

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF
TERMOGALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

PRESENTA:

LUIS ALBERTO MOYA SALAZAR

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO DE 2005

L.A.M.S.

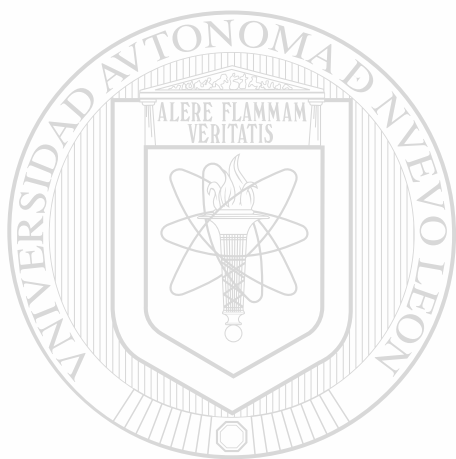
SOLDABILIDAD DE ACEROS IF
TERMOGALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES

TM
Z5853
.M2
FIME
2000
.M625

2005



1020150558



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

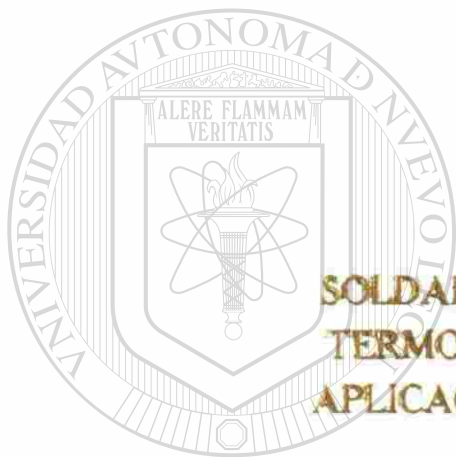
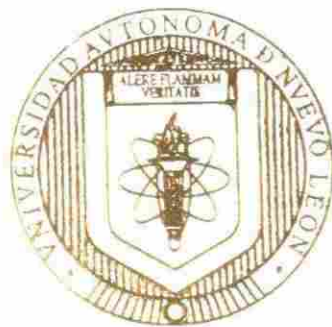


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF
TERMOGALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

PRESENTA:

LUIS ALBERTO MOYA SALAZAR

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO DE 2005

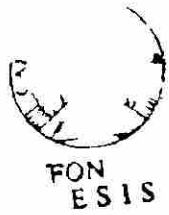


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



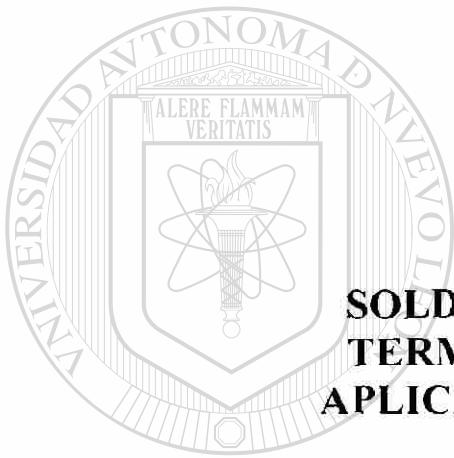
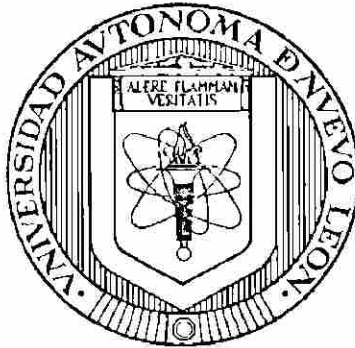
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF
TERMOGALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES**

PRESENTA

LUIS ALBERTO MOYA SALAZAR

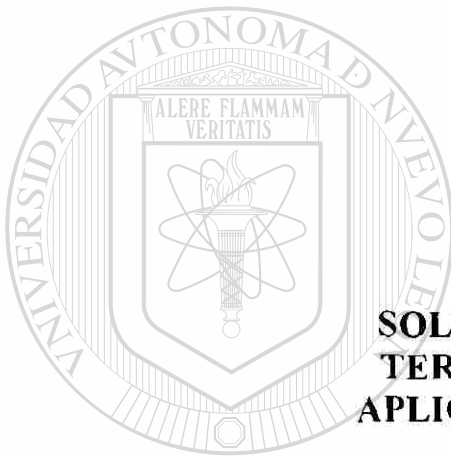
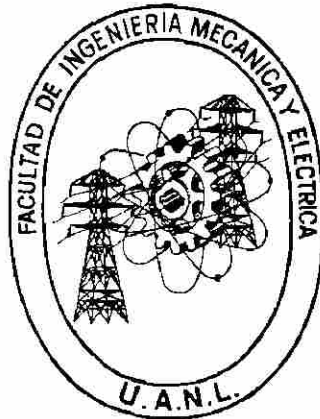
CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO 2005

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS IF
TERMOGALVANIZADOS PARA
APLICACIONES AUTOMOTRICES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES**

PRESENTA

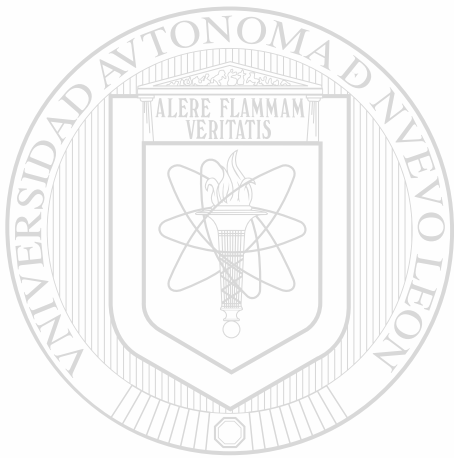
LUIS ALBERTO MOYA SALAZAR

CIUDAD UNIVERSITARIA

ENERO 2005

995852

TM
Z5853
.M2
FIME
2005
.M625



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

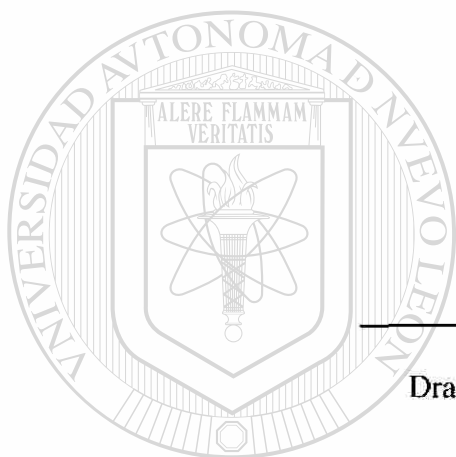
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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 Termogalvanizados Para Aplicaciones Automotrices", realizada por el Ing. Luis Alberto Moya Salazar, matrícula 0838658, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.



El Comité de Tesis

Asesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Coasesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor
Dr. Ignacio Alvarez Elcoro

Vo.Bo.

Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez
División de Estudios de Postgrado.

San Nicolás de los Garza; Nuevo León, Enero 2005



DEDICATORIA.

A Dios:

Por obsequiarme la vida y salud necesarias para lograr terminar estudios de postgrado. por hablarme de muchas formas en mi vida, que aunque normalmente no comprendo me señalan el mejor camino. y especialmente por permanecer siempre conmigo, en un rincón de mi corazón. Gracias...

A mis Padres:

Juan José Moya González y Natalia Salazar Mancha, porque siempre me han comprendido, apoyado y ayudado en todos los aspectos de mi vida. Gracias...

A mis Hermanos:

Juan Francisco, Lorena Lissette y Beatriz Adriana porque a pesar de pensar y ser tan diferentes siempre hemos logrado entendernos muy bien e incluso el paso del tiempo nos vuelven poco a poco inseparables. Gracias...

A mis Amigos:

Nuevos y viejos por igual, por su amistad incondicional durante todo este tiempo, por hacer la diferencia en mi vida y por creer en mí cuando más lo he necesitado. Gracias...



AGRADECIMIENTOS.

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

A CONACYT por el apoyo económico que me brindaron para solventar mis estudios de postgrado, que culminan hoy con el presente trabajo.

A GALVAK, especialmente al Ing. Rene Garza, por haber donado el material y prestado el equipo que fue utilizado para la realización de este trabajo de investigación.

Al personal del laboratorio de Investigación y Desarrollo de GALVAK: Ing. Antonio Maní, Ing. Antonio Sánchez, Ing. Abel González, Ing. Nelly Cárdenas, Ing. Carmen Guerrero, por su ayuda en las pruebas y ensayos realizados.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata por todo su apoyo y entusiasmo en el desarrollo de este trabajo, así como por sus comentarios e interés en el mismo. Pero sobre todo por su excelente calidad humana y paciencia en el trato personal, dedicando siempre a sus alumnos un espacio de su tiempo en su agenda.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por sus valiosos comentarios y su apoyo incondicional en la elaboración de este trabajo. Y especialmente por el interés y la preocupación que mostró con todos sus alumnos, mostrándose siempre accesible en todo momento.

Al Dr. Ignacio Alvarez Elcoro por su interés en la revisión de este trabajo y sus comentarios al respecto.

A los profesores del PDIM, por todas las clases y enseñanzas compartidas.

A mis diez compañeros de generación (Ere, Nancy, Angie, Mara, Eva, Fer, Carlos, Casta, Moni y Lionel) por todo el tiempo que compartimos dentro y fuera de clases. Y aunque a ritmos diferentes sé muy bien que todos llegaremos a la meta.

A mi linda amiga Frendira por su paciencia, cariño y amistad durante los últimos dos años. con quien coincidí en mil cosas y de quien conservo grandes conversaciones y excelentes momentos que atesoraré toda mi vida, y con quien espero un día ponerme de acuerdo en aquellas pocas cosas que a la fecha no hemos logrado coincidir.

A mis amigos de la cueva: Jorge Niño, Efrén Carrera, Luis Díaz, Marco, Lalo, Ezequiel y Nieto. por todo el tiempo que hemos convivido y los buenos momentos que hemos compartido desde que iniciamos la licenciatura en FIME.



A mis amigos y compañeros del PDIM: a mis vecinas: Dione, Gemma, Teresita y Diana; Lili, Chava, Adela, Alvaro, Angélica, Lalo Rdz., Juanito, Yuri, Mike, Orlando, Oscar, Urueta, Julian, Yadira y Jorge.

A mis amigos de siempre Pedro Luis y Oscar, porque aunque uno es contador y el otro licenciado han sabido entender muy bien a este ingeniero, formando una amistad que prevalece a pesar del tiempo y la distancia.

A todos los miembros de la "raza" por todo el tiempo, los sueños y las aventuras que hemos compartido en la realidad y en la ficción de un juego.

"Muere lentamente quien no viaja, quien no lee, quien no oye música, quien no encuentra gracia en sí mismo. Muere lentamente quien destruye su amor propio, quien no se deja ayudar. Muere lentamente quien se transforma en esclavo del hábito, repitiendo todos los días los mismos trayectos, quien no cambia de marca, no arriesga vestir un color nuevo y no le habla a quien no conoce. Muere lentamente quien hace de la televisión su gurú. Muere lentamente quien evita una pasión, quien prefiere el negro sobre blanco y los puntos sobre las "ies" a un remolino de emociones, justamente las que rescatan el brillo de los ojos, sonrisas de los hostezos, corazones a los tropiezos y sentimientos.

Muere lentamente quien no voltea la mesa cuando está infeliz en el trabajo, quien no arriesga lo cierto por lo incierto para ir detrás de un sueño, quien no se permite por lo menos una vez en la vida, huir de los consejos sensatos. Muere lentamente, quien pasa los días quejándose de su mala suerte o de la lluvia incesante. Muere lentamente, quien abandonando un proyecto antes de iniciarlo, no preguntando de un asunto que desconoce o no respondiendo cuando le indagan sobre algo que sabe."

Pablo Neruda.

What we do in life, echoes in eternity.

(Película Gladiador)



PRÓLOGO.

El presente trabajo de investigación representa la continuación de diversos estudios que se han desarrollado recientemente y que se han enfocado a estudiar los parámetros que controlan el proceso de soldadura de resistencia por puntos de lámina de acero termogalvanizada. Sin embargo, la complejidad que representan las variables del proceso de soldabilidad en productos recubiertos, hace necesario el estudio desde las etapas de fabricación del producto recubierto. El procesamiento de la lámina de acero termogalvanizada involucra fenómenos microestructurales que ocurren en la lámina de acero y en el recubrimiento. En el acero, estos fenómenos son gobernados principalmente por las características físicas y químicas de la lámina. En el recubrimiento, las características químicas del Zinc líquido y las condiciones termodinámicas del tratamiento termogalvanizado hacen más complejo el procesamiento de estos materiales. Finalmente, el conocimiento del efecto de las variables del proceso de termogalvanizado sobre las propiedades obtenidas en el producto recubierto, permiten optimizar los parámetros de soldadura a utilizar para la obtención de uniones de excelente integridad. De esta forma, el conocimiento generado durante el desarrollo de este estudio contribuye significativamente en el entendimiento y control de las condiciones óptimas operativas de las operaciones de termogalvanizado y de soldadura de resistencia por puntos.

M. C. Antonio Marí Medrano.



ÍNDICE

<i>DEDICATORIA</i>	IV
<i>AGRADECIMIENTOS</i>	V
<i>PRÓLOGO</i>	VII
<i>ÍNDICE</i>	VIII
<i>RESUMEN</i>	1
CAPÍTULO I	
ACERO LIBRE DE INTERSTICIALES	2
1.1 INTRODUCCIÓN.....	2
1.2 CLASIFICACIÓN.....	4
1.3 PROCESAMIENTO.....	7
1.3.1 Proceso de obtención.....	7
1.3.2 Proceso de laminación.....	8
1.3.3 Recocido.....	13
1.3.4 Termogalvanizado.....	14
1.4 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.....	16
1.4.1 Carbono y nitrógeno.....	16
1.4.2 Titanio y niobio.....	17
1.4.3 Azufre.....	18
1.4.4 Manganeso, silicio y fósforo.....	19
1.4.5 Boro.....	20
1.4.6 Elementos residuales.....	20
1.5 PROPIEDADES DE LOS ACEROS IF.....	21
1.5.1 Medición de la formabilidad.....	21
1.5.2 Aceros IF estabilizados con titanio.....	22
1.5.3 Aceros IF estabilizados con niobio.....	22
1.5.4 Aceros IF estabilizados con titanio y niobio.....	23
1.5.5 Aceros IF estabilizados con vanadio.....	23



1.6	DESARROLLO Y DESVENTAJAS DE LOS ACEROS IF.	24
1.6.1	Aceros IF endurecidos por horneado (IF BH).....	24
1.6.2	Aceros IF de alta resistencia (IF HSS).....	25
1.6.3	Fragilización por trabajo en frío secundario (SCWE).....	25
1.6.4	Fatiga.....	26

CAPÍTULO II

PROCESO DE GALVANIZADO.

2.1	INTRODUCCIÓN.	27
2.2	PROCESO CONTINUO DE GALVANIZADO POR INMERSION EN CALIENTE.	29
2.2.1	Preparación y acondicionamiento de la lámina.....	29
2.2.2	Sección de limpieza (oxidación – reducción).	30
2.2.3	Sección de recocido.....	32
2.2.4	Sección de recubrimiento.	32
2.2.5	Control de espesor.....	33
2.2.6	Tratamientos posteriores.....	34
2.2.7	Fosfatizado.	35
2.2.8	Pintado con recubrimientos orgánicos.....	36
2.3	SISTEMA DE ALEACIÓN BINARIO Fe – Zn.....	38
2.3.1	Diagrama de fases Fe-Zn.	38
2.3.2	Descripción de las fases Fe-Zn.	40
2.3.3	Morfología y formación de las fases Fe-Zn.	41
2.4	MANEJO DEL BAÑO DE ZINC.....	43
2.4.1	Influencia de los aleantes en el baño.....	43
2.4.2	Bajas adiciones de aluminio.....	45
2.4.3	Inhibición de las reacciones Fe-Zn.	47
2.4.4	Formación de escoria.	49
2.5	TERMOGALVANIZADO.	52
2.5.1	Cinética de fases.....	53
2.5.2	Parámetros del proceso.	54
2.5.3	Integridad del recubrimiento.....	55



2.6	GALVANIZADO DE ACEROS IF.....	58
2.6.1	Efectos superficiales.....	58
2.6.2	Morfología.....	59
2.6.3	Consideraciones adicionales.....	61

CAPÍTULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA..... 63

3.1	INTRODUCCIÓN.....	63
3.2	FUNDAMENTOS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.....	66
3.2.1	Generación de calor.....	66
3.2.2	Equipo.....	68
3.2.3	Electrodos.....	69
3.2.4	Disipación de calor.....	71
3.3	PARAMETROS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.....	72
3.3.1	Ciclos de soldadura.....	72
3.3.2	Corriente de soldadura.....	73
3.3.3	Fuerza del electrodo.....	74
3.3.4	Resistencia del material.....	74
3.3.5	Vida útil del electrodo.....	75
3.4	SOLDABILIDAD.....	78
3.4.1	Curvas de soldabilidad.....	78
3.4.2	Estándares de prácticas recomendadas.....	80
3.4.3	Estándares de proceso.....	80
3.4.4	Estándares de calificación y certificación.....	81
3.4.5	Calidad de la soldadura.....	82
3.5	PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA RSW.....	83
3.6	FACTORES DEL PROCESO QUE AFECTAN LA RSW.....	85
3.6.1	Efecto del material de los electrodos.....	85
3.6.2	Efecto del diseño de los electrodos.....	86
3.6.3	Efecto de la fuerza aplicada.....	87
3.6.4	Efecto de la corriente aplicada.....	89
3.6.5	Efecto del tiempo de soldadura (WT).....	90



3.6.6	Efecto del tiempo de sostenimiento (HT).	91
3.6.7	Efecto de la secuencia de soldadura.	91
3.6.8	Efecto de los tratamientos posteriores a la soldadura.	93
3.7	FACTORES DEL MATERIAL QUE AFECTAN LA RSW.	94
3.7.1	Efecto del espesor de la lámina.	94
3.7.2	Efecto de la composición química del acero.	94
3.7.3	Efecto de la limpieza del acero.	97
3.7.4	Efecto de la condición superficial.	97
3.7.5	Efecto del espesor del recubrimiento.	98
3.7.6	Efecto de la composición química del recubrimiento.	99
CAPÍTULO IV DESARROLLO EXPERIMENTAL.		100
4.1	INTRODUCCIÓN.	100
4.2	CONDICIONES DE PROCESAMIENTO.	101
4.3	PREPARACIÓN DEL MATERIAL.	102
4.4	CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.	103
4.4.1	Medición del espesor.	103
4.4.2	Rugosidad superficial.	103
4.4.3	Ensayo de tensión.	104
4.4.4	Preparación de muestras.	105
4.4.5	Análisis químico.	106
4.4.6	Análisis óptico.	107
4.4.7	Ensayos de dureza y microdureza.	108
4.5	CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.	110
4.5.1	Análisis químico.	110
4.5.2	Análisis óptico.	111
4.5.3	Peso del recubrimiento.	111
4.5.4	Integridad del recubrimiento.	112
4.6	CARACTERIZACIÓN DE LOS ELECTRODOS.	114
4.6.1	Tipo de electrodos.	114
4.6.2	Diámetro de la cara.	114



4.6.3	Análisis químico y microestructural.	115
4.6.4	Microdureza.	115
4.6.5	Resistencia eléctrica estática.	115
4.7	PRUEBA DE SOLDABILIDAD.	116
4.7.1	Selección de parámetros y preparación del equipo.	117
4.7.2	Proceso de estabilización.	118
4.7.3	Determinación de valores de I_{min} y I_{max} iniciales.	119
4.7.4	Prueba de la calidad de la soldadura.	119
4.7.5	Prueba de resistencia o vida útil de los electrodos.	120
4.8	EVALUACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE LA SOLDADURA.	121
4.8.1	Evaluación del botón de soldadura.	121
4.8.2	Evaluación de microdureza y microestructura.	121
4.8.3	Ensayo de arranque.	123
4.8.4	Ensayos de tensión a corte.	125
CAPÍTULO V		
RESULTADOS.		126
5.1	INTRODUCCIÓN.	126
5.2	ANÁLISIS ESTADÍSTICO.	127
5.3	CONDICIONES DE PROCESAMIENTO.	129
5.4	CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.	130
5.4.1	Medición del espesor.	130
5.4.2	Rugosidad superficial.	130
5.4.3	Ensayo de tensión.	131
5.4.4	Análisis químico.	132
5.4.5	Análisis óptico.	133
5.4.6	Ensayos de dureza y microdureza.	135
5.5	CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.	136
5.5.1	Análisis químico.	136
5.5.2	Análisis óptico.	138
5.5.3	Peso del recubrimiento.	140
5.5.4	Integridad del recubrimiento.	142



5.6	CARACTERIZACIÓN DE LOS ELECTRODOS.....	144
5.6.1	Microestructura y microdureza.....	144
5.6.2	Deterioro de la cara de los electrodos.....	145
5.6.3	Sección transversal del electrodo.....	146
5.7	PRUEBAS DE SOLDABILIDAD.....	150
5.7.1	Inspección visual.....	150
5.7.2	Análisis microestructural.....	151
5.7.3	Corriente de soldadura.....	151
5.7.4	Ensayos de arranque y de resistencia a la tensión a corte.....	153
5.7.5	Inspección y evaluación dimensional del botón de soldadura.....	155
5.7.6	Ensayo de microdureza.....	160
5.7.7	Prueba de resistencia.....	160
5.7.8	Defectos de la soldadura.....	162
CAPÍTULO VI		
DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....		165
6.1	INTRODUCCIÓN.....	165
6.2	PROCESAMIENTO.....	166
6.3	MATERIAL.....	166
6.3.1	Metal base.....	166
6.3.2	Recubrimiento.....	168
6.4	SOLDABILIDAD.....	171
6.4.1	Electrodos.....	171
6.4.2	Prueba de calidad de la soldadura.....	173
6.4.3	Prueba de resistencia.....	177
6.4.4	Defectos.....	178
CAPÍTULO VII		
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....		180
7.1	CONCLUSIONES.....	180
7.2	RECOMENDACIONES.....	183



ANEXO A	
DESCRIPCIÓN DE PROCESOS.....	185
A.1 PROCESO DE ESTABILIZACIÓN ^[80]	185
A.2 DETERMINACIÓN DE VALORES DE I_{MAX} Y I_{MIN} INICIALES ^[80]	186
A.3 PRUEBA DE CALIDAD DE LA SOLDADURA ^[80]	187
A.4 PRUEBA DE RESISTENCIA O VIDA ÚTIL DEL ELECTRODO ^[80]	190
ANEXO B	
RESULTADOS.....	192
B.1 RESULTADOS DE LA PRUEBA DE ARRANQUE.....	192
B.2 RESULTADOS DEL ENSAYO DE TENSIÓN A CORTE.....	193
B.3 RESULTADOS DEL ANÁLISIS DIMENSIONAL.....	194
B.4 RESULTADOS DE MICRODUREZA.....	195
B.5 RESULTADOS DE LA PRUEBA DE RESISTENCIA.....	197
REFERENCIAS.....	199
LISTADO DE FIGURAS.....	207
LISTADO DE TABLAS.....	210

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN

Una buena calidad en la soldadura de los aceros termogalvanizados depende directamente del tipo y calidad del recubrimiento, los cuales a su vez varían con las condiciones del procesamiento utilizado, los de mayor impacto son el contenido de aleantes en la paila (aluminio, antimonio y plomo), el espesor final del recubrimiento y el contenido de hierro en el mismo como resultado de las condiciones operativas del horno de termogalvanizado.

