn–Al a 450 °C: a) metaestable: < 30 min, b) equilibrio: > 1000 h [31].	45
Figura 2.7 - Esquina rica en cinc en la sección isotérmica del diagrama de fase Fe–Zn–Al a 460°C [37].	46
Figura 2.8 - Mecanismo de formación de la capa inhibidora [17].	48
Figura 2.9 - Crecimiento cinético de capas de Fe-Al a 470 °C [41].	50
Figura 2.10 - Efecto del contenido de Al en el baño en la cantidad de reacción del Al [43].	50
Figura 2.11 - Microestructura de un acero DQSK por inmersión en caliente en un baño de 0.10 wt % Al – Fe [45].	51
Figura 3.1 - Generación de calor en RSW.	57
Figura 3.2 - Esquema de resistencias eléctricas en RSW en aceros desnudos y galvanizados [62].	60
Figura 3.3 - Resistencia y perfil de temperatura para un acero galvanizado y un acero desnudo [62].	61
Figura 3.4 - Foto del proceso de formación de anillos en un acero HDG. Las áreas marcadas representan el inicio de fusión [64].	61
Figura 3.5 - Sección transversal de puntos de soldadura [64].	62
Figura 3.6 - Etapas de la curva dinámica de resistencia eléctrica [65].	64
Figura 3.7 - Relación de la estructura de soldadura del acero HSLA galvanizado 1.7 mm con el diagrama Fe-C.	66
Figura 3.8 - Diagrama TTT para una aleación hierro-carbono con una composición eutectoide: A= austenita, B= bainita, M= martensita, P= Perlita [67].	69
Figura 3.9 - Diagrama CCT típico de un acero de bajo carbono: A= austenita; F= Ferrita, P= perlita, B= bainita, M= martensita [67].	69
Figura 3.10 - Diagrama de fase binario Cobre – Cinc [90].	72

Figura 3.11 - Forma de la punta del electrodo después de varios puntos de soldadura consecutivos [85].....	75
Figura 3.12 - Sección transversal de electrodos. a) 1000 puntos de soldadura y b) 2000 puntos de soldadura sobre un acero galvanizado [95].	76
Figura 4.1 - Instrucciones de corte de los paneles y de las tiras a lo ancho de lámina [97].....	82
Figura 4.2 - Tamaño de cupón de ensayo de tensión [97].	83
Figura 4.3 - Esquema representativo de la obtención de muestras para microscopía óptica.....	85
Figura 4.4 - Esquema representativo del troquelado de los boquetes para la medición de capa.	89
Figura 4.5 - Programación de un pulso y de doble pulsación [100]......	94
Figura 4.6 - Orientación del par de tiras e identificación de los lados [97].	95
Figura 4.7 - Secuencia de soldadura de resistencia por puntos para el par de tiras [97,98].	96
Figura 4.8 - Método de medición del botón de soldadura [100].	98
Figura 4.9 - Indentación y penetración de soldadura [97]	99
Figura 4.10 Esquema de ensayo de desbotonamiento [96, 97].	100
Figura 4.11 - Esquema de prueba de tensión a corte [96,97]......	100
Figura 4.12 - Esquema del perfil de dureza Vickers [96 - 98]......	101
Figura 4.13 - Esquema de impresión de la cara de los electrodos: a) Impresión de electrodo superior e inferior y b) Impresión de la combinación de ambos electrodos .	102
Figura 5.1 - Microestructura en dirección longitudinal de cada uno de los aceros.....	106
Figura 5.2 - Microestructura en dirección transversal de cada uno de los aceros	107
Figura 5.3 - Tamaño de grano de la zona superior, centro e inferior de cada acero. ...	108
Figura 5.4 - Metalografías de la dirección longitudinal del metal base (100X).....	110
Figura 5.5 - Metalografías de la sección transversal del metal base (100X).....	111
Figura 5.6 - Micrografías de la dirección longitudinal, que muestra las huellas de indentación de los ensayos de dureza Vickers (100 X)	112
Figura 5.7 - Micrografías de la dirección transversal, que muestra las huellas de indentación de los ensayos de dureza Vickers (100 X)	112
Figura 5.8 - Curvas de esfuerzo deformación de 0, 45 y 90° de la dirección de laminación, en cada uno de los aceros	113
Figura 5.9 - Metalografías representativas del espesor de galvanizado en la dirección longitudinal (100 X)	114
Figura 5.10 - Metalografías representativas del espesor de galvanizado en la dirección transversal (100 X).....	115