Los aceros libres de intersticiales o IF, por sus siglas en inglés, fueron introducidos en Japon en los 70's y son considerados el material con la mejor calidad para embutido superando ampliamente a los AKDQ (calmados al aluminio, calidad embutido profundo), por lo que son ampliamente utilizados por la industria automotriz.

El propósito de este trabajo es investigar el efecto del contenido de Sb en la paila, así como las condiciones de procesamiento de termogalvanizado en la soldabilidad por resistencia eléctrica de aceros IF y mostrar el efecto de estas características en la calidad de las soldaduras utilizando como parámetros de medición y aceptación la inspección visual de los puntos de soldadura, el rango de corriente, análisis dimensional del botón de soldadura, análisis microestructural, ensayo de microdureza en sección transversal del botón de soldadura, resistencia máxima a tensión directa y a corte. Se realizaron pruebas a dos diferentes tiempos de sostenimiento para analizar la sensibilidad del material de prueba, y se mantuvieron constantes las condiciones y parámetros relativos al proceso de soldadura y el material del sustrato empleado.

Se consideraron además los efectos sobre la vida útil de los electrodos, al promover la formación de fases cobre-zinc y la adherencia del recubrimiento sobre la cara de los mismos, analizando también la deformación de los electrodos y la evolución de la geometría de contacto en las caras de los electrodos.



CAPÍTULO I

ACERO LIBRE DE INTERSTICIALES.

1.1 INTRODUCCIÓN.

En los países desarrollados industrialmente, el acero se ha convertido en una parte integral de la vida, lo cual resulta más evidente en la industria automotriz. Al crecer la industria automotriz crecen también sus demandas y requerimientos para los productores de acero, 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 en sus productos ^[1]. Según Holie S. ^[1], la tendencia general es producir aceros de alta resistencia que permitan ahorrar peso mediante la reducción en espesores conservando algunas propiedades específicas, donde la formabilidad es la principal de ellas. El mayor grupo de aceros formables para la industria automotriz es el de los aceros libres de intersticiales (IF por su nombre en inglés, interstitials free) siendo éste el material en que se concentra el presente trabajo.

El acero libre de intersticiales fue introducido por los japoneses en la década de los 70's ^[2-3]. Hoy en día los aceros IF son reconocidos a nivel mundial como el material con la más alta calidad para aplicaciones de embutido profundo y han sido utilizados en una amplia variedad de productos que van desde estructuras automotrices hasta componentes electrónicos, así como para utensilios caseros ^[4-5]. Según Stouvenot F. y col. ^[4] los aceros IF fueron desarrollados a partir de los aceros de bajo carbono calmados al



aluminio con calidad de estirado (AKDQ por su nombre en inglés, aluminium killed drawing quality) y son el resultado de una extensa investigación en los métodos y prácticas tradicionales para la producción de acero.

Como consecuencia de un contenido muy bajo de carbono (< 80 ppm) y la adición de titanio y niobio como elementos microaliantes, los aceros IF teóricamente no tienen átomos intersticiales como carbono, hidrógeno, oxígeno, nitrógeno o boro en la red cristalina. Esta particularidad resulta en una formabilidad extraordinaria así como en propiedades de no envejecimiento ⁵¹. Además, que sus excelentes propiedades se mantienen por mucho más tiempo que en los aceros calmados al aluminio tradicionales. El ultra bajo contenido de carbono les da la ventaja adicional de evitar defectos de esmaltado durante el formado ⁶¹.

Los aceros IF se distinguen por tener valores de elongación uniaxial (%E), coeficiente de anisotropía normal (valor r) y exponente de endurecimiento por deformación (valor n) superiores a los de los aceros de bajo carbono ordinarios cuyos valores les permiten una calidad comercial o de estirado, mientras que los aceros IF alcanzan valores mayores que les permiten una calidad superior embutido profundo (DDQ) o embutido extra profundo (EDDQ) ¹⁶⁻⁷¹.

La Tabla 1.1 muestra las diferencias entre un acero IF estabilizado con Ti (Ti-IF) y un acero calidad estirado calmado especial (DQSK) después de ser procesados a las mismas dimensiones finales. Se aprecian claramente las propiedades superiores de este tipo de aceros.

Tabla 1.1. – Propiedades mecánicas de dos aceros; Ti-IF y DQSK ¹⁷¹					
Tipo	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)	Valor n	Valor r
Ti-IF	134	303	47.8	0.235	1.9
DQKS	171	323	46.0	0.226	1.6
YS = Esfuerzo de Cedencia. TS = Esfuerzo Máximo a la Tensión					



1.2 CLASIFICACIÓN.

Inicialmente el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés, American Iron and Steel Institute) estableció una clasificación para la calidad del acero laminado en atención al grado de desoxidación y al esfuerzo de cedencia ^[8], que incluye 5 grados: comercial (CQ), estirado (DQ), embutido profundo (DDQ), embutido extra profundo (EDDQ) y embutido súper extraprofundo (Super EDDQ). Existe una relación entre esta clasificación y la formabilidad del material (valor \bar{r} y el % de Elongación Total) como se muestra en la Figura 1.1.

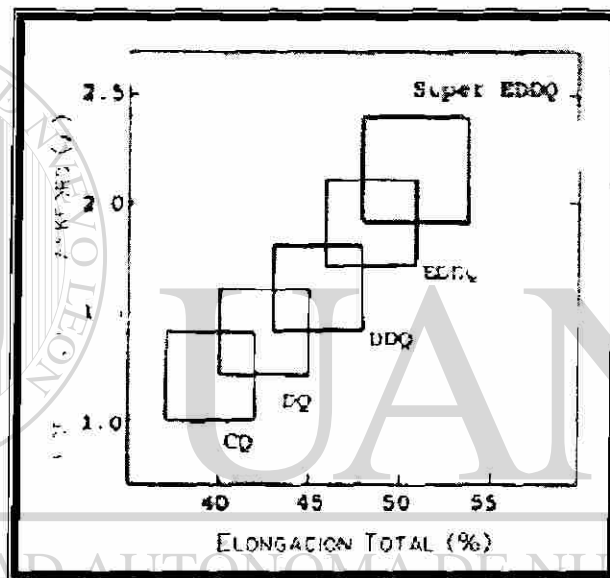


Figura 1.1. – Clasificación de aceros según el valor \bar{r} y el % Elongación ^[9-10].

En años recientes la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE por sus siglas en inglés, Society of Automotive Engineers) ha reclasificado los aceros laminados formables y de alta resistencia para uso automotriz basándose en los niveles de formabilidad y resistencia a la tensión del material, esta reclasificación está contenida en las dos especificaciones siguientes ^[8]:

- SAE J2329 – Categorización y propiedades de hoja laminada de acero con bajo contenido de carbono para uso automotriz ^[8].
- SAE J2340 – Categorización y propiedades de hoja laminada de acero resistente al abollado, de alta resistencia y de ultra alta resistencia para uso automotriz ^[8].

La Tabla 1.2 muestra una comparación aproximada de ambas clasificaciones para aceros formables (SAE J2329), mientras que en la Tabla 1.3 se observa la comparación correspondiente a la especificación SAE J2340.

Tabla 1.2. – SAE J2329 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz formable^[8].			
	AISI	SAE	Propiedades
LC	CQ – Comercial	SAEJ2329 Grado 1	N.A.
	DQ – Estirado	SAEJ2329 Grado 2	YS: 180-290 MPa n: 0.16 mín.
	DDQ – Embutido Profundo	SAEJ2329 Grado 3	YS: 180-240 MPa n: 0.18 mín.
LF	CQ – Comercial	SAEJ2329 Grado 1	N.A.
	DQ – Estirado	SAEJ2329 Grado 2	YS: 140-260 MPa n: 0.16 mín.
	DQ – Estirado	SAEJ2329 Grado 3	YS: 140-205 MPa n: 0.18 mín.
	DDQ – Embutido Profundo	SAEJ2329 Grado 4	YS: 140-185 MPa n: 0.20 mín.
	DDQ – Embutido Extra Profundo	SAEJ2329 Grado 5	YS: 110-170 MPa n: 0.22 mín.
YS = Esfuerzo de cedencia, n = Exponente de endurecimiento por deformación; LC = Laminado en caliente; LF = Laminado en frío.			

El acero IF se utiliza para producir acero automotriz LC SAE J2329 grado 3 y LF SAE J2329 grado 3, 4 y 5, además de utilizarse como base para la obtención de acero SAE J2340 de tipo A, B y S en diferentes grados^[8].

Tabla 1.3. – SAE J2340 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz con resistencia al abollado, alta resistencia y ultra alta resistencia^[8].	
AISI	SAE
DR – Resistencia al Abollado	SAEJ2340 Grado 180A, 210A, 250A, 280A. Resistente al Abollado No Endurecible por Horneado
BH – Endurecido por Horneado	SAEJ2340 Grado 180B, 210B, 250B, 280B. Resistente al Abollado Endurecible por Horneado.
Alta Resistencia Endurecido por Solución	SAEJ2340 Grado 300S, 340S. Alta Resistencia Endurecido por Solución.
HSLA – Alta Resistencia Baja Aleación	SAEJ2340 Grado 300 X, Y; 340X, Y; 380 X, Y; 420 X, Y; 490 X, Y; 550 X, Y. HSLA.
Alta Resistencia Recocido	SAEJ2340 Grado 490R, 550R, 700R, 830R. Alta Resistencia con Recocido de Recuperación.
DP – Doble Fase, Acero Alta Resistencia (HSS)	SAEJ2340 Grado DH/DL Mínimo TS: 500 – 1000 MPa Acero Doble Fase de Ultra Alta Resistencia.
M – Acero de Alta Resistencia Martensítico	SAEJ2340 Grado M Mínimo TS: 800 – 1500 MPa Acero Martensítico Bajo C de Ultra Alta Resistencia.
Todas las categorías son acero laminado en frío. TS = Esfuerzo máximo a la tensión.	



Las hojas de acero LF están disponibles comercialmente en 3 diferentes calidades de acabado superficial. El acabado mate es un acabado burdo sin lustre, el acabado comercial tiene un brillo y una textura superficial intermedios, mientras que el acabado brillante presenta un acabado suave y brillante. Normalmente estos acabados se proporcionan de acuerdo a valores de rugosidad superficial específicos ^[8].

Por otro lado las hojas de acero LF con recubierta metálico y sin recubrir son producidas en tres condiciones superficiales para aplicaciones automotrices, éstas son ^[8]:

- *Expuesta* – Realizadas para las más críticas aplicaciones y la fabricación de paneles expuestos en donde la apariencia de la superficie pintada es de suma importancia. Esta condición superficial demanda requerimientos para el control de textura superficial, calidad superficial y lisura ^[8].
- *No expuesta* – Realizadas para la fabricación de paneles no expuestos especialmente en aplicaciones donde la alta ductilidad sea más importante que el acabado superficial. Esta condición superficial puede ser producida sin un rodillo de acabado, ya que puede ser susceptible a exhibir defectos superficiales (grietas, estiramiento y acanalado), además de presentar imperfecciones superficiales más grandes y más severas y no requerir tolerancias de lisura ni de calidad superficial ^[8].
- *Semiexpuesta* – Realizadas para aplicaciones expuestas no críticas. Esta condición superficial es típica de los productos obtenidos por galvanizado continuo por inmersión en caliente con un rodillo de acabado ^[8].



1.3 PROCESAMIENTO.

Los aceros calmados al aluminio recocidos en lote fueron desarrollados para resolver los problemas de envejecimiento y obtener altos valores de ductilidad en aplicaciones automotrices ^[11], donde el contenido de C fue reducido de 0.05% a 0.02% al mejorar las técnicas de homogenización del horno básico al oxígeno (BOF) ^[12-13]. Sin embargo, con el desarrollo del desgasificador al vacío se hizo posible la producción de aceros con un contenido extra bajo de C (ELC - 0.01 a 0.03%). Mientras que a principios de los 90's se desarrollaron aceros con contenido ultrabajo de C (ULC - < 50 ppm), y hoy en día se producen aceros con un contenido súper-ultrabajo de C (SULC - < 30 ppm) ^[1-12-14].

1.3.1 Proceso de obtención.

El proceso de producción de los aceros IF comienza con la producción de acero líquido en un horno de arco eléctrico ^[10] o en un horno BOF ^[15] usando hierro esponja con un alto grado de metalización y agregando $\text{Ca}(\text{OH})_2$ para reducir el contenido de azufre, seguido de un tratamiento de desulfurización y la homogenización del metal líquido en un horno olla, agitando por medio de la inyección de gas argón a través de una entrada en la sección inferior del horno y una lanza en su parte superior. El proceso de descarburización a baja presión se lleva a cabo en una unidad desgasificadora al vacío RH o DH en donde se reduce la concentración de los elementos intersticiales disueltos (H, N, O y B) en el metal líquido y se ajustan además la composición química y la temperatura del acero. De donde se producen planchones a través de colada continua ^[1].

¹. La Figura 1.2 muestra un esquema del proceso de producción para aceros IF.

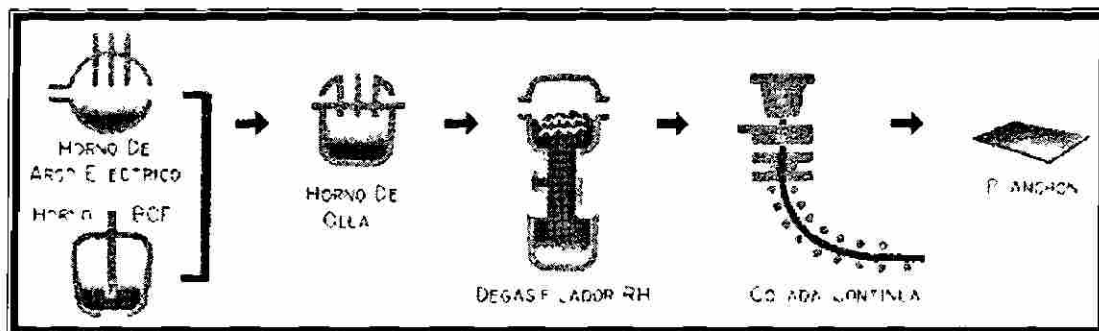


Figura 1.2. – Esquema de producción de aceros IF ^[2-5].

El contenido de C a la salida del horno olla es alrededor del 0.03% con 600 ppm de oxígeno disuelto. Luego de 20 minutos en la unidad desgasificadora el contenido de carbono se reduce a 20 ppm mientras que el N se reduce drásticamente por medio de la agitación con gas argón, enseguida se adiciona Al para finalizar la desoxidación y dos minutos después se agregan Ti y Nb para estabilizar el C y N restantes, concluyendo el proceso después de unos minutos de mezclado^[3,10,15]. La Figura 1.3 muestra el proceso típico de descarburización de un acero IF en una unidad desgasificadora.

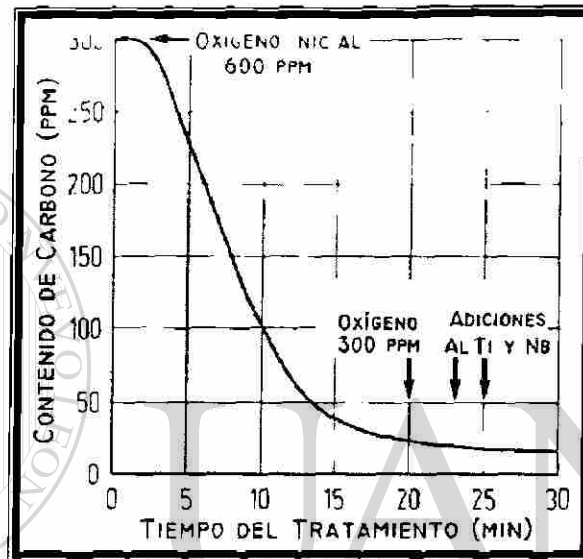


Figura 1.3. - Proceso de descarburización de un acero IF en una unidad RH^[15, 38].

Al salir de la unidad desgasificadora se tienen en promedio 12 ppm de nitrógeno y 15 ppm de oxígeno^[3-4]. Sin embargo las operaciones metalúrgicas de vaciado y recalentado contribuyen a aumentar el contenido de N por contaminación atmosférica, mientras que el contenido de C se incrementa por contaminación con los materiales refractarios de las ollas y el distribuidor, los polvos lubricantes utilizados en la colada continua y los elementos de aleación^[4].

1.3.2 Proceso de laminación.

La Figura 1.4 muestra la región rica en Fe del diagrama Fe-C, que es la zona en que se ubican los aceros IF, en ella se aprecia la baja solubilidad del C en el hierro α (bcc), además que las temperaturas A_1 y A_3 son más altas que en los aceros con mayor



contenido de C. La Tabla 1.4 muestra los valores típicos para el procesamiento de los aceros IF.

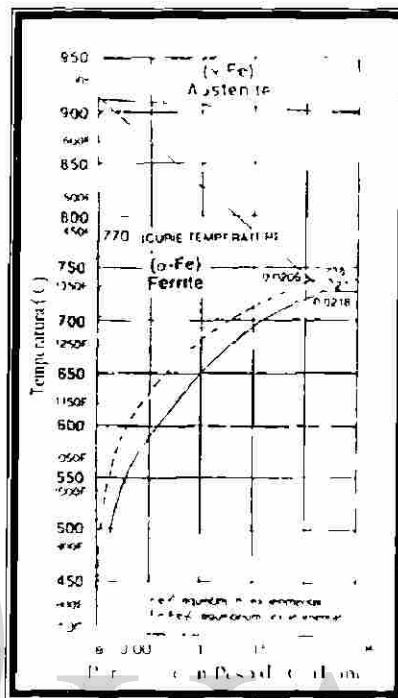


Figura 1.4. – Región rica en Fe del diagrama Fe-C^[5].

Tabla 1.4. – Valores típicos utilizados en el procesamiento de aceros IF^[1].

Parámetro	Valor
Temperatura de recalentamiento (SRT)	1250 – 1100°C
Temperatura de acabado (FT)	910 – 930°C
Temperatura de embobinado (CT)	600 – 750°C
Reducción en frío	80 %
Temperatura de recocido (AT)	800 – 830°C

Según algunos autores^[5], la matriz ferrítica de los aceros IF laminados en frío recristaliza durante el recocido en una estructura policristalina con una textura del tipo $\{111\} \langle 110 \rangle$, produciendo altos valores de anisotropía plástica (\bar{r}) que se asocian con una alta formabilidad^[1,5,7,10]. Las principales variables que afectan las propiedades de los aceros IF durante la laminación en caliente (Figura 1.5) son las temperaturas de recalentamiento (SRT por su nombre en inglés, slab reheating temperature), acabado (FT por su nombre en inglés, finishing temperature) y embobinado de la cinta (CT por su nombre en inglés, coiling temperature)^[1,5,7,15].

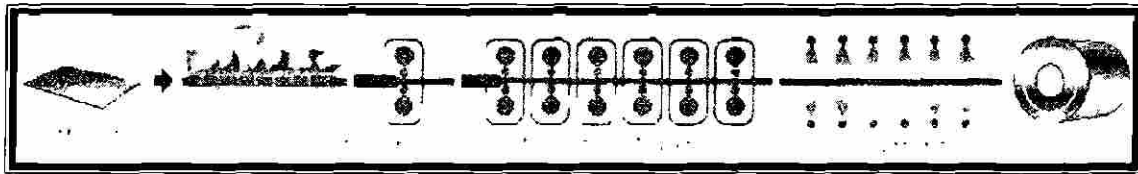


Figura 1.5. – Proceso de laminación en caliente de los aceros IF ^[2].

Varios autores ^[11,5,7] encontraron que el efecto de la temperatura de recalentamiento sobre el valor \bar{r} es insignificante hasta que se reduce por debajo de 1150°C ^[11,7]. Esta menor temperatura de recalentamiento es especialmente favorable para aceros con bajo contenido de Ti y Nb, ya que previene la completa disolución de los precipitados Nb y Ti (especialmente TiC y NbC) permitiéndoles crecer y actuar como sitios preferenciales para la recrystalización ^[11,5,7,16]. La Figura 1.6 muestra la interacción entre el porcentaje en peso de los elementos de aleación, la temperatura de recalentamiento (SRT) y el valor \bar{r} .

También es bien sabido que para obtener los más altos valores de \bar{r} es necesario un tamaño de grano inicial fino en la banda caliente así como un alto grado de reducción en frío ^[11], lo cual se aprecia en la Figura 1.7.

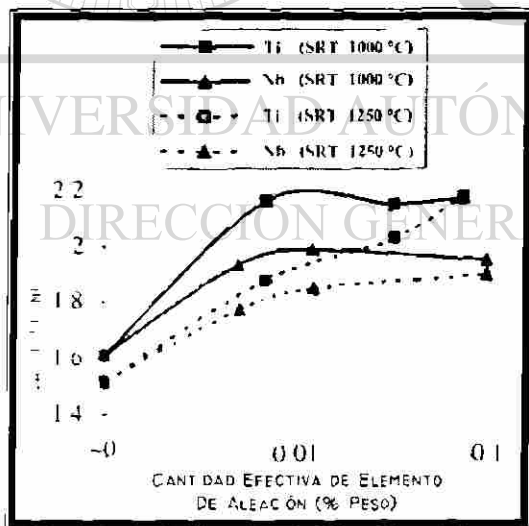


Figura 1.6. – Efecto del % de elementos de aleación y la SRT sobre el valor \bar{r} ^[11].

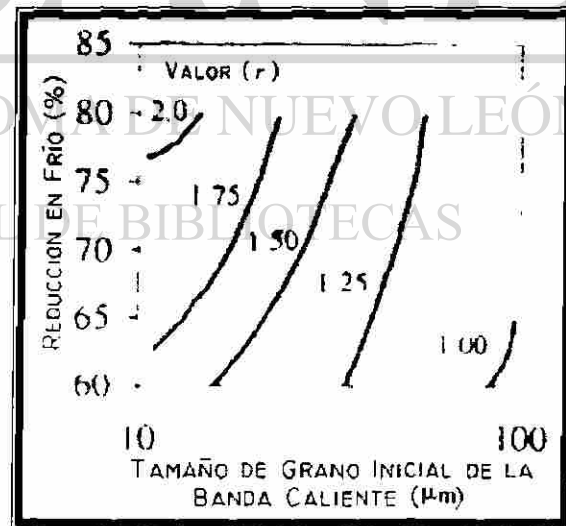


Figura 1.7. – Efecto combinado del tamaño de grano y % reducción sobre el valor \bar{r} ^[11].

Gupta y col. ^[14] encontraron que al aumentar la temperatura de acabado, el valor \bar{r} se incrementa hasta un valor máximo y comienza a decrecer, esta afectación es más



pronunciada en aceros IF Ti-Nb que en aceros IF Ti, además de ocurrir a una mayor temperatura. Lo anterior debido a la diferencia en las temperaturas de recristalización de ambos aceros como consecuencia de la adición de Nb [1,14-15].

Según Bleck W. y col. [15] cuando se selecciona una temperatura de acabado en el intervalo austenítico (arriba de A_3) las propiedades mecánicas dependen de las condiciones de fijación de los átomos intersticiales, mientras que si se hace en el intervalo ferrítico dependen del refinamiento de grano y el grado de recristalización [15].

La temperatura de embobinado afecta muy poco las propiedades mecánicas de los aceros IF Ti, esto como resultado de la alta estabilidad de precipitados en el acero (TiN) [3]. Sin embargo en los aceros IF Nb y IF Ti-Nb, algunos autores [1,17] se ha encontrado que al utilizar temperaturas de embobinado más altas se mejoran las propiedades mecánicas con un máximo para la relación Nb/C < 1. La Figura 1.8 muestra como un aumento en la temperatura de embobinado de un acero IF Nb incrementa el valor \bar{r} y el porcentaje de elongación, mientras decremента los valores de esfuerzo a la tensión y a la cedencia del material.

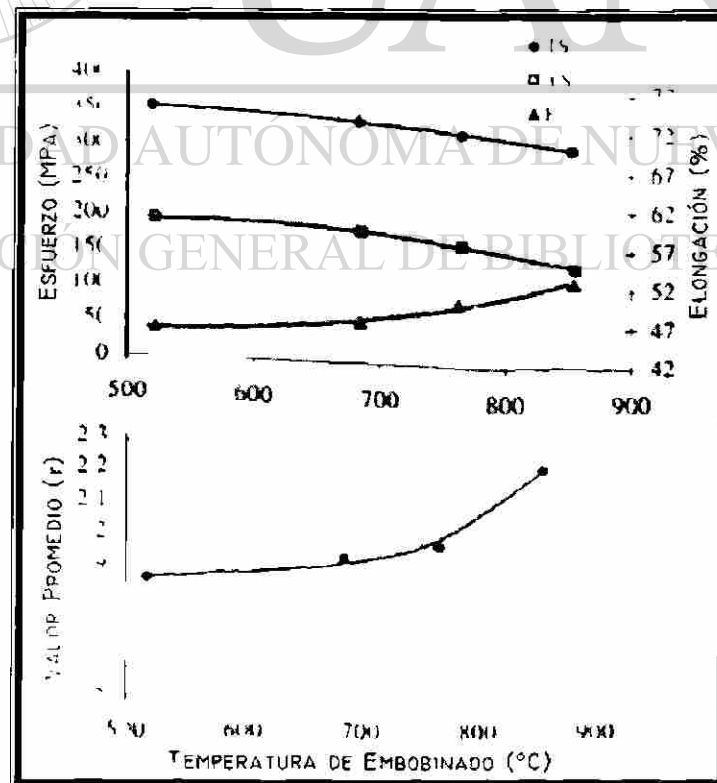


Figura 1.8. – Efecto de la temperatura de embobinado sobre las propiedades mecánicas [1].



El proceso de laminación en frío (Figura 1.9) tiene dos funciones principales. Alcanzar el espesor final deseado y optimizar el valor de r a través de la producción de una estructura deformada de alta energía que favorezca durante el recocido la nucleación y el crecimiento de granos con la textura deseada [1].

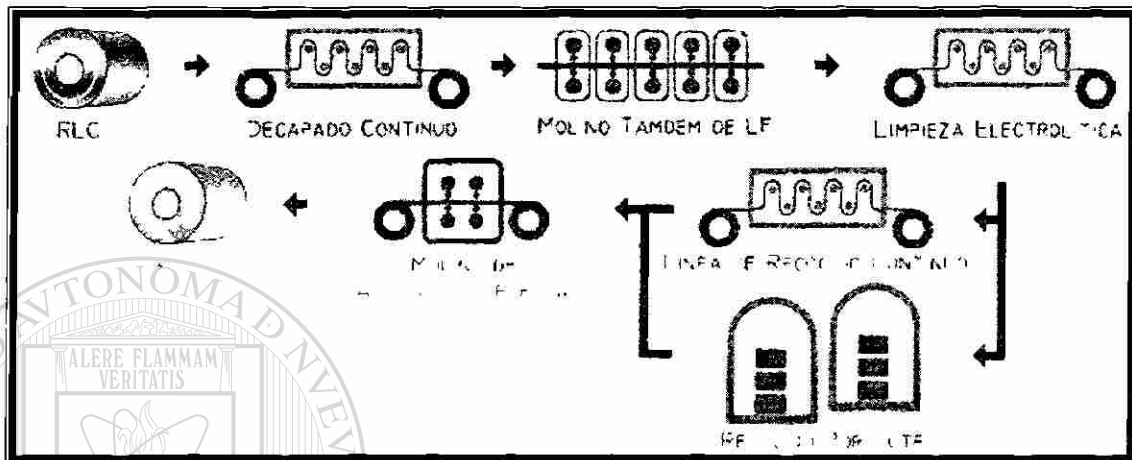


Figura 1.9. – Proceso de laminación en frío de los aceros IF [2].

El valor de esfuerzo, la ductilidad y el valor n varían muy poco con el grado de reducción en frío, sin embargo el valor de \bar{r} sí se afecta considerablemente como se aprecia en la Figura 1.10. Aunque el valor máximo de \bar{r} se alcanza cerca del 90% de reducción, en la práctica la reducción en frío se limita a un 80% [1,7,11-12].

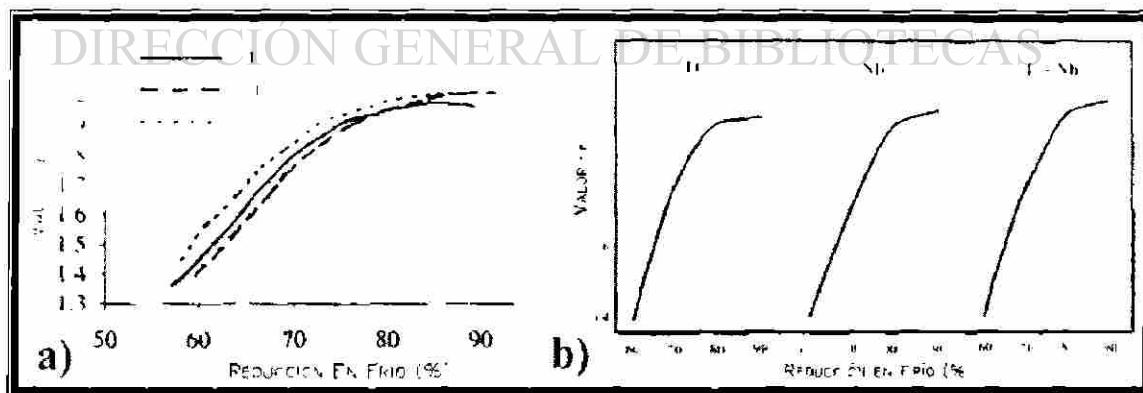


Figura 1.10. – Efecto del % de reducción sobre el valor \bar{r} en aceros IF. a) S. Hoile [1].
b) L.J. Baker, S.R. Daniel y J.D. Parker [12].



1.3.3 Recocido.

Los aceros IF estabilizados con Ti o Nb resultan ideales para líneas de recocido continuo, mientras que los aceros AKDDQ resultan adecuados para el recocido por lote, en el cual la precipitación de nitruros de aluminio (AlN) es suprimida hasta el recocido donde la muy baja rapidez de calentamiento de las bobinas permite la precipitación del AlN responsable de dar la textura adecuada al material. Contrario a los aceros IF estabilizados desarrollan la dispersión de precipitados en la banda caliente antes del laminado en frío y el recocido [57].

Según Ray y col. [1] la formación de textura por recocido en aceros ULC y ELC puede resumirse a lo siguiente:

1. Al iniciar la recristalización, los primeros núcleos toman la orientación $\{111\}$, como consecuencia de la alta energía almacenada y la alta fuerza motora para la recuperación [1].
2. Estos núcleos crecen inicialmente a expensas de las zonas deformadas con la misma orientación [1].
3. Una vez que alcanzan un tamaño crítico crecen a expensas de las zonas deformadas adyacentes con las que se relacionan por rotaciones en la dirección $\langle 110 \rangle$ [1].
4. Núcleos con orientaciones de menor energía almacenada, como $\{112\}$ o $\{100\}$, comienzan a aparecer. La recristalización termina cuando los núcleos, ahora granos, ocupan la totalidad del material [1].

Dentro de la literatura aún se debate sobre si el fuerte desarrollo de orientaciones del tipo $\{111\}$ durante el recocido es dominado por la nucleación o por el crecimiento de grano con texturas favorables [1].

Los elementos estabilizadores de los aceros IF reducen drásticamente la rapidez de recristalización y la temperatura de recocido alrededor de 700°C [5, 14]. Sin embargo el incremento del intervalo de temperaturas de ferrita estable en los aceros IF hace posible



utilizar temperaturas mucho mayores (800 – 850°C) logrando una recristalización completa en pocos minutos [5714]. Sin embargo a valores mayores de 850°C las propiedades en términos del valor del coeficiente de Lankford (valor r) y la elongación total disminuyen [5714].

Durante el recocido continuo los valores de \bar{r} se incrementan al aumentar la temperatura de recocido hasta alcanzar la temperatura de transformación ferrita → austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$), donde el valor \bar{r} decrece como consecuencia de la producción de una estructura con granos de tamaño mixto [1]. La Figura 1.11 muestra el efecto de la temperatura de recocido sobre el valor \bar{r} en los aceros IF.

1.3.4 Termogalvanizado.

Industrialmente se ha reportado que el valor \bar{r} de acero termogalvanizado (GA por su nombre en inglés, galvaneal) es reducido en ~0.2 y la elongación en ~0.1%, comparadas con los valores sin recubrir, lo cual se debe a las propiedades del recubrimiento y la interfase [1]. La caída del valor \bar{r} es lineal y aumenta conforme se incrementa el valor \bar{r} del sustrato como se muestra en la Figura 1.12.

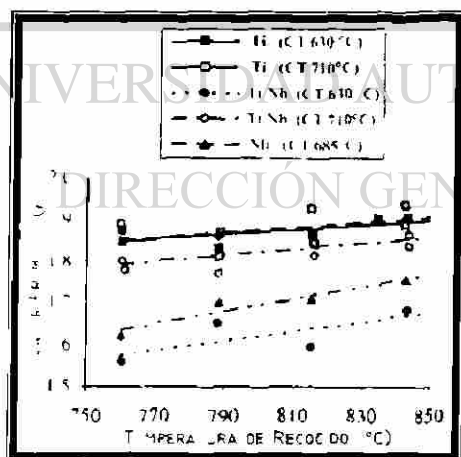


Figura 1.11. – Efecto de la temperatura de recocido sobre el valor \bar{r} [1].

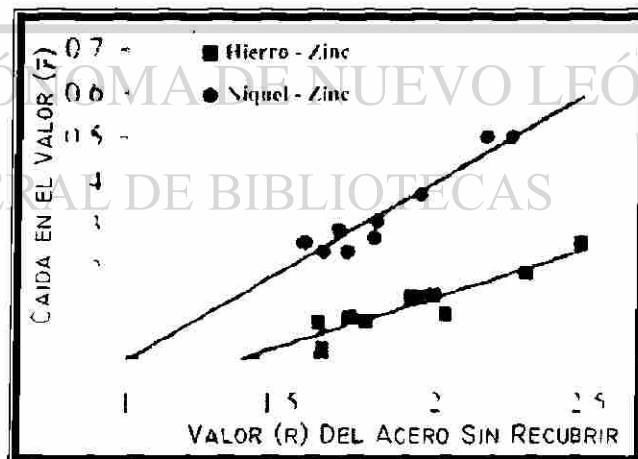


Figura 1.12. – Relación entre el valor de \bar{r} del sustrato y la caída al recubrir con GA [1].

Por otro lado, los valores de esfuerzo de cedencia y elongación total resultan insensibles a la variación en la velocidad de la línea de GA. Mientras que el valor \bar{r} y



Ar se mejoran ligeramente al disminuir la velocidad de la línea, obteniendo mejores valores a altas velocidades en los aceros IF Ti, mientras que los aceros IF Nb y IF Ti-Nb requieren de una velocidad menor para obtener un valor de \bar{r} adecuado [3].

Los recubrimientos GA resultan mejores en sustratos con aceros IF Ti-Nb que en aceros IF Ti, debido a que en éstos el carbono no segrega a los límites de grano como ocurre en los IF Ti-Nb, sino que precipita como TiC dejando a los límites de grano sin C segregado y permitiendo la libre difusión del Fe en los mismos, generando un recubrimiento poco uniforme y con problemas de polvos. Por otro lado la presencia del Nb en los límites de grano actúa como regulador de la rapidez de la reacción Fe-Zn y forman capas más densas y uniformes [7,17].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



1.4 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.

La Tabla 1.5 muestra los intervalos de composición química típicos en aceros IF desgastados al vacío. Existe una compleja relación entre la composición química y los fenómenos de precipitación, recristalización y crecimiento de grano en los aceros IF [1.5], así como su afectación en la formabilidad del acero y la textura de recristalización final [18]. A continuación se explicará el rol de los diferentes elementos de aleación.

Tabla 1.5. – Composición química típica de los aceros IF (% peso) [5,13].									
	C	Si	Mn	P	Al	N	S	Ti	Nb
Mín.	0.002	0.01	0.10	0.01	0.03	0.001	0.004	0.01	0.005
Máx.	0.008	0.03	0.34	0.02	0.07	0.005	0.010	0.11	0.040

1.4.1 Carbono y nitrógeno.

La Figura 1.13 y la Figura 1.14 muestran el efecto del contenido de carbono y nitrógeno, respectivamente, sobre el valor \bar{r} en los aceros IF. Se puede observar que ligeros incrementos en el contenido de C o N tienen un efecto pernicioso muy fuerte sobre la formabilidad del acero, esto debido a que los elementos intersticiales degradan las componentes de recristalización con textura {111} y favorecen a las componentes no deseadas del tipo {110} y {100}. En la práctica los niveles de C y N en aceros IF se mantienen por debajo de las 40 ppm con un procesamiento adecuado del acero y agregando elementos de aleación estabilizadores [1.5].

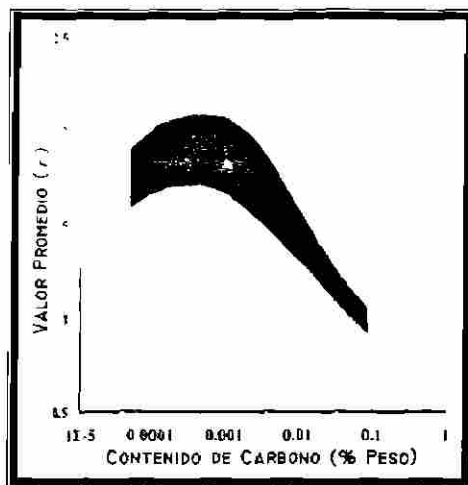


Figura 1.13. – Efecto del contenido de C sobre el valor \bar{r} [1.5].

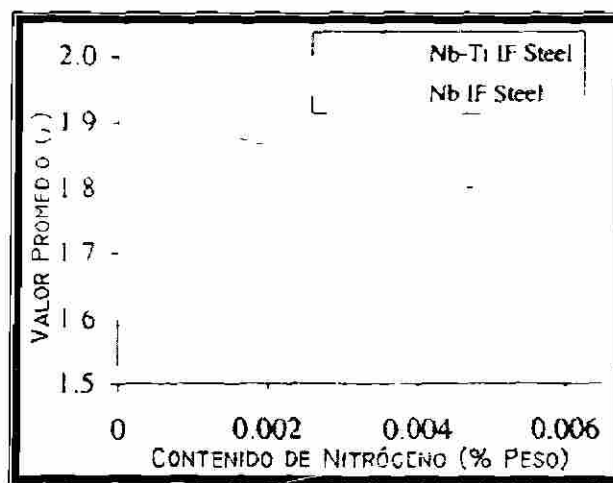


Figura 1.14. – Efecto del contenido de N sobre el valor \bar{r} [1].



1.4.2 Titanio y niobio.

El Ti como elemento de aleación ofrece tanto endurecimiento por precipitación como control sobre la forma de los sulfuros. Además agregado en pequeñas cantidades ($< 0.025\%$) limita el crecimiento del grano austenítico. Mientras que el Nb agregado en pequeñas cantidades ($0.03 - 0.05\%$) incrementa el valor del esfuerzo de cedencia a través de la combinación de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano ^[19].

El Ti y el Nb son utilizados de forma individual o en combinación y se agregan en pequeñas cantidades para remover todo el C y N en solución sólida afectando así el proceso de recristalización en dos formas. Formando precipitados de carburos, nitruros y carbunitruros que remuevan el C y N en solución sólida intersticial y reduciendo la rapidez de nucleación y crecimiento en la recristalización al afectar la distribución de partículas ^[1,5,16]. La formación de precipitados estables tiene lugar durante el proceso de laminación en caliente ^[5], donde el orden de precipitación en un acero IF es TiN, TiS, $Ti_4C_2S_2$, TiC, y NbC ^[7,12,20]. La cantidad de microaleantes utilizada deberá exceder a la requerida por la relación estequiométrica del C, N y S en el acero ^[1,5,7], como muestran las Ecuaciones (1.1), (1.2) y (1.3) ^[1,7,12].

En acero IF – Ti:

$$Ti = 4C + 3.42N + 1.5S \quad (1.1)$$

En acero IF – Nb, donde el N se estabiliza con Al (AlN) y el S con Mn (MnS) ^[1].

$$Nb_{exceso} = Nb_{total} - 7.75N \quad (1.2)$$

Acero IF – Ti-Nb suponiendo no exceso en Ti, Ecuación (1.1) ^[7,12]:

$$Nb_{exceso} = Nb_{total} - 7.75 \left[C - \left(Ti - \frac{3.42N + 1.5S}{4} \right) \right] \quad (1.3)$$

Un exceso de Ti aproximado del 0.02% en peso incrementa el valor \bar{r} y disminuye la temperatura de recristalización y la sensibilidad a la temperatura de embobinado, mientras que excesos mayores de Ti incrementan además el valor n y la elongación, sin embargo aumentan también los defectos superficiales ^[14].