Figura 5.11 - Perfil transversal con una longitud básica de 20mm en dirección longitudinal y transversal del acero HSLA 1.81mm.....	117
Figura 5.12 - Perfil transversal con una longitud básica de 20mm en dirección longitudinal y transversal del acero HSLA 3.09mm.....	118
Figura 5. 13 Perfil transversal con una longitud básica de 20mm en dirección longitudinal y transversal del acero IF 2.53mm.....	119
Figura 5.14 - Topografías de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20µm del acero HSLA 1.81mm galvanizado.	120
Figura 5.15 - Topografías de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20µm del acero HSLA 3.09mm galvanizado.	121
Figura 5.16 - Topografías de las caras superiores y de las caras inferiores con una longitud básica de 20µm del acero IF 2.53mm galvanizado.	122
Figura 5.17 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero HSLA 1.81mm).....	123
Figura 5.18 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero HSLA 3.09mm).....	124
Figura 5.19 - Barrido lineal desde el metal base hasta el galvanizado (acero IF 2.53mm).....	125
Figura 5.20 – Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (acero HSLA 1.81mm).....	126
Figura 5.21 - Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (acero HSLA 3.09mm).....	127
Figura 5.22 - Mapeo cualitativo de elementos a través del metal base y el galvanizado (Acero IF 2.53mm)	128
Figura 5.23 - EDS sobre el galvanizado, el intermetalico y metal base del acero HSLA 1.81mm.....	129
Figura 5.24 - EDS sobre el galvanizado, el intermetalico y metal base del acero HSLA 3.09mm.....	130
Figura 5.25 - EDS sobre el galvanizado, el intermetalico y metal base del acero IF 2.53mm.....	131
Figura 5.26 - Tira de acero de 76.2mm x 914mm para ajuste de corriente de soldadura.	132
Figura 5.27 - Sección transversal de los botones de soldadura a diferente rango de corriente de soldadura.....	133
Figura 5.28 - Botón de soldadura con una corriente de soldadura de 15.5kA y un tiempo de mantenimiento de 5 ciclos.....	134
Figura 5.29 - Botón de soldadura con una corriente de soldadura de 15.5kA y un tiempo de mantenimiento de 30 ciclos.	135
Figura 5.30 - Perfil de microdureza Vickers a diferentes tiempos de enfriamiento de 5 y 30 ciclos.....	135
Figura 5.31 - Ensayos de desbotonamiento de las probetas de soldadura a diferentes tiempos de mantenimiento de a) 5 ciclos y b) 30 ciclos.....	136

Figura 5.32 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de un solo pulso de soldadura (20 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.....	138
Figura 5.33 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (6-2-6 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.	138
Figura 5.34 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (7-2-7 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.....	139
Figura 5.35 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (8-2-8 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.....	139
Figura 5.36 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de dos pulsos de soldadura (9-2-9 ciclos) a diferentes corrientes de soldadura.....	140
Figura 5.37 - Ensayos de desbotonamiento para evaluar la programación de tres pulsos de soldadura a diferentes tiempos de soldadura.....	141
Figura 5.38 - Botones de soldadura de cada uno de los aceros de soldadura.....	144
Figura 5.39 - Microestructura de la zona de fusión del acero HSLA 1.81mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente, a) magnitud de 100X, b) magnitud de 200X y c) magnitud de 400X. Mientras que la columna derecha corresponde al centro de la zona fusión, d) magnitud de 100X, e) magnitud de 200X y f) magnitud de 400X.....	145
Figura 5.40 - Microestructura de la zona de fusión del acero IF 2.53mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente, a) magnitud de 100X, b) magnitud de 200X y c) magnitud de 400X. Mientras que la columna derecha corresponde al centro de la zona fusión, d) magnitud de 100X, e) magnitud de 200X y f) magnitud de 400X.....	146
Figura 5.41 - Microestructura de la zona de fusión del acero HSLA 3.09mm. Columna izquierda, microestructuras tomadas cerca de la zona afectada térmicamente, a) magnitud de 100X, b) magnitud de 200X y c) magnitud de 400X. Mientras que la columna derecha corresponde al centro de la zona fusión, d) magnitud de 100X, e) magnitud de 200X y f) magnitud de 400X.....	147
Figura 5.42 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero HSLA 1.81mm, a) magnitud de 100X y b) magnitud de 400X. El 5 y 4 corresponden a la región supercrítica, el 3 corresponde a la región intercrítica, el 2 corresponde a la región supcrítica y el 1 corresponde metal base.....	148
Figura 5.43 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero IF 2.53mm, a) magnitud de 100X, b) magnitud de 200X y c) magnitud de 400X. El 3 corresponde a la zona de fusión, el 2 corresponde zona afectada térmicamente y el 1 corresponde metal base.....	149
Figura 5.44 - Microestructura de la zona afectada térmica del acero HSLA 3.09mm, a) magnitud de 100X y b) magnitud de 400X. El 5 y 4 corresponden a la región supercrítico, el 3 corresponde a la región intercrítica, el 2 corresponde a la región supcrítica y el 1 corresponde metal base.....	150
Figura 5.45 - Perfil de dureza de los botones de soldadura.....	151
Figura 5.46 - Curva de carga desplazamiento para cada uno de los botones de soldadura.....	152