El Nb forma carburos muy finos que precipitan de manera uniforme refinando el tamaño de grano y mejorando ligeramente la resistencia a la fatiga del material, además minimiza la anisotropía planar (Δr)^[3]. Sin embargo generalmente los compuestos de Ti, se disuelven y precipitan a temperaturas más elevadas que los compuestos de Nb, por lo que resultan más estables. Lo anterior explica que los aceros IF estabilizados con Ti sean menos sensibles a las variaciones de procesamiento que sus similares estabilizados con Nb o Ti-Nb^[5].

1.4.3 Azufre.

Bajar el contenido de S en los aceros IF retarda la precipitación de los carburos finos de Ti y permite la precipitación de $Ti_4C_2S_2$ incrementando la recristalización y el crecimiento de grano^[1]. En la Figura 1.15 se observa la afectación del contenido de azufre sobre el valor r , donde el máximo en la figura corresponde al punto en que el contenido atómico del S y el C son iguales^[1,5]. Además las interacciones entre el Mn, C, Ti y S contribuyen al desarrollo de las propiedades mecánicas de los aceros IF – Ti^[5], según muestra la Figura 1.16.

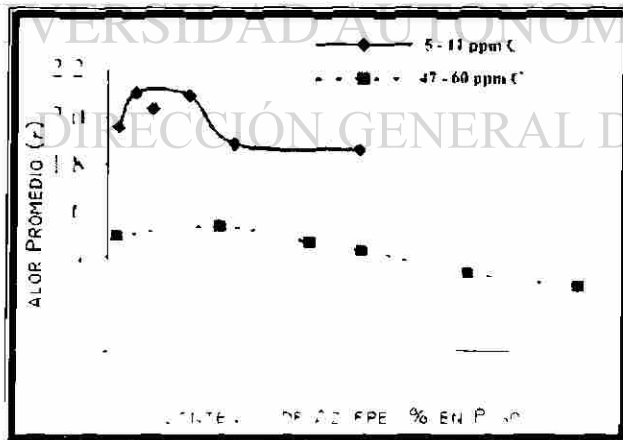


Figura 1.15. – Efecto del contenido de azufre sobre el valor \bar{r} en los aceros IF^[1].

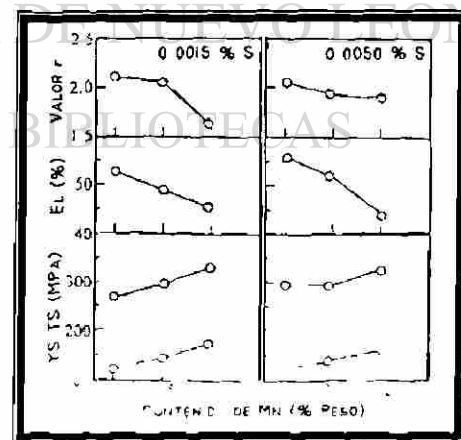


Figura 1.16. – Efecto combinado del contenido de Mn y S sobre las propiedades mecánicas y el valor \bar{r} ^[5].

1.4.4 Manganeso, silicio y fósforo.

Los tres elementos endurecedores más comúnmente utilizados en los aceros IF son el P, Si y Mn, los cuales proveen endurecimiento por solución sólida y se emplean en la producción de aceros IF de alta resistencia (IF – HSS por su nombre en inglés, high strength steel) ^[1.7]. La Figura 1.17 muestra el efecto individual de estos tres elementos sobre la elongación y la resistencia máxima a la tensión (TS) de los aceros IF.

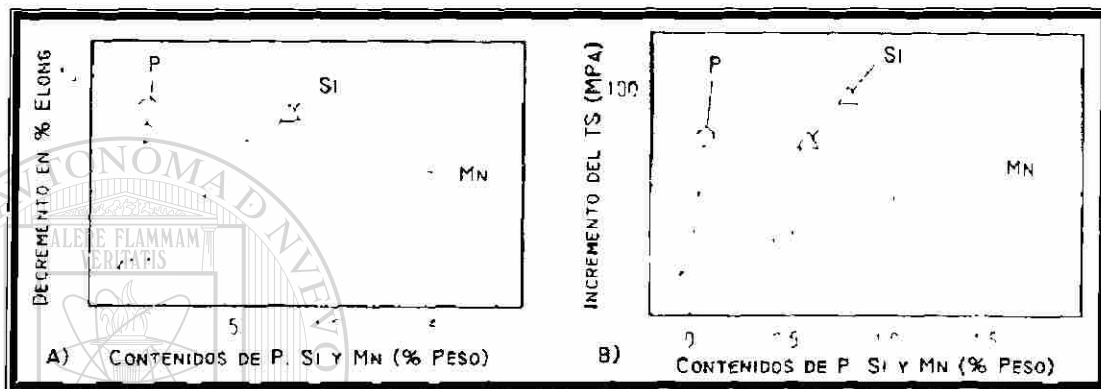


Figura 1.17. – Efecto del contenido de Mn, Si y P sobre TS y %E de los aceros IF ^[7].

El Mn es el endurecedor más costoso, ya que se necesita una mayor cantidad del mismo para incrementar la resistencia. Resulta más efectivo en los aceros IF – Nb, que en los que contienen Ti ^[7]. El Mn estimula la formación de constituyentes de baja temperatura (ferrita masiva y bainita) además su uso en grandes cantidades (arriba de 1.5%) influencia la textura degradando los valores de \bar{r} y %E ^[21]. los aceros IF endurecidos con Mn son menos susceptibles a la fragilización por deformación en frío secundaria (SCWE por su nombre en inglés, secondary cold working embrittlement) ^[7].

El Si es un mejor endurecedor que el Mn ^[21], pero igual que el Mn tiene un efecto mayor en la resistencia de los aceros IF – Nb, que en aquellos que contienen Ti, pero a diferencia de éste, sólo reduce ligeramente los valores de \bar{r} y %E en los aceros IF – Nb, mientras que no afecta los valores de \bar{r} y n en los aceros IF – Ti. Sin embargo un alto contenido de Si reduce la adhesión del recubrimiento, por lo que no se emplea en aceros IF recubiertos ^[7]. Además en cantidades superiores a 0.30% produce un deterioro en tenacidad y soldabilidad ^[9]



El P es el más económico y efectivo de los tres ^[5,7], ya que pequeñas cantidades del mismo incrementan la resistencia de los aceros IF rápidamente sin tener que sacrificar los valores \bar{r} y n ^[5,7,21-23]. Además incrementa el tiempo de incubación para termogalvanizado y puede causar fragilización por deformación en frío (SCWE) en adiciones mayores al 0.1 % ^[21], como consecuencia de la segregación del P en los límites de grano de la ferrita durante el embobinado ^[22] y después del recocido ^[5,7].

1.4.5 Boro.

El B se agrega en los aceros IF HSS, en muy pequeñas cantidades (2 a 12 ppm) para mejorar la resistencia a la SCWE al reducir la segregación del P en los límites de grano durante el procesamiento ^[22-23], sin embargo también degrada los parámetros de formabilidad y ductilidad (valor \bar{r} , elongación uniforme y elongación total). Además los aceros IF tratados con B presentan mayor resistencia a la deformación en caliente y mayores temperaturas de recristalización de ferrita, probablemente como consecuencia de la fuerte influencia del B en la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ^[23].

1.4.6 Elementos residuales.

Según Yamada y col. ^[24], el contenido máximo recomendado de los elementos residuales es de 0.080 %. En los aceros IF las adiciones mayores al 0.22% de Cu, 0.21% de Cr o 0.085% de Sn incrementan la resistencia a la tensión del material y disminuyen la elongación total y el valor \bar{r} , mientras que adiciones mayores al 0.12% de Ni no producen un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas de estos aceros ^[24].

La magnitud de los efectos del Cu, Ni, Cr y Sn sobre la resistencia a la tensión y la elongación de los aceros IF es proporcional a la diferencia entre los radios atómicos del Fe y el elemento en solución adicionado ^[1,24]. Además el efecto sobre el valor \bar{r} varía con la temperatura de recalentamiento, donde el uso de valores de SRT menores disminuye los efectos causados por el contenido de Cu, Ni y Cr, mientras que no tiene un efecto notable sobre los efectos del contenido de Sn ^[1,24].



1.5 PROPIEDADES DE LOS ACEROS IF.

La Tabla 1.6 muestra las propiedades mecánicas mínimas requeridas para los cinco diferentes grados de acero formable laminado en frío para aplicaciones automotrices según la clasificación de la SAE J2329. Por sus altas propiedades de formado los aceros IF se utilizan normalmente para obtener acero LF con grado 3, 4 y 5 ^[8].

Tabla 1.6. – Propiedades mecánicas mínimas requeridas para aceros formables automotrices laminados en frío según la SAE J2329 ^[8].					
Designación SAE J2329	YS @ 0.2% (MPa)	TS (MPa)	Elongación Total (%)	Valor <i>r</i>	Valor <i>n</i>
Grado 1	N. R.	N. R.	N. R.	N. R.	N. R.
Grado 2	140 - 260	270	34	N. R.	0.16
Grado 3	140 - 205	270	38	1.5	0.18
Grado 4	140 - 185	270	40	1.6	0.20
Grado 5	110 - 170	270	42	1.7	0.22

YS: Esfuerzo de cedencia a 0.2%. TS: Esfuerzo máximo a la tensión. N. R.: No existe un requerimiento mínimo.

Los aceros IF presentan propiedades que los vuelven muy atractivos para la industria automotriz, principalmente un incomparable grado de formabilidad y un bajo esfuerzo de cedencia ^[2,11], además que la ausencia de C y N elimina el punto de fluencia por lo que presentan cedencia continua en la curva esfuerzo – deformación y se elimina el fenómeno de envejecimiento en el material ^[4,11].

1.5.1 Medición de la formabilidad.

El coeficiente de anisotropía plástica, también llamado como valor *r* o coeficiente de Lankford es usado frecuentemente como indicador de la formabilidad de un material ^[8]. Cuando un material es plásticamente deformado en tensión, el valor *r* será la razón de la deformación en la dirección de tensión sobre la deformación en el espesor. Este valor varía con la dirección de prueba ^[1,5], debido a la textura cristalográfica impartida por las operaciones de laminado, por lo que para calcular el coeficiente de Lankford del material se realizan mediciones en 3 direcciones a 0, 45 y 90° de la dirección de laminado ^[1] y determinando el valor con la Ecuación (1.4) ^[1]:



$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (1.4)$$

1.5.2 Aceros IF estabilizados con titanio.

Comparados con otros aceros IF, los aceros IF –Ti tienen valores superiores de \bar{r} y σ_E , con menores esfuerzos de cedencia y temperaturas de recrystalización [11-12]. La precipitación de las partículas primarias a temperaturas más elevadas las vuelve menos susceptibles a fluctuaciones en la química y el procesamiento [2]. Las bajas temperaturas de recrystalización de estos aceros (700 – 750°C) los vuelve ideales para las bajas temperaturas de las líneas de termogalvanizado [11-12,17]. Sin embargo, según Kino N. y col. [17] el Ti incrementa la rapidez de aleación durante el proceso de GA, dejando alto polvo en el recubrimiento. Las propiedades de fatiga en soldaduras de este material han mostrado ser pobres, probablemente por la presencia de grandes partículas de TiN en la microestructura [25].

1.5.3 Aceros IF estabilizados con niobio.

La relativa simplicidad de la estabilización del C en estos aceros los vuelve ideales para la producción de aceros IF endurecidos por horneado (IF –BH por su nombre en inglés, baking hardenable) [12]. Además de presentar un desenvolvimiento adecuado en fatiga de los puntos de soldadura y prevenir la fractura intergranular [26].

Los aceros IF – Nb tienen temperaturas de recrystalización más altas (750 – 800°C), que aquellos con composiciones de Ti [12]. Esto se atribuye a la baja temperatura en que se forman los carburos de Nb, produciendo finas partículas que retardan fácilmente el movimiento de los límites de grano durante el recocido [26]. Sus propiedades para GA son superiores a las de los aceros IF – Ti, pero las altas temperaturas de recrystalización que requieren los vuelve inadecuados para muchas líneas de G.A.



1.5.4 Aceros IF estabilizados con titanio y niobio.

Con la combinación de Ti y Nb para estabilizar el C y N se puede producir un acero con una excelente combinación de propiedades ^[12]. Este tipo de aceros se ha estudiado ampliamente y son la elección de muchos productores, pues no sólo cuentan con un buen balance de propiedades, sino que también ofrecen buenas características de recubrimiento sin la necesidad de altas temperaturas de recristalización necesarias para los aceros IF - Nb ^[27].

Los aceros IF - Ti Nb ofrecen las mejores características superficiales posibles, volviéndolos muy importantes para su uso en partes expuestas o que requieran una excelente calidad superficial. Sin embargo demandan mayor control de proceso que los otros aceros IF ^[11].

1.5.5 Aceros IF estabilizados con vanadio.

El uso del V como elemento estabilizador en los aceros IF es un desarrollo más reciente ^[6,12]. El V puede sustituir al Nb y Ti para formar tanto carburos como nitruros, según la Ecuación (1.5) ^[12]. Sin embargo, el V es solamente un moderado formador de carburos por lo que es necesario agregarlo en concentraciones mayores para lograr una completa estabilización, por esta razón son más comunes las combinaciones de V y Ti, donde el Ti se agrega para estabilizar el N y el V para formar VC ^[6,12].

En acero IF - V, la relación estequiométrica es:

$$C = 4.24V + 3.64N \quad (1.5)$$

Los aceros IF - V tienen temperaturas de recristalización menores que otros aceros IF (~ 700°C), ya que el carburo de V es mucho menos estable que TiC o NbC con lo que adquiere una mayor solubilidad durante el recocido. Además los aceros IF - V tienen un valor de esfuerzo de cedencia mayor a los estabilizados con Nb o Ti ^[6].

1.6 DESARROLLO Y DESVENTAJAS DE LOS ACEROS IF.

Desde que la reducción en el peso de los carros se ha vuelto un tema cada vez más importante dentro de la industria automotriz, los productores de acero han desarrollado una gama completa de propiedades ajustándose a los requerimientos de la industria actual. de esta manera los tradicionales aceros IF se han modificado para producir nuevos grados que ofrecen una alta formabilidad a elevados niveles de resistencia [28]. La Figura 1.18 muestra una comparación de los valores de esfuerzo de cedencia y elongación en varios grados de acero automotriz.

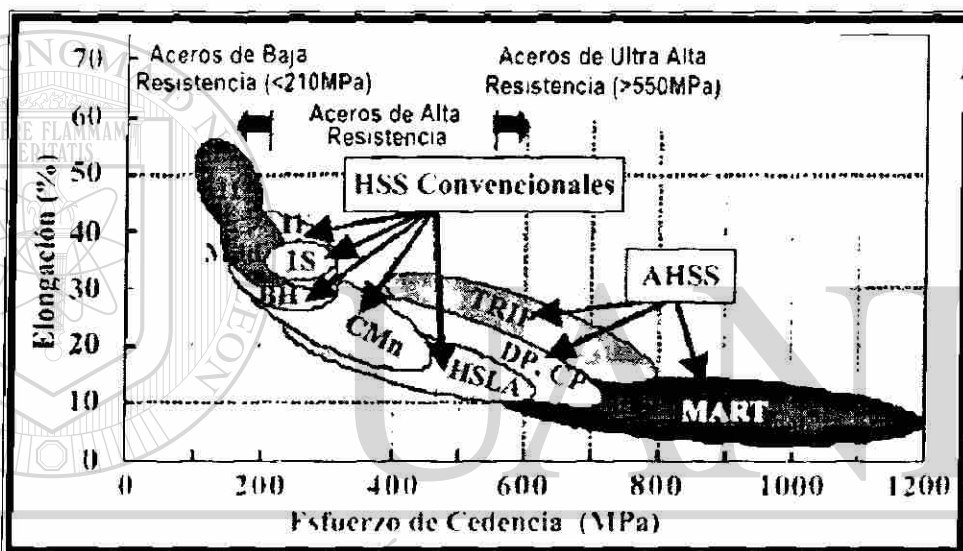


Figura 1.18. – Comparación del YS y elongación en varios grados de acero [8].

1.6.1 Aceros IF endurecidos por horneado (IF BH).

Los aceros IF BH se caracterizan por un incremento en el esfuerzo de cedencia de la pieza terminada, una reducida microplasticidad y un mayor módulo de Young [28]. Estos aceros utilizan el C en solución sólida y el fenómeno de envejecimiento por deformación para ofrecer un incremento en el esfuerzo de cedencia de componentes formados [8,29]. 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 temperatura (150 – 200°C), durante el cual los átomos intersticiales emigran a las dislocaciones producidas durante el formado.



inmovilizándolas y produciendo un aumento en la resistencia del material ^[4,8,12]. Como no requiere pasos adicionales, el endurecimiento por hornado no afecta los costos de producción ^[12] y permite obtener un mayor nivel de resistencia de la pieza terminada sin sacrificar el grado de formabilidad durante su procesamiento ^[8].

Se han propuesto varios métodos para retener suficiente carbono en solución después del galvanizado y producir el efecto de endurecimiento por hornado, incluyendo: el recocido a temperaturas altas para disolver el NbC, reducir los núcleos existentes por precipitación del TiC o la estabilización del N y el S con Ti mientras se controla el C en un intervalo muy cerrado (15 – 25 ppm) ^[29]. Los aceros IF BH son especialmente utilizados en partes automotrices expuestas ^[28].

1.6.2 Aceros IF de alta resistencia (IF HSS).

Los aceros IF HSS han sido desarrollados a partir de los aceros IF completamente estabilizados utilizando elementos que ofrezcan endurecimiento por solución sólida (Mn, Si, P) en pequeñas cantidades, incrementando su resistencia (hasta 450MPa) a la vez que conservan su alta formabilidad. Son usados para las partes más complejas por lo que son de suma importancia dentro de la industria automotriz sin embargo, resultan ideales tanto para partes expuestas como para producir partes no expuestas difíciles que requieran alta resistencia y alta formabilidad ^[28].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

1.6.3 Fragilización por trabajo en frío secundario (SCWE).

Se conoce como SCWF a la fragilización que ocurre en hojas de acero IF durante cargas de impacto después del formado y a más baja temperatura que éste ^[11]. La iniciación del SCWF a menudo ocurre por fractura intergranular en la ferrita debida a la baja fuerza cohesiva de los límites de grano causada por el agotamiento del N y C en los mismos ^[30]. La incidencia de la SCWE incrementa con el incremento del grado de deformación, el decremento de las temperaturas de trabajo y la presencia de elementos como el P, además la incidencia es mayor en los aceros IF – Ti ^[11].



La susceptibilidad de los aceros IF a la SCWE puede ser minimizada con un adecuado control de la composición en los límites de grano, alterando la química y las condiciones de procesamiento^[30]. Además la presencia de B, C y Nb resulta en la reducción de la segregación de P en los límites de grano de la ferrita disminuyendo el SCWE, siendo el más efectivo el B que se añade en pequeñas cantidades^[3,8,22].

1.6.4 Fatiga.

Los aceros IF tienen límites de grano débiles, por lo que sus fallas comúnmente son causadas por fractura intergranular, que puede ser determinada por la temperatura de transición dúctil-frágil del SCWE y el ciclo esfuerzo deformación aplicado. La adición de B puede reducir la propensión a la fractura intergranular y así mejorar las propiedades de fatiga pero a costo de sacrificar la ductilidad^[1].

La integridad del botón de soldadura y la resistencia a la fatiga juegan un rol importante en la durabilidad de los componentes soldados de una estructura^[1]. Los aceros IF ofrecen menor resistencia en las uniones soldadas en comparación con los aceros de bajo carbono sobre todo en condiciones de fatiga, donde las fisuras corren a través de la zona afectada térmicamente (HAZ) de una soldadura^[31]. Las diferencias entre la microestructura del HAZ y el metal base, son mayores para un acero IF que para un acero de bajo carbono, lo cual produce una mayor concentración de esfuerzos como resultado de la interacción del crecimiento de grano alrededor de la soldadura, la zona afectada y los débiles límites de grano en los aceros IF^[1].

CAPÍTULO II

PROCESO DE GALVANIZADO.

2.1 INTRODUCCIÓN.

Recubrir con zinc es uno de los métodos más ampliamente usados y económicamente efectivos para proteger el acero contra la corrosión atmosférica. El Zn por sí mismo tiene una buena resistencia a la corrosión a través de la formación de películas superficiales protectoras de óxidos y carbonatos, sin embargo el Zn protege al acero en dos formas diferentes ^[32]:

- Formando una barrera física entre el acero del sustrato y el medio ambiente ^[32].
- Proveyendo protección galvánica o de sacrificio, como consecuencia de que el Zn es más electronegativo que el Fe en la serie electroquímica ^[32].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Desde el punto de vista tecnológico los principios del galvanizado han permanecido sin cambio desde sus inicios hace más de 200 años al ser introducidos por Melouin y Sorel ^[33-34]. Sin embargo, a partir de los 70's las láminas de acero con recubrimiento galvánico se han utilizado cada vez más en la industria automotriz trayendo consigo mejoras continuas, las cuales han sido tan dramáticas que hoy en día son utilizadas en paneles expuestos que requieren alta calidad superficial ^[35].

El porcentaje en el consumo de hoja de acero recubierto sobre el total de acero laminado producido aumentó de un 23% en 1979 a un 42% en 1989 y se ha mantenido a



la fecha con un 43% en 2001. La razón de tal aumento se ha atribuido al incremento en la demanda del mercado automotriz y las mayores exigencias del mismo [36]. Además la aplicación de hojas de acero recubierto ha logrado adaptarse a las necesidades cambiantes del mercado automotriz y de construcción, implementando muchas mejoras y desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes [36]. Donde la industria automotriz ha tenido un especial interés en lo referente a disminución de peso y reducción de costos, resultando en la utilización de hojas más delgadas y con nuevos tipos de recubrimiento que ofrezcan propiedades mecánicas avanzadas como resistencia al abollado, excelente apariencia superficial, soldabilidad y características de ultraformabilidad. La Figura 2.1 muestra los cambios de producción en las líneas de galvanizado continuo (CGL por sus siglas en inglés, continuous galvanizing line) en los últimos años [37].

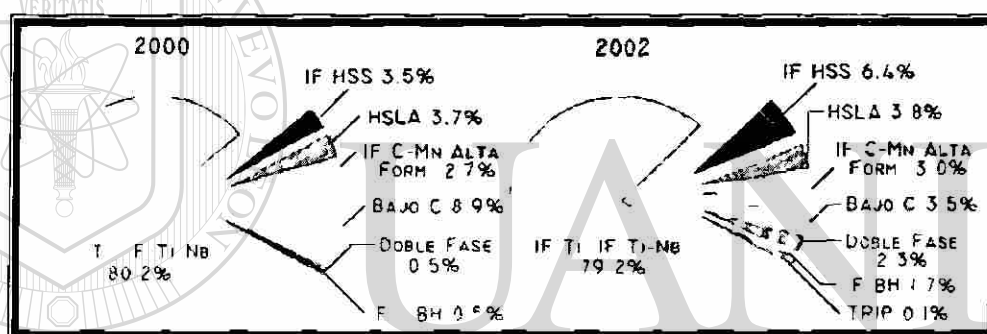


Figura 2.1. – Cambios de producción en las líneas de CGL en los últimos años [38].

Existe una amplia variedad de recubrimientos galvánicos [33,35], clasificados según el proceso de aplicación y el tipo de recubrimiento, la cual se describe a continuación:

- Galvanizado Mecánico.
- Esparado térmico (proceso por polvo, proceso por alambre).
- Electrodeposición (zinc, zinc – níquel, zinc – hierro).
- Inmersión en caliente por lotes (proceso húmedo, proceso seco).
- Inmersión en caliente continuo (galvanizado, galvanneal, galfan, galvalume).

El presente capítulo se enfocará al proceso de galvanizado por inmersión en caliente continuo de laminas y en forma especial al termogalvanizado (Fe – Zn), el cual presenta mejores propiedades de soldabilidad y formabilidad que el galvanizado tradicional, por lo que resulta de especial interés para la industria automotriz.



2.2 PROCESO CONTINUO DE GALVANIZADO POR INMERSION EN CALIENTE.

La primera línea de galvanizado continuo (CGL) para hojas de metal fue construida en 1935 [34]. Actualmente existen dos métodos principales utilizados en el recubrimiento continuo de hojas de acero, el proceso Cook-Norteman o de línea fría y el proceso Sendzimir o de línea caliente. La principal diferencia es que el primero no cuenta con la sección de recocido; sólo con un ligero precalentamiento antes de la inmersión (260°C) y es muy similar al proceso por lotes. La mayoría de los productos en hoja son galvanizados en líneas continuas del tipo Sendzimir altamente mecanizadas y automatizadas [33]. La Figura 2.2 muestra un esquema del proceso de galvanizado continuo de línea caliente (Sendzimir).

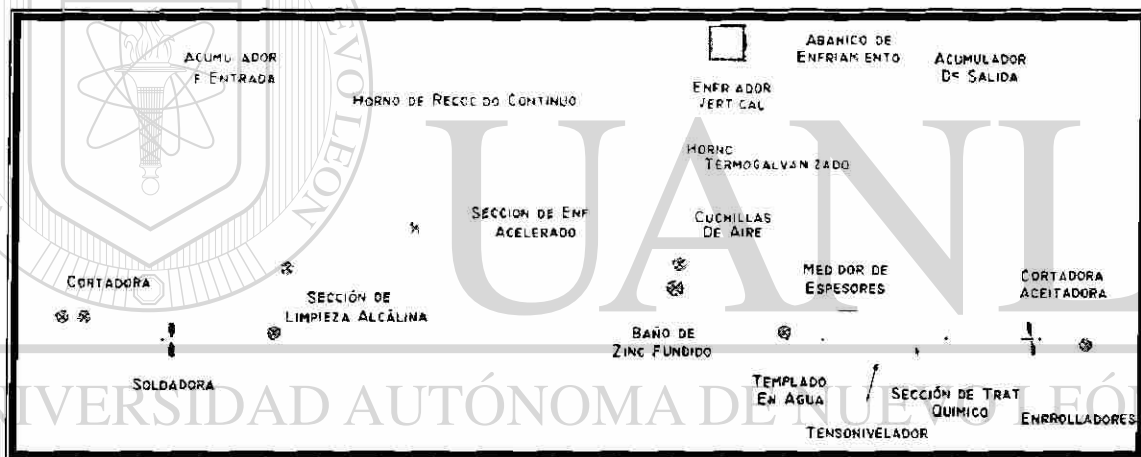


Figura 2.2. – Esquema del proceso de galvanizado continuo de línea caliente (Sendzimir) [38].

2.2.1 Preparación y acondicionamiento de la lámina.

Normalmente el acero de alimentación procede de un molino de laminación en frío que le da el espesor deseado a la lámina pero hace al acero muy duro y con formabilidad limitada. En seguida la lámina es desenrollada y soldada al extremo final del rollo al que precede en la línea de procesamiento con lo que se le da continuidad al proceso de galvanizado. Para este procedimiento se utiliza principalmente equipo de soldadura por resistencia o soldadura láser [39].



Una vez soldada la lámina recibe un tratamiento de prelimpieza en el cual se remueven de la superficie del acero los aceites, tierra, carbón superficial y partículas de hierro con el fin de mejorar la adherencia del recubrimiento y evitar que entren contaminantes en el baño de metal fundido. Las líneas más 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 contaminantes lavando y cepillando la superficie del acero^[37]; el cepillado utiliza un sistema abrasivo impregnado con SiC y un cepillado adicional de enjuague. Esta limpieza mejora la mojabilidad del material a la vez que reduce las partículas de hierro y evita que recoja escorias permitiendo una composición estable en la paila^[37].

Después de esto, se realiza una etapa de prelimpieza electrolítica para remover contaminantes fuertemente adheridos a la superficie de la lámina a través de moléculas de O_2 y H_2 que son liberadas por medio de la hidrólisis de agua sobre la superficie del acero, creando una acción burbujeante que remueve los contaminantes restantes en la superficie de la lámina. Enseguida, la lámina limpia pasa a través de un soplador de aire de alto volumen y baja presión para remover la humedad y prevenir la oxidación^[33].

2.2.2 Sección de limpieza (oxidación – reducción).

Las imperfecciones en el sustrato de acero han mostrado ser la principal causa de defectos cosméticos en paneles expuestos de láminas galvanizadas, las cuales se evitan por medio de los procedimientos de limpieza y acondicionamiento a los que está sujeta la lámina antes de ser recubierta^[37].

Una vez terminada la prelimpieza electrolítica, la lámina entra a la sección de limpieza Sendzimir a una temperatura entre 500 y 760°C en presencia de una atmósfera reductora de N_2/H_2 que eliminara los contaminantes orgánicos residuales y los óxidos superficiales en la lámina^[37]. Una vez aquí la superficie de la lámina reacciona espontáneamente formando óxido e hidróxido de hierro, cuya cinética se determina por

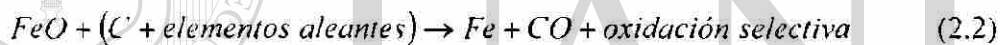


la composición química de la atmósfera del horno (O_2 , CO_2 y H_2O) y la temperatura, donde el H_2 reacciona inmediatamente con el O_2 formando vapor de agua y el CO_2 será formado con el CO y el resto del O_2 disponible^[39]. La oxidación es afectada por los elementos de aleación que son menos estables que el hierro (Si, Cr, P y Al), ya que segregan a la interfase óxido-acero impidiendo la difusión del hierro hacia la superficie y reduciendo el crecimiento de óxidos^[40].

Una vez terminada la etapa de oxidación, el óxido de hierro es reducido por hidrógeno en el horno de tubos radiantes de acuerdo a la reacción (2.1)^[40]:



La cinética de reducción es fuertemente afectada por la composición química del acero, ocurriendo la oxidación selectiva de los elementos aleantes formadores de óxidos del acero (Mn, Si, Al, V y Ti)^[39]. La reacción (2.2) toma su lugar en el horno de tubos radiantes^[40]:



Esta oxidación superficial selectiva ocurrirá en forma proporcional a la presencia de los elementos aleantes en la lámina, presentándose en forma de islas y no en una capa continua en la superficie. Esta distribución no uniforme se debe a que la disponibilidad de las rutas de difusión favorecidas para presentar la oxidación de los elementos está limitada a los límites de grano y subgrano. Entonces el óxido de hierro es fuertemente reducido por los elementos aleantes en la interfase del acero y el óxido de hierro, los cuales son menos estables que el hierro^[39].

El proceso oxidación-reducción permite transformar la oxidación superficial selectiva en oxidación interna mejorando la mojabilidad de la lámina y la reactividad durante la inmersión^[40].

2.2.3 Sección de recocido.

Después de la limpieza, la lámina entra en las zonas de calentamiento y sostenimiento del horno donde es recocida por arriba de la temperatura de recristalización la cual dependerá de la cinética del acero empleado. Como resultado de esta parte del proceso la lámina es calentada lo suficiente para entrar al baño de zinc sin afectar su temperatura ^[32-33].

A la salida del horno la lamina pasa a traves de una seccion de enfriamiento acelerado por gas, capaz de enfriar la lamina hasta 460 C a razón de 50 C s, evitando así su reoxidacion antes de su inmersión en el baño de zinc líquido ^[33]. La Figura 2.3 muestra un esquema de la sección de recocido en una CGL.

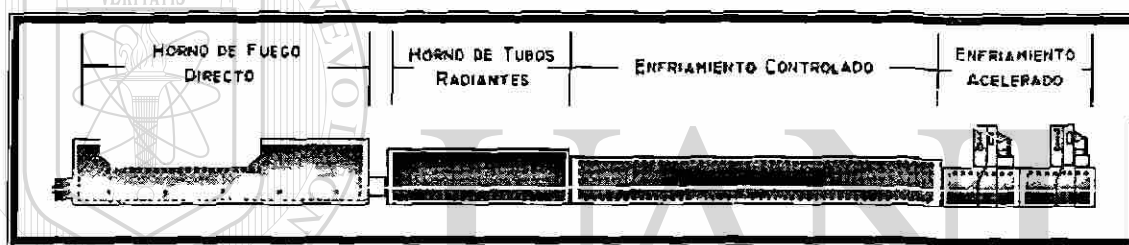


Figura 2.3. – Esquema de la sección de recocido en una CGL ^[41].

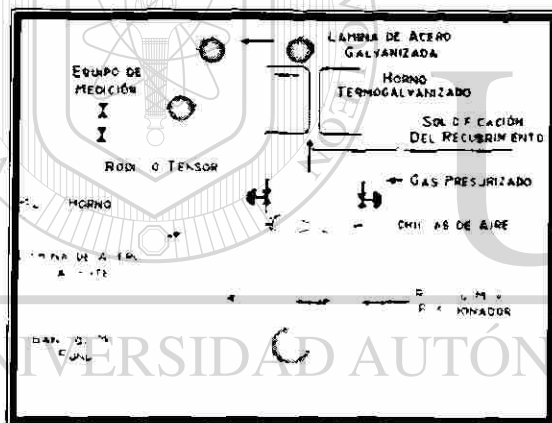
2.2.4 Sección de recubrimiento.

Una vez que la lámina ha pasado por la sección de enfriamiento acelerado, pasa por un rodillo sumergido en el baño de metal fundido por un período muy corto de tiempo y sale de éste verticalmente, regulando el espesor de la capa de metal fundido por medio de sopladores de N_2 o aire que mantienen uniforme el espesor del recubrimiento en la lámina y remueven el exceso de la superficie del acero regresándolo al baño ^[33,42]. La posición de la lámina es regulada a través de un rodillo tensor en la entrada de la paila y un rodillo móvil posicionado dentro de la misma ^[42]. Después de recubierta la lamina es enfriada por aire forzado o se le aplica un tratamiento térmico (termogalvanizado), para que pueda continuar su camino ^[33,42]. La Figura 2.4 muestra el esquema de la sección de recubrimiento en una CGL.

La temperatura del baño dependerá principalmente de la composición y el punto de fusión del baño, así como de la temperatura de la lámina al sumergirla. Donde para un galvanizado se utiliza una temperatura de $445 - 455^{\circ}\text{C}$, mientras el galvan requiere un valor menor (425°C) y el galvalume cerca de 600°C [33].

2.2.5 Control de espesor.

Como se menciono anteriormente (Capítulo 2.2.4), el espesor de la película de metal liquido es controlado por medio de cuchillas de aire o N_2 forzado que además retiran el exceso de Zn [42-43]. Las cuchillas de aire influncian el espesor del recubrimiento a través de la presión del aire y de la distribución de esfuerzos de corte sobre la lámina, que a su vez depende de la distancia de la boquilla a la lámina como muestra la Figura 2.5 [42-43].



El espesor del recubrimiento varía con el tiempo de inmersión y la velocidad de la lámina, así como con la presión, distancia, altura y apertura de la cuchilla (Figura 2.5). Estudios de sensibilidad han determinado que el espesor del recubrimiento aumenta al aumentar la distancia de las cuchillas o disminuir la presión del gas [43].

A pesar de que las cuchillas de aire tienen la habilidad inherente de producir recubrimientos suaves y uniformes a todo lo ancho de la lamina, son incapaces de ofrecer uniformidad en los extremos (15mm), reteniendo en ellos material excesivo



como consecuencia de la turbulencia ocasionada por la colisión de ambas corrientes de aire al encontrarse en los extremos de la lámina. Esta afectación resulta particularmente más severa al recubrir laminas de alto calibre, con velocidades de línea relativamente baja o bien con un recubrimiento de gran espesor ^[44].

Otra situación que se pudiera presentar es un patrón irregular del recubrimiento en forma ondulada (patrón de arrugas) que es causado por la vibración de la lámina de acero al contacto con el flujo de gas y que deteriora las propiedades superficiales de la lámina, específicamente al ser pintado el material ^[44].

2.2.6 Tratamientos posteriores.

Una vez que la lámina ha pasado por las cuchillas de aire se hace pasar por una larga torre de enfriamiento colocada por encima del baño de galvanizado ^[33] en donde el recubrimiento se enfría permitiendo la solidificación del metal sobre la superficie del acero, los nuevos sistemas de enfriamiento buscan solidificar el Zn fundido tan pronto como sea posible con el fin de mejorar la calidad superficial del recubrimiento ^[45].

Cuando se desea un recubrimiento del tipo termogalvanizado (GA por su nombre en inglés, galvaneal) en lugar del galvanizado normal, la torre de enfriamiento se transforma en un horno de recocido introduciendo un horno de inducción sobre las cuchillas de aire y utilizando una buena parte de la altura de la torre para efectuar el recocido ^[33].

Al salir de la torre de enfriamiento la lamina se sumerge en agua, completando su manufactura con una serie de pasos subsecuentes de procesamiento y acabado como son: el molino de laminación superficial (acabado superficial), el tensonivelador (lisura), la sección de pasivado (prevenir manchas), aceitado (evitar la corrosión) y finalmente la sección de corte y rebobinado del rollo terminado de acero ^[33].



El pasivado es un tratamiento usado para prevenir manchas en el recubrimiento durante su almacenamiento en presencia de humedad o donde pueda ocurrir condensación, formándose carbonato de zinc (óxido blanco) como producto de la corrosión del recubrimiento y degradando la calidad estética del material. El pasivado consiste en rociar la superficie de la lámina con una solución de cromato base agua, o bien sumergir la lámina en la solución para después retirar el exceso mediante un par de rodillos y secarla en línea ^[32-46]. También existen otros métodos que utilizan aceites inhibidores de corrosión que contienen químicos de pasivación en lugar del tratamiento químico de cromato ⁴⁷.

El fosfatizado es un tratamiento que se utiliza para mejorar la adhesión de la pintura en acero galvanizado o GA, el cual consiste en la formación de una capa de cristales de Zn sobre la superficie del recubrimiento ^[47,48-49]. El fosfatizado puede aplicarse a rollos de lámina o bien a productos cortados y formados antes del proceso de pintado, cuando el proceso es aplicado en línea se le conoce como prefosfatizado, mientras que cuando se aplica después del formado del material se conoce como postfosfatizado o fosfatizado final ^[49].

2.2.7 Fosfatizado.

Los paneles automotrices expuestos están compuestos de una serie de capas que le dan apariencia visual y protección contra la corrosión ^[47]. Es difícil obtener una buena adherencia entre la capa de pintura y el recubrimiento galvánico, debido a esto, se acostumbra utilizar un tratamiento a modo de capa intermedia que mejore la unión permitiendo así un buen desempeño ^[48]. El tratamiento más comúnmente utilizado en acero galvanizado o GA es la aplicación de una capa de fosfato de Zn, que además disminuye la formación de burbujas y la pérdida de pintura en un medio corrosivo ^[47-48].

El tratamiento de fosfatizado en línea inicia con el desengrase de la lámina usando una solución alcalina o solvente, enseguida se acondiciona la superficie aplicando fosfato de Ti, el cual desarrolla una delgada capa de pequeños cristales de fosfato de Zn



que actúan como centros de nucleación para los cristales de Zn en la superficie de la hoja recubierta dándole uniformidad a la capa. Después de acondicionada la lámina se sumerge o rocía la superficie con una solución ácida de fosfato de Zn permitiendo el crecimiento de los cristales formados en el acondicionamiento y disolviendo una pequeña cantidad del galvanizado mientras se precipitan y depositan los cristales insolubles de fosfato de Zn sobre la superficie del galvanizado formando una película sólida y relativamente gruesa. para terminar el tratamiento con el enjuague y secado de la lamina ^[48].

La estructura final del fosfato de Zn no resulta afectada por variaciones en la estructura del Zn en el recubrimiento, por lo que el fosfatizado resulta igualmente efectivo en el recubrimiento GA como en el galvanizado tradicional ^[47]. Sin embargo la presencia de Al u óxido de Al en la superficie del recubrimiento inhibe la formación local de la capa de fosfato de Zn afectando la uniformidad del tratamiento, por lo que resulta conveniente agregar pequeñas cantidades de fluoruro de Fe o Ni a la solución de fosfatos que penetren o disuelvan estas capas pasivas.

El tratamiento de prefosfatizado es de especial interés para la industria automotriz porque además de mejorar la adherencia de la pintura base automotriz y proveer protección adicional contra la corrosión, mejora favorablemente el desempeño del material en cuanto a su formabilidad, mientras que esto no sucede con el tratamiento de postfosfatizado ^[49].

2.2.8 Pintado con recubrimientos orgánicos.

Desde los 80's hubo un gran crecimiento en la producción de lamina galvanizada recubierta con varios tipos de pintura plástica, las cuales están disponibles en una amplia gama de colores y texturas. Este tipo de recubrimientos ofrece además de resistencia a la corrosión y buena apariencia decorativa larga vida en aplicaciones exteriores, buenas características de embutido y resistencia al calor ^[32].



Los recubrimientos orgánicos son aplicados en un proceso continuo en forma de una película líquida o bien como un laminado que se pega al sustrato con un adhesivo. El proceso de película líquida inicia con la profunda limpieza de la lámina galvanizada y un tratamiento superficial para asegurar una adherencia uniforme y óptima del recubrimiento orgánico, enseguida se aplica una pintura base o primaria a través de rodillos, la cual es curada en un horno infrarrojo con una temperatura de 120 a 200°C, después de curada se aplica una segunda capa de pintura a través del método de rodillos invertidos para luego curarla en un horno de acabado. Cuando se requiere un texturizado se agrega un rodillo de acero con el patrón deseado inmediatamente a la salida del horno de acabado, el cual se aplica sobre el recubrimiento aún caliente. Finalmente la lámina es inmediatamente templada en agua con el fin de mantener el patrón y pasar a la sección de corte y rebobinado.

En el proceso de laminado después de la limpieza de la lámina se aplica un adhesivo y la capa de pintura a través de un rodillo recubridor, enseguida la lámina se pasa a un horno infrarrojo que activa el adhesivo y cura la capa de pintura. Entonces el recubrimiento se pega a la lámina y es inmediatamente templada en agua ^[32].

Los recubrimientos más importantes son: PVC Plastisol (200µm), PVC Organosol (50µm), Acrílico (25µm), Epoxico (5 – 15µm), Poliésteres (25µm) y PVF2 (27µm). La mayoría de estos recubrimientos exhibe buena formabilidad y resultan adecuados para operaciones como prensado, plegado, laminado y embutido.