Figura 5.47 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero HSLA 1.81mm	154
Figura 5.48 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero IF 2.53mm	155
Figura 5.49 - Macrografías de la sección transversal de los botones de soldadura del acero HSLA 3.09mm	156
Figura 5.50 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 1 hasta 499 puntos soldados en el acero IF 2.53mm.	157
Figura 5.51 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 500 hasta 1000 puntos soldados en el acero IF 2.53mm.	158
Figura 5.52 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 1 a 499 puntos soldados en el acero HSLA 3.09 mm.	159
Figura 5.53 - Ensayos de desbotonamiento de la corrida de 500 hasta 1000 puntos soldados en el acero HSLA 3.09 mm.....	160
Figura 5.54 - Medición de la diagonal de la zona de fusión de cada una de las corridas de 1000 puntos de soldadura.....	161
Figura 5.55 - Medición del botón de soldadura de cada una de las corridas de soldaduras.....	161
Figura 5.56 - Medición del porcentaje de indentación de cada una de las corridas de soldadura.....	162
Figura 5.57 - Medición del porcentaje de penetración de cada una de las corridas de soldadura.....	162
Figura 5.58 - Dureza Vickers en el centro de la zona de fusión para cada corrida de 1000 puntos para cada material.	163
Figura 5.59 - Carga máxima de los ensayos de tensión.....	163
Figura 5.60 - Dimensiones de los electrodos utilizados en: a) acero HSLA 1.81mm y b) acero IF 2.53mm y HSLA 3.09mm	164
Figura 5.61 - Ajuste de las caras de los electrodos.....	165
Figura 5.62 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero HSLA 1.81mm.....	166
Figura 5.63 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero IF 2.53 mm.....	167
Figura 5.64 - Impresión del desgaste de los electrodos utilizados en el acero HSLA 3.09 mm.....	168
Figura 5.65 - Medición del desgaste de los electrodos superiores	169
Figura 5.66 - Medición del desgaste de los electrodos inferiores	169
Figura 5.67 - Medición del desgaste en ambos electrodos.....	170
Figura 5.68 - Imágenes del desgaste de los electrodos después de los 1000 puntos de soldadura.....	170
Figura 5.69 - Acumulación de deformación plástica después de 1000 puntos de soldadura en la lámina de acero HSLA 1.81mm.....	171
Figura 5.70 - Extrusión en la cara del electrodo utilizado en la lámina HSLA 3.09mm después de 1000 puntos.....	171

Figura 5.71 – Extrusión en la cara del electrodo utilizado en la lámina IF 2.53mm después de 1000 puntos de soldadura..... 171

Figura 5.72 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina HSLA 1.81mm..... 172

Figura 5.73 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina HSLA 3.09mm..... 172

Figura 5.74 – Espectroscopia de rayos X sobre la superficie del electrodo al soldar la lámina IF 2.53mm..... 172

Índice de Tablas

Tabla 1.1 Ti elemento microaleante con múltiples usos [12].	21
Tabla 1.2 Características del boro como elemento microaleante [12].	25
Tabla 2.1 Exponente de crecimiento de las capas de fases Zn – Fe [24].	41
Tabla 2.2 Exponente de crecimiento de las capas individuales de las fases.....	42
Tabla 2.3 Resumen de la microestructura del recubrimiento en un galvanizado continuo [40].....	49
Tabla 4.1 Programación de soldadura para aceros de bajo carbono y HSLA, termogalvanizados (E) y sin recubrimiento (desnudo) para dos espesores [100].....	92
Tabla 5.1 Medición del espesor de lámina para cada uno de los aceros.	104
Tabla 5.2 Espectrometría de chispa de cada uno de los aceros.....	105
Tabla 5.3 Relación del tamaño de grano.....	108
Tabla 5.4 Propiedades mecánicas	113
Tabla 5.5 Medición de espesor de galvanizado por medio de microscopia óptica.....	115
Tabla 5.6 Medición de peso de capa de galvanizado	116
Tabla 5.7 Valores de rugosidad superficial por dirección y cara de lámina.....	120
Tabla 5.8 Valores de los ensayos de desbotamiento con tiempos de mantenimiento de 5 y 30 ciclos.....	136
Tabla 5.9 Programación de soldadura.....	143