2.3 SISTEMA DE ALEACIÓN BINARIO Fe – Zn.

Cuando el sustrato de acero es sumergido en el baño de Zn líquido, ocurren una serie de reacciones que dependen de la composición del baño y de los solutos del acero. Por lo que resulta de gran ayuda comprender las reacciones entre el Fe y el Zn para entender los recubrimientos galvanicos, así como para determinar el equilibrio esperado bajo condiciones normales y explicar como se forma la unión entre el sustrato y el recubrimiento.

2.3.1 Diagrama de fases Fe-Zn.

El diagrama de fases Fe-Zn ha sido el tema de estudio de muchos artículos, siendo modificado varias veces, especialmente en la sección rica en zinc, desde su presentación en 1938^[33,50]. El diagrama de fases más ampliamente aceptado es el de Kubachewski (Figura 2.6), del cual se muestra la porción rica en Zn en la Figura 2.7^[33]. Las fases encontradas en el diagrama están representadas en la Tabla 2.1. Como se ve en la Figura 2.6, α es una solución sólida de Zn en Fe, mientras que η es una solución sólida de Fe en Zn con solubilidad de 0.03%. Entre estas dos soluciones sólidas terminales hay varios compuestos intermetálicos que varían con el incremento de Fe desde ζ , δ , Γ_1 y Γ ^[33,50].

Tabla 2.1. – Características de las fases Fe-Zn^[33,50]

Fases	Formula	Estructura Cristalina	VHN (25 mg)
η Zn	Zn(Fe)	HCP	52
ζ	FeZn13	Monoclínica	208
δ	FeZn10	Hexagonal	358
Γ_1	Fe ₂ Zn21	ICC	505
Γ	Fe ₃ Zn ₂₁	BCC	326
α Fe	Fe(Zn)	BCC	104

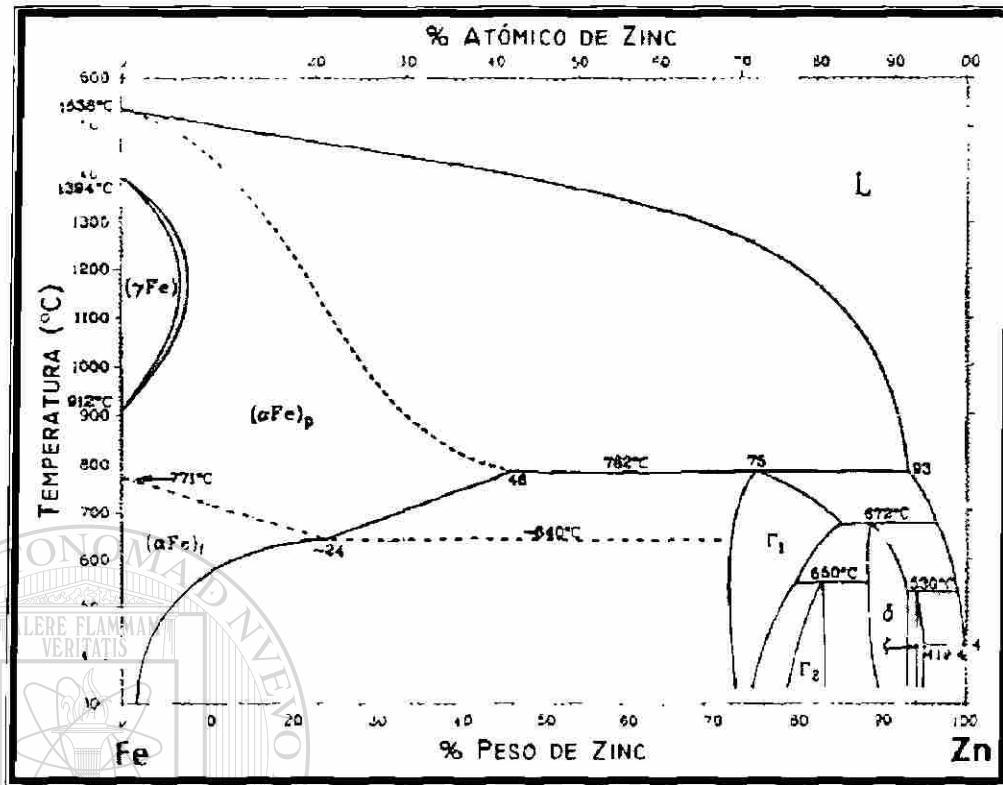


Figura 2.6. - Diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn ^[33, 60]

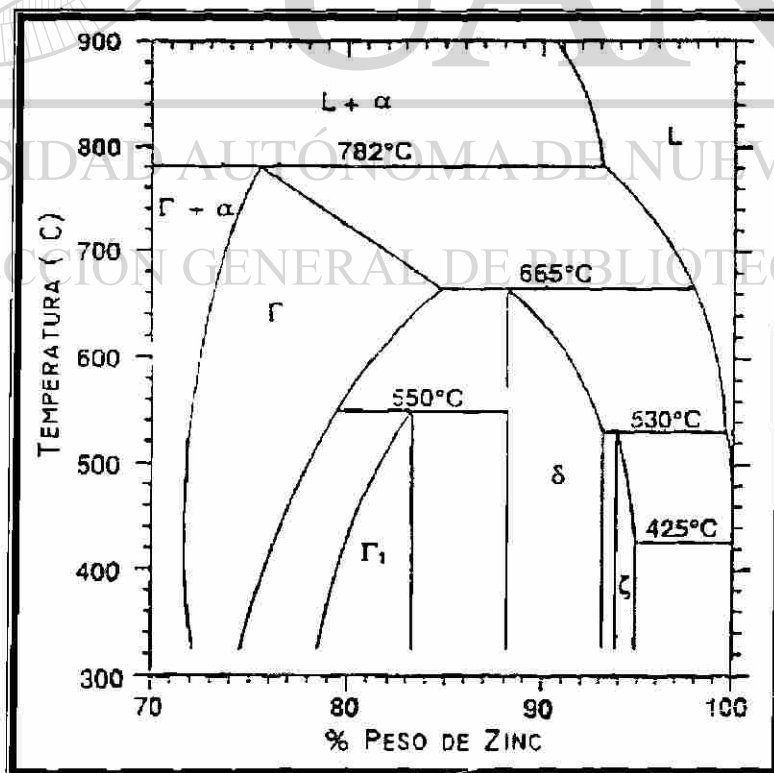


Figura 2.7. - Esquina rica en Zn del diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn ³³.



2.3.2 Descripción de las fases Fe-Zn.

El recubrimiento de galvanizado está adherido metalúrgicamente al acero por medio de una serie de capas de aleaciones de Fe-Zn. La calidad y aplicaciones del recubrimiento dependerán de las propiedades de las capas de intermetálicos formadas, que a su vez son fuertemente dependientes de la composición química y la temperatura del sustrato, así como de la temperatura y composición del baño y el tiempo de inmersión.

Enseguida aparece una breve descripción de las fases intermetálicas de Fe-Zn formadas en los recubrimientos galvanizados por inmersión en caliente ordenadas según su contenido de Fe [33,50].

La fase zeta (ζ - FeZn₁₃), tiene un contenido aproximado de hierro del 5 - 6% en peso. Se forma a partir de la reacción peritética entre la fase δ y el Zn líquido a 530 ± 10 C. En estudios de difusión controlada en ausencia de Al se encontró que la fase ζ se formaba entre la fase η y la fase δ . La fase ζ es isomorfa con una celda unitaria monoclinica y una estructura atómica que contiene un átomo de Fe y un átomo de Zn rodeados por 12 átomos de Zn en los vértices de un icosaedro ligeramente distorsionado. Donde el icosaedro se une para formar cadenas y las cadenas se empaquetan en un arreglo hexagonal [33].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La fase delta (δ - FeZn₁₀), tiene un intervalo de composición de Fe de 7.0 - 11.5% en peso y una celda unitaria hexagonal. Es formada a partir de otra reacción peritética, ahora entre la fase Γ y el Zn líquido a 665°C [33]. En el pasado en inmersiones de largo tiempo y alta temperatura se encontró que la fase δ había sido dividida en dos fases con diferente morfología, la fase δ_{IP} que correspondía a la zona rica en Zn y tenía una apariencia columnar y la fase δ_K con una apariencia compacta que correspondía a la parte rica en Fe. Actualmente se refiere a ambas estructuras como fase δ pues se sabe que ambas morfologías presentan un patrón idéntico de rayos X, tienen la misma



estructura cristalográfica, en tanto que el parámetro de red varía continuamente en todo el intervalo de la fase δ [33.5].

La fase gamma I (Γ - Fe_5Zn_2), tiene una estructura de red cubica centrada en las caras con un intervalo de composición de Fe de 17 – 19.5% en peso a 450 C. Se forma a partir de la reacción peritectoide entre la fase Γ y la fase δ a $550 \pm 10^\circ\text{C}$. La fase Γ_1 aparece como una delgada capa continua entre las capas de Γ y δ y puede ser producida por calentamientos a bajas temperaturas y largos periodos de tiempo. Esta fase tiene los valores reportados de dureza más altos de los 4 intermetálicos [33].

La fase gamma (Γ - $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$), tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo con un intervalo de composición de 23.5 – 28.0% en peso a 450°C . Se forma a partir de la reacción peritética a 782°C entre el Fe α y el Zn líquido exhibiendo una solubilidad máxima de Fe en Zn a la temperatura peritética de la fase δ (665°C) [33].

2.3.3 Morfología y formación de las fases Fe-Zn.

Cuando la lámina se sumerge en el baño de Zn fundido a las temperaturas típicas de galvanizado ($450 - 490^\circ\text{C}$) y de acuerdo al diagrama de fases Fe-Zn de la Figura 2.3, se propone la formación de las siguientes fases: Fe α saturado de Zn, una capa de fase Γ , una capa de fase Γ_1 , una capa de fase δ , una capa de fase ζ y una capa de fase η [33]. Comenzando por el acero base cada capa contiene una cantidad de Zn más alta hasta llegar a la capa externa, que es prácticamente Zn puro, sin existir una línea real de demarcación entre el acero y el Zn sino una transición gradual a través de una serie de intermetálicos Fe-Zn.

Sin embargo, la secuencia de formación de las fases de Fe-Zn ocurre en la interfase entre el substrato y el Zn líquido comenzando por una capa de la fase ζ , seguida por la capa de fase δ y después de un período de incubación (30s) la capa de fase Γ (que por ser muy delgada contiene a Γ y Γ_1) [33]. La Figura 2.8 muestra un esquema de la secuencia de formación de fases Fe-Zn en un acero ULC galvanizado.



2.4 MANEJO DEL BAÑO DE ZINC.

El manejo del baño ha sido aceptado recientemente como un componente crítico del proceso de galvanizado por inmersión en caliente ^[52], desarrollándose una tremenda cantidad de información sobre los fenómenos ocurridos en el baño de galvanizado en los últimos 15 años ^[53]. Donde el punto principal ha sido el entendimiento de la química del baño con énfasis en el Al, su interacción con el Fe y su influencia en las condiciones de proceso, realizando balances de materia para determinar la proporción de Al en el recubrimiento, la escoria y el baño ⁵. Además se ha refinado el conocimiento sobre la relación existente entre el Zn, Al y Fe dentro del baño y documentado la influencia de las propiedades físicas y químicas de la escoria formada en el crecimiento y disolución de la misma ^[53].

Hoy se sabe que el flujo en el baño se debe principalmente al movimiento de la lámina y la distribución de temperaturas, y que es influenciado significativamente por factores de diseño como el ángulo de entrada de la lámina, la profundidad y el tamaño de la paila, así como la profundidad del rodillo sumergido. De manera similar algunas variables operativas como la temperatura, velocidad y ancho de la lámina también influyen en el flujo

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

2.4.1 Influencia de los aleantes en el baño.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En el baño de Zn se agregan elementos de aleación en cantidades generalmente menores al 0.2% en peso y sirven para distintos fines. Por ejemplo el Al se agrega para controlar la cinética de reacción entre el Zn y el acero del substrato además de mejorar la apariencia y resistencia a la corrosión del recubrimiento, mientras que la adición de Pb en el baño es capaz de reducir la tensión superficial del líquido en más de un 40% mejorando la fluidez del Zn líquido, además de favorecer el crecimiento dendrítico ^[54].

Los elementos de aleación existen en dos formas dentro del baño, como solución líquida y formando partículas intermetálicas sólidas ⁵⁴.



Adiciones de Ni sirven para controlar los problemas de reactividad causados por el contenido de Si y P en el acero, sin embargo su adición induce un nuevo defecto que es el atrapamiento de las partículas de escorias flotantes en el recubrimiento además que su incremento en el baño disminuye la solubilidad del Fe ^[54]. Mientras que la adición de Mn al baño afecta la formación de la capa inhibidora interfásial de Fe-Al al reducir el Al total en el recubrimiento además de alterar la distribución del Al en el recubrimiento, consecuentemente su adición aumenta la rapidez de formación de los intermetálicos de Fe-Zn en el recubrimiento ^[55].

La adición en el baño de Al, Mg, Sn y Cd no influye el crecimiento dendrítico, sin embargo adiciones de Sb y Bi si lo hacen al segregar durante el crecimiento y disminuir la tensión superficial resultando en granos de mayor tamaño. Por otro lado la presencia de Pb, Sb y Al en el recubrimiento reduce el brillo superficial ^[33]. Con el fin de favorecer el crecimiento dendrítico aumentando así el tamaño de la flor, se agregaba hasta 1.0% de plomo como elemento de aleación al baño de Zn fundido de los primeros recubrimientos galvánicos, pero debido a cuestiones ambientales se ha reducido su uso notablemente durante los últimos 25 años a menos del 0.15% e incluso hasta 0.03%. Sin embargo este contenido es suficiente para desarrollar un crecimiento dendrítico durante el proceso de solidificación ^[56].

Las adiciones de Pb y Sb tienden a bajar la tensión superficial en el Zn fundido, promoviendo la formación de flor en el recubrimiento, además que por su baja solubilidad en el Zn sólido segregan durante la formación de dendritas aumentando el tamaño y definiendo la forma de la flor al reducir el número de sitios de nucleación e incrementando la velocidad de crecimiento dendrítico al reducir la energía interfásial sólido líquido en el recubrimiento. Prácticamente para obtener un patrón de flores grandes y bien definidas en el recubrimiento se agrega 0.05 – 0.15% de Pb al baño ^[33,56], mientras que para aplicaciones que requieran una alta calidad de pintado se recomienda agregar menos de 0.01% de Pb con el fin de inhibir la formación dendrítica y desarrollar un patrón de crecimiento de grano celular que se forme sobre la superficie del acero y crezca hacia la superficie libre creando una superficie con un acabado muy liso y suave



que es apta para el proceso de pintado utilizado en aplicaciones automotrices. Además los recubrimientos libres de plomo tienen la ventaja de no ser susceptibles a la corrosión intergranular, que es un mecanismo de fractura del recubrimiento común en ambientes húmedos y es causado por la concentración de Pb en los límites de grano de las flores del recubrimiento [56].

2.4.2 Bajas adiciones de aluminio.

El Al es probablemente el elemento de aleación más importante en el baño de una CGL, el cual se requiere en diferentes niveles para producir propiedades específicas diferentes en el producto recubierto [33,50,55].

Muy pequeñas cantidades de Al son agregadas deliberadamente al baño para: (1) mejorar el lustre o reflectividad del recubrimiento, (2) reducir la oxidación en el baño y (3) obtener un recubrimiento dúctil al suprimir la formación de las fases frágiles de Fe-Zn [33]. Los dos primeros efectos se obtienen al formarse una capa continua de Al_2O_3 sobre la superficie del recubrimiento que actúa como una barrera en la difusión entre los átomos de Zn y O inhibiendo la oxidación posterior, tanto en la lamina como en el baño [33,44]. Mientras que el tercer punto se obtiene al agregar un 0.1 – 0.3% en peso de Al al baño con el fin promover la formación de una muy delgada capa de Fe_2Al_5 (0.1 – 0.3 μm) en la interfase del sustrato y el recubrimiento que contiene hasta el 50% ó más del total del Al en el recubrimiento [33,57,55] y que inhibirá momentáneamente la formación de los intermetálicos de Fe-Zn (por lo que comúnmente se le conoce como capa inhibidora) [33,50,54-55,57-58]. Por esta razón el contenido de Al en el baño es mantenido más bajo para recubrimientos GA (0.13 – 0.14% en peso) que para galvanizado (0.18 – 0.20% en peso) con lo que se desarrollan únicamente las fases más ricas en Fe [55]. La Figura 2.10 muestra la capa de inhibición Fe-Al.

La adición de Al permite darle un alto grado de formabilidad al recubrimiento y mantener una buena adhesión del mismo durante las operaciones de formado, al ser usado en cantidades tan pequeñas es despreciable la afectación en las propiedades de



resistencia a la corrosión y soldabilidad en el material. Además al inhibir la reacción de difusión entre el Zn y el Fe permite obtener recubrimientos mucho más delgados, obteniendo una excelente mojabilidad y una mejor calidad superficial^[57-58].

El efecto de inhibición es transitorio y su duración dependerá del contenido de Al y Fe en el baño, la temperatura y agitación del mismo, así como de la rugosidad de la lámina y la presencia de Si en el sustrato^[33].

Al analizar los recubrimientos se encuentran contenidos de Al de 0.25 – 0.40% en volumen, a pesar de que el baño sólo contiene 0.15 – 0.17% de Al. Esto se debe a la fuerte afinidad del Al por el Fe, concentrándose en la interfase entre el acero y el zinc creando zonas de enriquecimiento de Al. Donde la cantidad de esta aleación intermetálica interfásial es independiente del peso del recubrimiento por lo que hay un gran porcentaje de Al en este ligero recubrimiento^[58].

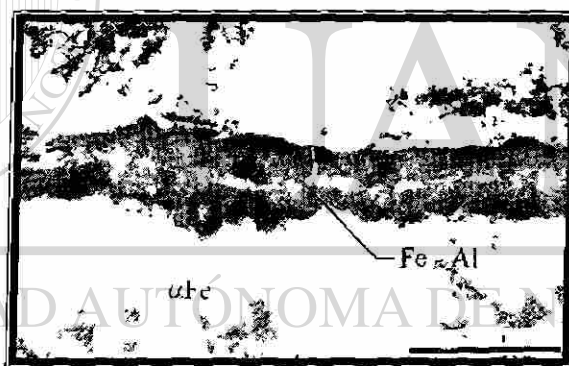


Figura 2.10. – Micrografía de la capa de inhibición Fe-Al en un recubrimiento GA^[59].

La concentración a esperar de Al en el recubrimiento, sin considerar la capa interfásial sería la del baño, sin embargo sólo el 0.05% de Al es soluble en Zn a temperatura ambiente, por lo que el enriquecimiento en Al se dará en las fronteras de grano de Zn o en las regiones interdendríticas^[57].

Mayores cantidades de Al pueden agregarse al baño con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión a través de la formación de microestructuras bifásicas en el recubrimiento que forman productos de corrosión más pasivos. Dos aleaciones de este

tipo se trabajan actualmente a nivel comercial, el galfan que trabaja con la composición eutéctica 5% Al y 95% Zn, y el galvalume que utiliza un 55% de Al. Debido a que el galfan tiene un punto de fusión menor que el Zn puro la reacción exotérmica no es problema, sin embargo la situación es diferente para un 55% Al con un punto de fusión mayor a 600°C, por lo que se le agregan pequeñas cantidades de Si a la formula del galvalume ^[50]. La Figura 2.11 muestra el diagrama de equilibrio Al-Zn.

Controlar el Al en el baño de Zn resulta complicado por el hecho de que el Al está presente en dos formas dentro del baño, disuelto en la fase líquida de Zn y formando partículas intermetálicas. Al aluminio en solución líquida se le conoce como Al efectivo o activo y es el responsable de inhibir la reacción Fe-Zn durante el galvanizado ^[33,54].

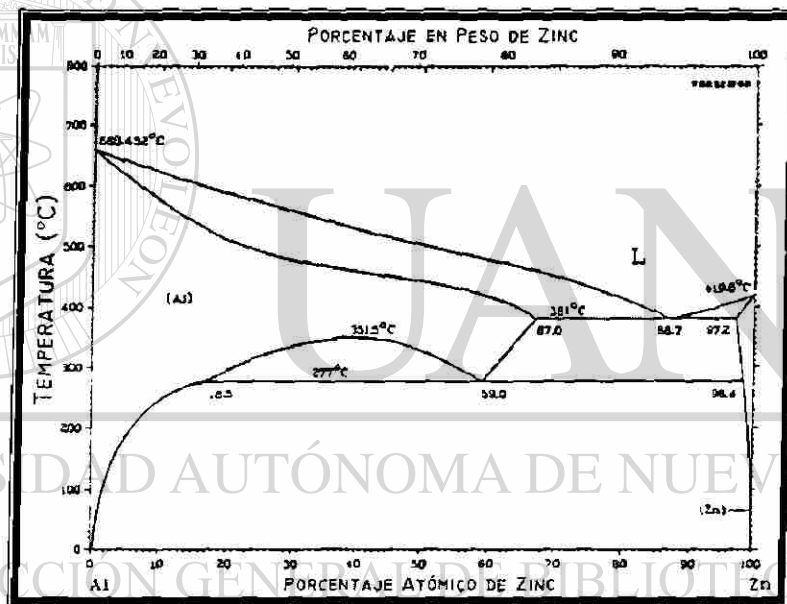


Figura 2.11. – Diagrama de equilibrio del sistema de fases binario Al – Zn ^[33].

2.4.3 Inhibición de las reacciones Fe-Zn.

La inhibición de la formación de compuestos de Fe-Zn puede ser el resultado del desarrollo de una capa continua del compuesto que está en equilibrio en el baño de Zn, que puede ser ζ , δ , o Fe_2Al_3 dependiendo del contenido de Al en el baño. Donde de acuerdo al diagrama ternario de fases Zn-Fe-Al (Figuras 2.12 y 2.13) el equilibrio de las interfases solamente será alcanzado una vez que hayan aparecido todos los



intermetálicos de Fe-Zn, quedando en equilibrio termodinámico la fase δ , el hierro α y la capa de la fase Fe_2Al_5 . El origen de la capa de inhibición dependerá de la concentración de Al en el baño, donde de acuerdo al diagrama el contenido mínimo de Al necesario para un efecto completo de inhibición por $Fe_2Al_5Zn_x$ es aproximadamente de 0.15% en peso de Al a 450 °C, que es ligeramente mayor que la concentración correspondiente al cambio de fase δ a $Fe_2Al_5Zn_x$ [33]. La Tabla 2.2 resume las microestructuras encontradas en el galvanizado basadas en el contenido de Al e indica que sólo la fase $Fe_2Al_5Zn_x$ (η) es capaz de inhibir la formación de compuestos intermetálicos de Fe-Zn [33].

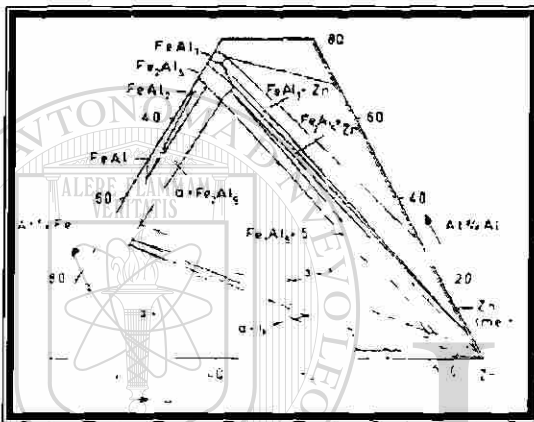


Figura 2.12. – Diagrama de equilibrio de fases ternario Zn-Fe-Al a 450°C [33].

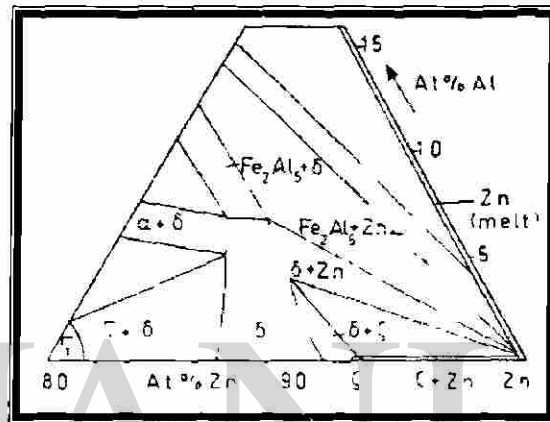


Figura 2.13. – Esquina rica en Zn del diagrama de fases Zn-Fe-Al a 450°C [33].

Tabla 2.2. – Resumen de microestructuras encontradas en recubrimiento galvanizado continuo basadas en el contenido de Al [33].

Contenido Al (%)	Compuesto de Equilibrio	Intermetálicos en el Recubrimiento	Características de Capa de Aleación	Tasa de Nucleación (núcleos/s)	Tasa de Crecimiento (µm/s)
0-100	ζ	$\zeta / \delta / \Gamma / \Gamma$	Continua	$\zeta \approx 10^{18}$	Hasta ≈ 10
0-100-0-135	δ	$\zeta \delta \Gamma \Gamma$	Con huecos	$\zeta \approx 10^{18}$	≈ 1
0-135-0-40	η	Mayormente ζ	Discontinua	$\zeta \approx 10^{15}$	$\zeta \approx 0.5$ $\eta \approx 0.05$
0-140-0-145	η	$\zeta - \eta$	Disolución de ζ	$\zeta, \eta \approx 10^{12}$	$\zeta \approx 0.1$ $\eta \approx 0.05$
0-145-0-150	η	Mayormente ζ	Disolución de ζ	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$
> 0.150	η	η	Inhibición Completa	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$

El período de incubación termina con la fractura de la capa inicial, seguida por un rápido ataque al acero del sustrato. Por esta razón, en la producción comercial el tiempo de inmersión se mantiene por debajo del período de incubación obteniendo un producto altamente dúctil ^[50].

2.4.4 Formación de escoria.

La formación de escoria en el baño de una CLG incrementa el consumo de Zn y reduce la calidad del recubrimiento y la eficiencia de línea de producción ^[60]. La escoria se forma en el baño a partir de las reacciones entre Fe, Al y Zn, y se define como una aglomeración de compuestos intermetálicos de Fe-Al o Fe-Zn ^[61], que tiende a formarse en la paila cuando el Al y el Fe están presentes en concentraciones superiores al límite de solubilidad. Los compuestos intermetálicos problemáticos se identifican como escorias superiores o flotantes ($Fe_2Al_5Zn_x$) con una densidad menor que la del zinc líquido y escorias inferiores de fase δ (Fe/Zn_7) saturada de Al en el fondo de la paila ^[33]. Las Figuras 2.14 y 2.15 corresponden a microfotografías de partículas intermetálicas o escoria, en cuyo análisis se identificaron dos tipos de intermetálicos: las partículas grandes y grises formando fase δ (2.11% Al, 6.26% Fe, 91.63% Zn), mientras que las partículas pequeñas y negras son $Fe_2Al_5Zn_x$ (40% Al, 40%Fe, 20% Zn).

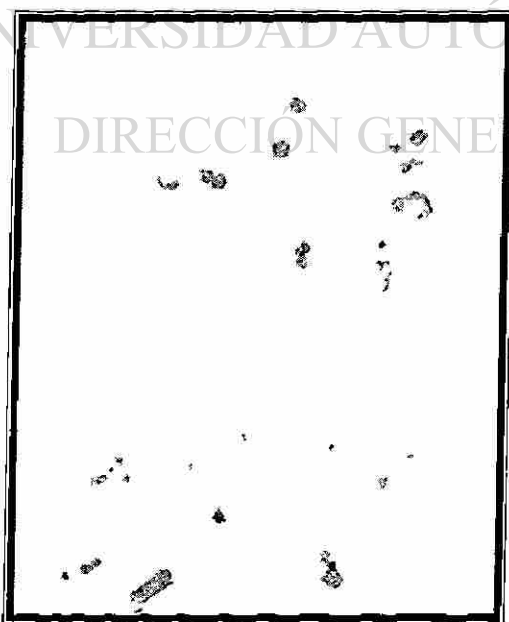


Figura 2.14. – Micrografía óptica de partículas de escoria ^[52].



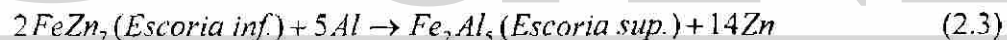
Figura 2.15. – Imagen de partículas de escoria obtenida por SEM ^[52].



La cristalización de escorias es inevitable incluso si se mantiene una adecuada química en el baño ^[61], ya que su formación y movimiento se relaciona con la adición de Al en el baño, la disolución de Fe procedente de la lámina y la falta de homogeneidad en la mezcla y uniformidad en las temperaturas ^[61-62].

Según Ajersch F. y col. ^[61] en operaciones inestables del baño de una línea de producción de galvanizado (Al > 0.16%) se presentarán solamente partículas de escoria superior (Fe₂Al₅), mientras que en las de líneas de GA (0.13 – 0.14% Al) generalmente se presentarán ambos tipos de escorias, con escorias de tipo superior pequeñas en proceso de disolución y grandes escorias de tipo inferior ^[61].

El levantamiento de escoria es la mayor causa de defectos en el recubrimiento durante las transiciones de GA a galvanizado, ya que la concentración de escoria en el baño durante la transición es alta pues la escoria inferior acumulada se transforma en escoria flotante ascendiendo a la superficie. Además el Al se incrementa rápidamente durante la transición disminuyendo la solubilidad del Fe y resultando en la formación de un gran número de pequeñas partículas de escoria ^[62]. Donde la reacción está gobernada por la Ecuación (2.3) ^[54].

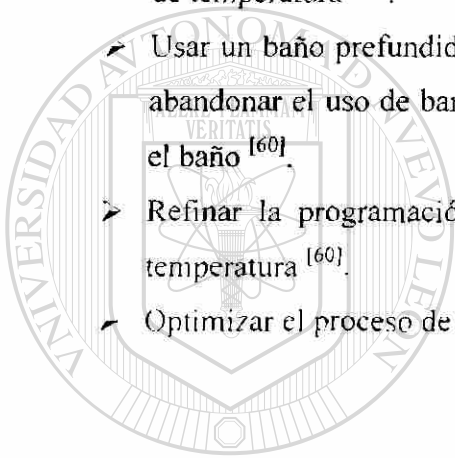


Se puede apreciar que la cantidad y tamaño de las partículas de escoria formadas en la transición dependerá de muchos factores, como la cantidad y tamaño de la escoria inferior acumulada, el proceso de adición de Al y el control de la temperatura del baño durante la transición. Sin embargo la severidad del levantamiento de escoria puede ser controlada y remediada optimizando el manejo del baño y la programación de productos durante los cambios de campaña de GA a galvanizado ^[62].

Se mencionan algunas prácticas usadas para reducir la formación de escoria en el baño al reducir el contenido de Fe y Al o bien minimizando los cambios en la distribución de temperaturas en la paila ^[60].



- Mantener la temperatura de entrada de la lámina apenas ligeramente arriba que la temperatura del baño para compensar parcialmente la pérdida de calor en el baño ^[60].
- Mantener el contenido de Al marginalmente arriba del punto de inflexión en la producción de GA para asegurar que las partículas intermetálicas formadas sean en su mayoría del tipo de escoria superior ^[60].
- Eliminar el uso de bloques muy grandes: fundir un bloque de 1 Ton produce una caída de 10°C en la temperatura de 60 Ton de Zn fundido si no se está calentando el baño ^[60].
- Mantener los inductores operando constantemente para minimizar las fluctuaciones de temperatura ^[60].
- Usar un baño profundido para minimizar el impacto de la carga en su temperatura y abandonar el uso de barras aclaradoras (10% Al-Zn) como fuente principal de Al en el baño ^[60].
- Refinar la programación de producción para minimizar las variaciones de Al y temperatura ^[60].
- Optimizar el proceso de limpieza del baño para remover los finos de Fe ^[60].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

150556

2.5 TERMOGALVANIZADO.

Los recubrimientos termogalvánicos (GA) son en esencia recubrimientos que han difundido al exponer al acero galvanizado a una temperatura de recocido de 538 – 565°C por un cierto tiempo a través de un horno colocado directamente sobre la paila, permitiendo la difusión y aleación del Zn del recubrimiento con el Fe del acero cuyo resultado final es un recubrimiento con una aleación 90% Zn y 10% Fe [33,63-65]. La Figura 2.16 muestra el esquema de un recubrimiento GA obtenida por microscopía electrónica de transmisión (TEM) y por microscopía electrónica de barrido (SEM). Donde la principal diferencia entre ambas es que en la observación realizada en el SEM desaparece la fase Γ_1 y la fase ζ aparece continua, mientras que esto no sucede en la observación realizada en el TEM [59].



Figura 2.16. – Esquema de un recubrimiento GA obtenida por a) TEM, b) SEM [59].

Se ha incrementado el uso de los recubrimientos GA en la industria automotriz debido a su mejor soldabilidad y pintabilidad, además de que los paneles de GA pintados también presentan una excelente resistencia a la corrosión [59,64-66]. Sin embargo los compuestos intermetálicos que caracterizan a los recubrimiento GA son frágiles y tienden a formar polvos durante las operaciones de formado. Para reducir la tendencia a formar polvos en estos recubrimientos es necesario tener un buen control sobre el ciclo térmico del GA, la química del baño y el peso del recubrimiento [64].



La resistencia a la corrosión y la soldabilidad del GA dependen de la composición en el recubrimiento, particularmente de la fase δ sin ser afectadas por la presencia de otras fases, mientras que la formabilidad depende de la estructura del recubrimiento por lo que resulta sensible a la presencia de fases con diferentes propiedades mecánicas como la fase ζ que es suave y genera esfuerzos de corte mayores, o la fase Γ que es frágil y dura, el aumento en el espesor de ambas fases disminuye la formabilidad del recubrimiento al provocar su desprendimiento durante el formado [65].

La sección transversal de la microestructura en un recubrimiento GA se clasifica como sigue [33]:

- Tipo 0 – subaleado, conteniendo principalmente fase ζ .
- Tipo 1 – óptimo, con una fase gamma menor a $1\mu\text{m}$ y una sobrecapa de fase δ con pequeños cristales entremezclados de fase ζ .
- Tipo 2 – sobrealeado, con fase gamma $> 1\mu\text{m}$ y una sobrecapa de fase δ agrietada en los planos basales y ocasionalmente una capa superior de fase ζ .

2.5.1 Cinética de fases.

Ensegunda se describe la secuencia de formación del recubrimiento GA (Figura 2.17), sin embargo se aclara que ésta depende de los parámetros de proceso, la composición del baño y del sustrato de acero [33].

- t_0 – Se desarrolla la capa interfásica inhibitoria de Fe-Al en el acero durante la inmersión cuya eficiencia dependerá del contenido de Al, el tiempo de inmersión y la temperatura del baño [33].
- t_1 – Se rompe la capa de inhibición durante el recocido provocando nucleación y crecimiento de fase δ en la interfase, donde la rapidez de ataque de Zn dependerá de los aleantes del sustrato y la temperatura de recocido [33].
- t_2 – Difusión y crecimiento columnar de la fase δ y transformación de la fase ζ en fase δ . Formación de fase Γ en la interfase del acero y posible nucleación en la interfase del líquido de nueva fase ζ por sobresaturación de Fe [33].



- t_3 – A mayores tiempos de recocido ocurre un agotamiento del Zn y consumo de la fase η en el recubrimiento, la fase δ continua creciendo y empujando a la fase ζ a la superficie y manteniendo constante el espesor de la fase Γ ($1\mu\text{m}$) [33].
- t_4 – A mayores tiempos de recocido continua el crecimiento difusional de la fase δ consumiendo a la fase ζ , mientras se mantiene constante el espesor de Γ ($1\mu\text{m}$) [33].
- t_5 – Al alcanzar la superficie la fase δ sirve como el lado rico en Zn para el par de difusión Fe-Zn permitiendo el crecimiento de la fase Γ a expensas de la fase δ [33].

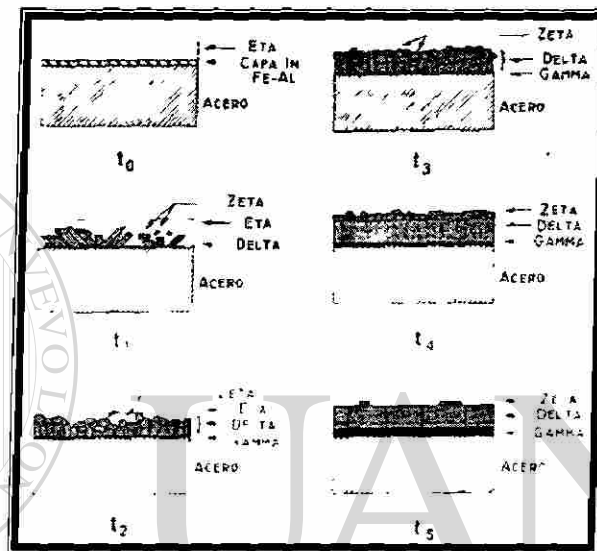


Figura 2.17. – Secuencia de formación del recubrimiento GA [33].

2.5.2 Parámetros del proceso.

Además de las variables asociadas al proceso de galvanizado por inmersión en caliente como el contenido de aleantes en el sustrato o la temperatura y composición del baño, una variable de gran importancia en el proceso de GA es la velocidad de la línea que controla las variables dependientes del proceso como son: la temperatura y el tiempo de sostenimiento y las velocidades de calentamiento y enfriamiento [33].

La adición de Al en el baño prolonga el período de incubación e inhibe la reacción Fe-Zn tanto como es posible, sin embargo una vez que la reacción ha comenzado el contenido de Al favorece el crecimiento de la fase δ sobre el de la fase ζ [65]. Por lo tanto el contenido de Al en el baño debe ser lo suficientemente alto para permitir la formación



de la capa inhibidora controlando el espesor del recubrimiento a la vez que permite que las partículas formadas en el baño floten, pero no debe ser tan alto que impida el desarrollo de las reacciones Fe-Zn durante el recocido en el proceso de GA [33].

Por otro lado la velocidad de calentamiento durante el proceso de GA debe ser lo más alta posible para limitar el crecimiento de las fases ζ y Γ [33]. Para lograr una microestructura óptima en el recubrimiento se debe tener un excelente control sobre la formación de la capa inhibidora en la inmersión, así como sobre su posterior rompimiento y la nucleación y crecimiento de las fases Fe-Zn durante el recocido. Donde el espesor, composición e identidad de estas fases son controlados por la concentración de Al efectivo y la química del sustrato [66].

El proceso de rompimiento de la capa inhibidora en la reacción de GA inicia en las fronteras de grano de ferrita, al enriquecerse con Zn, para luego enriquecer toda la capa. Para lograr esto es necesario recalentar la lámina reiniciando así la reacción de difusión Fe-Zn al romperse la capa de inhibición Fe-Al rápidamente [66].

Por su parte la química del sustrato puede influenciar la microestructura del GA a través de fenómenos como el enriquecimiento superficial debido a oxidación selectiva, la formación de capas intermetálicas por elementos del sustrato y la reducción de óxidos superficiales por el Al en el baño. Además se ha propuesto que el C y P del sustrato retardan la reacción de aleación entre el Fe y Zn durante el proceso GA, proponiéndose que estos elementos segregan a las fronteras de grano limitando la difusión de los átomos de Zn en el sustrato de ferrita. Mientras que adiciones de Ti en el sustrato promueven la reacción de aleación al reducir el C libre [66].

2.5.3 Integridad del recubrimiento.

La ductilidad del recubrimiento depende de varios factores como el tamaño de grano, orientación cristalográfica, temperatura, espesor y composición de fases de la capa de compuestos intermetálicos. Los recubrimientos de Zn fallan como resultado de



la remoción de partículas durante el formado, donde las fallas en los recubrimientos se clasifican en ^[33]:

- Polvos – formación de partículas por grietas en el recubrimiento que producen partículas más pequeñas que el espesor del recubrimiento ^[33].
- Hojuelas – formación de partículas planas al separarse la interfase con el sustrato por falta de cohesión produciendo partículas de tamaño similar al espesor ^[33].
- Asperezas – daño resultante por partículas adheridas a la superficie de la herramienta que posteriormente rayan o se adhieren al recubrimiento ^[33].
- Fractura – fractura a través de la interfase sin existir problemas de cohesión ^[33].

La generación de polvo en el recubrimiento durante el formado está en función de muchos parámetros relacionados a las prácticas de producción, aunque probablemente la característica del recubrimiento con mayor impacto en la formación de polvos sea su espesor, ya que la cantidad de polvos aumenta directamente al incrementar el espesor del recubrimiento ^[63]. La Figura 2.18 muestra un esquema de la formación de polvos.



Figura 2.18. –Formación de polvos y hojuelas en el recubrimiento GA ^[33].

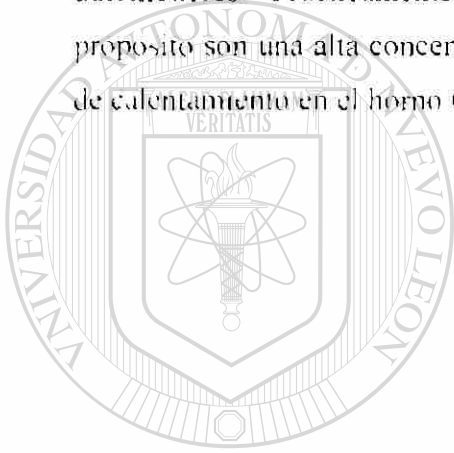
La formación de polvos en el recubrimiento es función de la microestructura, en la cual se deben considerar el tamaño relativo de las tres fases y no solo el espesor de la fase Γ o la razón de fases ζ / δ . Mientras que el contenido de Fe en el recubrimiento es también un factor importante en la generación de polvos, donde valores mayores al 10% aumentan significativamente la tendencia a la formación de polvos ^[64].

Al someter un material recubierto bajo condiciones de deformación donde se produzcan esfuerzos de corte por deslizamiento, se deben reducir el espesor de las fases ζ y Γ , con el fin de evitar la alta formación de polvo. Como la resistencia a formar polvos de recubrimientos GA está en función del espesor del recubrimiento y la fase Γ ,



donde el esfuerzo de corte es proporcional a la suma de la dureza multiplicada por el espesor de la capa. la resistencia al desprendimiento del recubrimiento dependerá principalmente de la capa mas dura Γ y del espesor total del recubrimiento ^[65]. Sin embargo a pesar de ser la zona más frágil en el recubrimiento GA, la fase Γ no es crucial en la generación de polvo si se limita a un espesor pequeño ^[63].

Entonces el acero recubierto GA deberá reducir los espesores de las fases ζ y Γ tanto como sea posible, además de tener una estructura predominantemente compuesta por fase δ , con el fin de alcanzar la formabilidad necesaria para aplicaciones automotrices. Prácticamente las condiciones de procesamiento ideales para este proposito son una alta concentración de Al en el baño de Zn fundido, una alta velocidad de calentamiento en el horno GA y una temperatura de recocido cercana a 500 C ^[65].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



2.6 GALVANIZADO DE ACEROS IF.

Los aceros IF ofrecen ventajas significativas como producto laminado recubierto con excelente formabilidad y alta resistencia. Sin embargo, la presencia de elementos en solución tan reactivos como el Ti o Nb tienen una gran influencia en el proceso de recubrimiento. Está claro que las propiedades de cualquier recubrimiento dependerán de su microestructura, específicamente de la microestructura desarrollada de la reacción superficial inicial en el baño. Los aceros IF Ti y IF Ti-Nb proveen límites de grano libres de intersticiales que aceleran las reacciones en la interfase Fe-Zn. Por otro lado, la termodinámica dice que un elemento reactivo como el Ti tenderá a formar óxidos superficiales durante el proceso de recocido continuo ^[67].

Como resultado de la estabilización del C y N en los aceros IF utilizando Ti, la presencia de superficies y fronteras de grano altamente reactivas incrementa la presencia de estructuras tipo explosión en los aceros IF durante el galvanizado, consecuentemente los substratos con aceros IF tienen una influencia significativa sobre la cinética de formación del recubrimiento ^[67].

2.6.1 Efectos superficiales.

Investigaciones sobre la superficie de hojas de acero tratadas han demostrado que ocurre una oxidación selectiva de los elementos Mn, Si, Al, V, Cr y Ti concentrándose los óxidos en los límites de grano. Donde las partículas de óxido sobre la superficie pueden influenciar la formación de recubrimientos de Zn al disminuir la mojabilidad de la superficie y proveer una barrera a la difusión necesaria para la formación de los compuestos intermetálicos Fe-Zn ^[67].

Los óxidos no forman una capa continua sino que están presentes en forma de islas, en el caso de aceros estabilizados con Ti, el TiO_2 estará presente en la superficie como una fase independiente menor a 10nm, mientras que para los aceros estabilizados con Nb, el óxido de Nb no se presenta en la superficie ^[67].

En un estudio reciente [67], se encontró que el alto contenido de Ti favorece la formación de aleaciones dentro del baño, debido a que el incremento de Ti provee una mayor cantidad de Ti libre que permite aumentar el enriquecimiento superficial.

Se ha documentado que en baños con bajo Al ($< 0.25\%$), al galvanizar aceros IF resultan áreas localizadas de crecimiento acelerado de fases Fe-Zn, conocidas como estructuras tipo explosión, las cuales se forman directamente durante el galvanizado e influyen adversamente las propiedades y microestructura del recubrimiento [67]. La Figura 2.19 muestra un esquema de la formación de una estructura tipo explosión, mientras la Figura 2.20 muestra el posterior desarrollo de la capa de Zn.

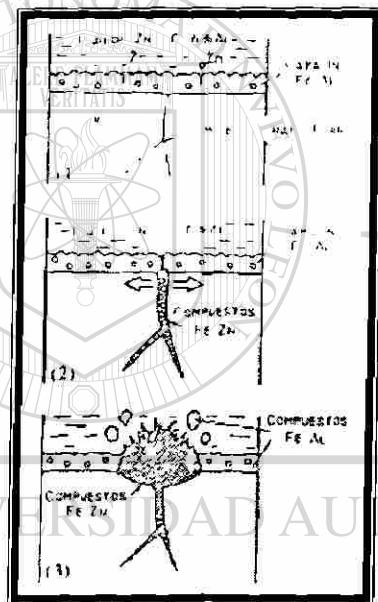


Figura 2.19. – Formación de una estructura tipo explosión [67].

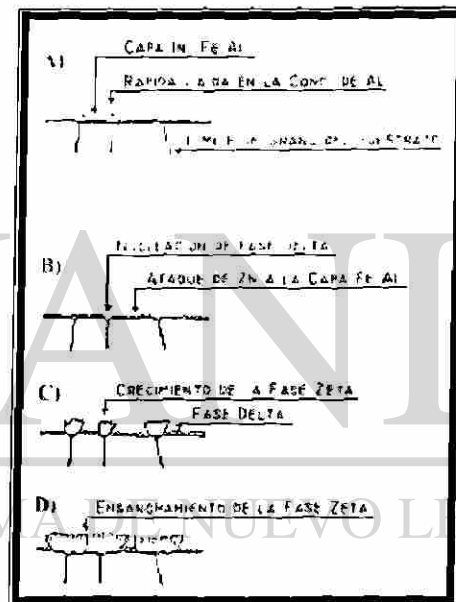


Figura 2.20. – Formación de compuestos Fe-Zn posterior a la explosión [67].

2.6.2 Morfología.

Se ha demostrado que el contenido de C en hojas de acero está inversamente relacionado con la rapidez de aleación en el recubrimiento, es decir que conforme el contenido de C aumenta la rapidez de aleación disminuye. Sin embargo, el efecto de inhibición del C decrece durante la formación de carburos lo cual indica que el carbono en solución es la variable en cuestión y no el contenido total de carbono. Otra consideración química del substrato es el efecto del P, el cual es el mayor elemento de

aleación en la producción de aceros HSLA usados en aplicaciones automotrices. El P segrega a los límites de grano especialmente en presencia de formadores de C disminuyendo la actividad termodinámica de los límites de grano del sustrato y retardando el crecimiento de las capas de Fe-Zn [67].

Un recubrimiento completamente aleado aparece a mayores valores de tiempo y temperatura. La Figura 2.21 muestra la cinética de formación con dos diferentes contenidos de Al en el baño y dos tipos de acero (DQSK y IF-Ti), donde el tiempo para lograr una estructura completamente aleada es mayor para mayores valores de Al en el baño. Además se puede apreciar que la adición de Ti reduce la temperatura y el tiempo necesarios para la obtención de un recubrimiento completamente aleado. La Figura 2.22 muestra el efecto de la adición de un 0.11% Ti en peso sobre el tiempo de formación un recubrimiento completamente aleado. Mientras que la Figura 2.23 muestra un resultado similar para un sustrato IF Ti-Nb con 0.14% Al en el que la adición de Nb parece incrementar grandemente la reacción cinética [67].

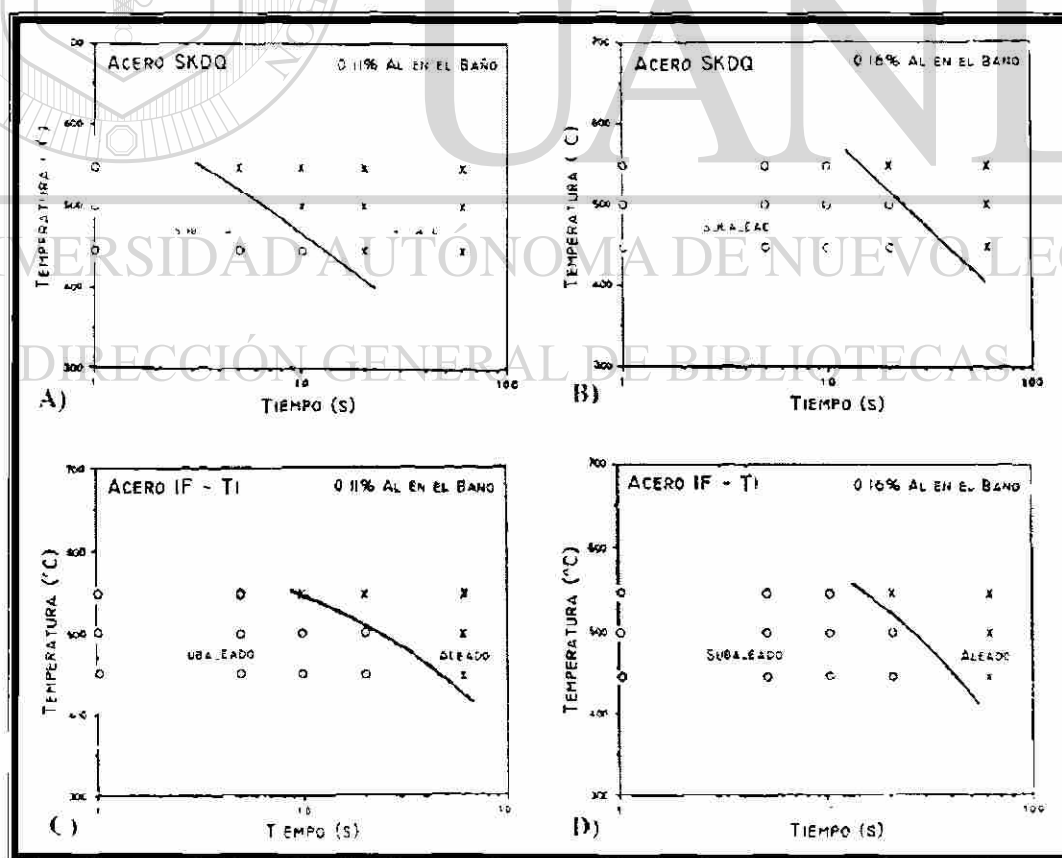


Figura 2.21. – Efecto del Al en la cinética de formación de dos aceros (IF y SKDQ) [67].

Recientemente se ha demostrado que bajas temperaturas de sostenimiento ($< 500^{\circ}\text{C}$) y bajos contenidos de Al en el baño resultan en una muy buena resistencia a la formación de polvos en los aceros IF con recubrimiento GA. Sin embargo, también se ha demostrado que a mayores temperaturas de sostenimiento con un tiempo de empapado muy corto podría igualmente producir un buen recubrimiento ^[67].

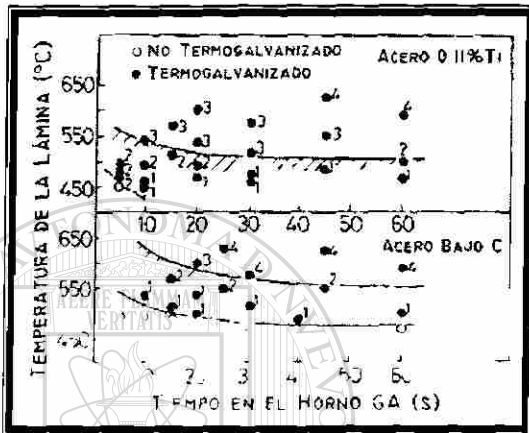


Figura 2.22. – Efecto de la adición de Ti sobre la cinética de formación del GA ^[67].

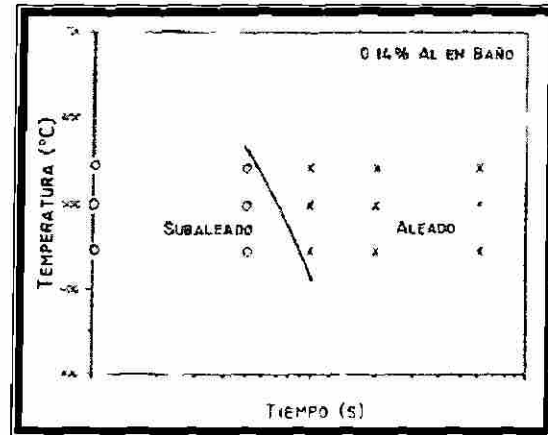


Figura 2.23. – Efecto de la adición de Nb sobre la cinética de formación del GA ^[67].

2.6.3 Consideraciones adicionales.

Los efectos del endurecimiento por horneado en los aceros IF incrementan a mayor disolución y retención del carbono en solución sólida del acero, así como con el tamaño de grano. Por lo que el efecto del BH en los aceros IF se incrementa con ^[67]:

1. Bajos valores de la razón Nb C (< 1).
2. Altas temperaturas de recocido ($\geq 850^{\circ}\text{C}$)
3. Enfriamiento rápido ($\geq 20^{\circ}\text{C/s}$), para prevenir la precipitación.
4. Evitar sobreenviejamiento en línea.

Además para su procesamiento en una CGL es necesario tener un enfriamiento suficientemente rápido entre la temperatura de la paila (450°C) y los 200°C para evitar la precipitación del C en solución como Fe_3C . Con todo esto, las variables de proceso críticas del ciclo térmico requeridas para obtener carbono en solución pueden tener un

fuerte efecto sobre el galvanizado y el termogalvanizado, particularmente sobre la cinética de reacción de las aleaciones Fe-Zn ^[67].

En los aceros IF HSS adicionados con alto P se utilizan pequeñas cantidades de B para evitar la segregación del P a los límites de grano que perjudiquen la formabilidad del material. Por lo que la reactividad de los límites de grano de los aceros IF HSS adicionados con P y B afectará significativamente las reacciones cinéticas en el baño de galvanizado y más adelante la formación de los compuestos intermetálicos durante el termogalvanizado ^[67].

En los aceros IF estabilizados con Nb o Ti el proceso de recubrimiento GA reduce el valor r_{Fe} (≈ 0.20) y la elongación total ($1 - 1.5\%$). Tanaka y col. ^[67], sugieren que se debe redefinir la composición y el procesamiento con el fin de compensar el decremento en las propiedades del material, para lo cual se recomienda lo siguiente ^[67]:

1. Reducir el nivel de C $\leq 0.0024\%$.
2. Usar un tratamiento termomecánico.
3. Recocer a altas temperaturas ($860 - 870^{\circ}\text{C}$).

CAPÍTULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA.

3.1 INTRODUCCIÓN.

La soldadura por resistencia (RW por su nombre en inglés, resistance welding) abarca los procesos de soldadura en que el calor utilizado para unir las piezas es generado por la resistencia ofrecida por esas mismas piezas al paso de una corriente eléctrica. Dentro de esta familia se encuentra la soldadura por puntos (RSW por su nombre en inglés, resistance spot welding) que ocurre a través de la fusión localizada y coalescencia de un pequeño volumen de material debido al calentamiento generado por el paso de una alta corriente eléctrica mantenida durante un lapso de tiempo. La fusión tiene lugar en la interfase entre las piezas metálicas mientras se mantienen juntas a través de una presión aplicada por los electrodos que suministran la corriente^[68-73], y difiere de otras formas de soldadura en que no utiliza elementos adicionales como varillas de relleno o fundentes produciendo una soldadura muy limpia^[68.73].

Las superficies de contacto son calentadas por un corto pulso de corriente de bajo voltaje y alto amperaje, produciendo un botón de soldadura^[70-73]. Donde el metal líquido es contenido por la presión aplicada por la punta de los electrodos y el metal sólido que le rodea, refinándose el grano en el botón como efecto de la tasa de solidificación resultante^[78], mientras que el tamaño y la forma de las soldaduras individuales dependerán principalmente del tamaño y el contorno de las caras de los



electrodos ^[70], que son generalmente hechos de cobre, ya que el cobre presenta una baja resistencia eléctrica y una alta conductividad térmica, lo cual asegura que el calor se genere en la pieza de trabajo y no en los electrodos ^[68-73]. La Figura 3.1 muestra un esquema del proceso de soldadura por puntos.

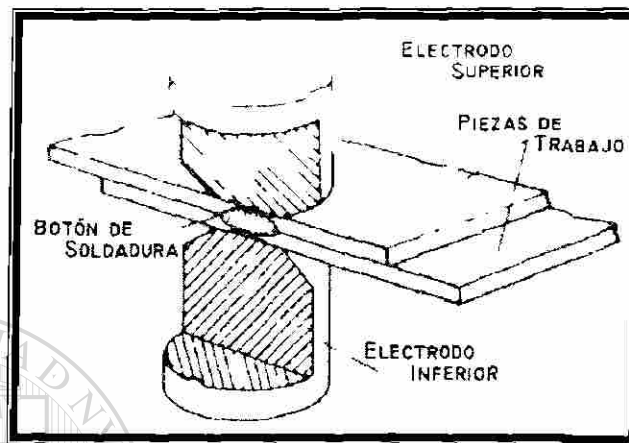


Figura 3.1. – Esquema del proceso de RSW ^[70].

El calor generado dependerá de la resistencia eléctrica, la conductividad térmica del metal y el tiempo de aplicación de corriente ^[68-71]. Concentrándose la mayor resistencia en la zona de contacto entre las dos piezas a unir debido al contacto de asperezas y la contaminación superficial, por lo que es allí donde tiene lugar el calentamiento y la posterior fusión del material ^[69].

La RSW fue inventada hace más de un siglo y con el tiempo ha evolucionado en un proceso de manufactura muy simple, de fácil automatización y que requiere un mínimo de mantenimiento ^[74]. Su principal uso es la unión de hojas de metal traslapadas cuando no se requiere una unión hermética, normalmente su uso comercial se limita para laminas con espesores de hasta 6.4mm ^[68-71]. Por sus características es el proceso de soldadura preferido para la manufactura de artículos de producción en masa, de hecho es el principal proceso de soldadura utilizado en la industria automotriz ^[71-73-74]. Las principales ventajas del proceso de RSW son que permite altas velocidades de operación, es fácil automatizar y de adaptarse a grandes líneas de producción junto a otros procesos de operación, además de ser muy económica y requerir un mínimo de mantenimiento ^[71-73].



Según Mitchell y Chang ^[75], las características de las operaciones de soldado prevalecientes en la industria automotriz actual incluyen ^[75]:

1. Un incremento constante en el uso del proceso de RSW.
2. Un alto volumen de producción.
3. Una alta inversión de capital y costo de herramientas.
4. Materiales que no pueden ser identificados por lote.
5. Determinación de la calidad de la soldadura a través de ensayos de arranque.

La RSW domina ampliamente la fabricación del cuerpo y partes estructurales en la mayoría de los autos. Hay en promedio entre cuatro y seis mil puntos de soldadura en el cuerpo y los componentes de un automóvil ordinario ^[75], donde aproximadamente el 50% de ellos es realizado por soldadoras múltiples automáticas, mientras que para el resto se utilizan soldadoras del tipo portátil ^[75]. Las grandes líneas de fabricación hacen rutinariamente más de dos millones de puntos de soldadura en un turno ^[73], mientras que un equipo manual de alto volumen produce arriba de diez mil puntos en las mismas ocho horas ^[75].

La RSW es económicamente el mejor de los procesos de fusión gracias a su alta velocidad de operación, pues normalmente una soldadura se realiza en fracción de segundos limitando el proceso a las velocidades de alimentación del material, desarrollando altas tasas de producción con equipo que cuesta aproximadamente lo mismo que el equipo de soldadura por arco, además el proceso puede ser fácilmente automatizado y existe una gran variedad de equipo en el mercado ^[68]. Si se incluyen los costos totales por adquisición y mantenimiento del equipo y consumo de electrodos el costo redondeado de la RSW es de 5 ¢ de dólar por punto de soldadura, considerando el promedio de puntos de soldadura realizados en un auto moderno resulta en un total de aproximadamente 200 a 300 dólares por carro ^[35].



3.2 FUNDAMENTOS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.

Las operaciones de soldadura por puntos envuelven la aplicación coordinada de corriente eléctrica y presión mecánica de magnitud y duración apropiadas [72-73,76]. La secuencia de operación debe desarrollar suficiente calor para llevar el volumen de metal confinado al estado líquido, para luego enfriarlo rápidamente mientras se aplica la fuerza suficiente para unir las partes. Además la corriente y la presión deben ser lo suficientemente altas para formar el botón, pero no tanto como para provocar la expulsión de material, mientras que la duración debe ser lo bastante corta como para evitar el sobrecalentamiento de los electrodos [72].

Uno de los principios de la soldadura por resistencia es generar la energía calorífica rápidamente para minimizar la disipación del calor por conducción al material adyacente, lo cual se logra al pasar un alto valor de corriente a través de la zona de soldadura en un corto intervalo de tiempo. Mientras que otro principio es que la generación de calor sea mucho mayor en la zona de soldadura que en cualquier otro punto del circuito secundario [81].

3.2.1 Generación de calor.

El calor requerido para alcanzar los dos principios básicos es generado al hacer pasar una corriente a través de una resistencia eléctrica siguiendo la ley de Watt que se muestra en la Ecuación (3.1), donde W es la potencia en watts, I la corriente en amperes y R la resistencia en ohms [68,70].

$$W = I^2 R \quad (3.1)$$

Si esta potencia se mantiene durante un tiempo t (segundos), el calor generado en ohms se expresa conforme a la ley de Joule, mostrada en la Ecuación (3.2), siendo proporcional al producto del cuadrado de la corriente aplicada, la resistencia y el tiempo [68,71,72-73], donde parte del calor generado es utilizado para realizar la soldadura y el resto se pierde por conducción al metal circundante [72].

$$Q = I^2 R t \quad (3.2)$$



Hay dos tipos de resistencia eléctrica presentes en el circuito secundario de la máquina soldadora que son la resistencia de un volumen de material en el circuito y la resistencia interfásial de las superficies de contacto. La resistencia de un material ofrecida a la corriente directa se conoce como resistividad y es una función de la composición y las dimensiones del material y varía con la temperatura, mientras que la resistencia al paso de la corriente alterna es mayor debido a la presencia de corrientes parásitas de Eddy generadas en el interior del conductor, lo cual se conoce como efecto piel e incrementa al aumentar la frecuencia o el área transversal del conductor ^[68]. Por otro lado, la resistencia interfásial es la resistencia al paso de la corriente a través de las superficies de contacto de dos metales y varía significativamente con la composición de los metales, la condición superficial, el área de contacto y la presión aplicada ^[68-72].

Las resistencias que componen el circuito secundario de la soldadora se consideran en serie, al pasar la misma corriente a través de cada una de ellas, por lo que el calor generado será proporcional al valor de la resistencia en cada punto ^[68,72-73]. Si se utiliza una soldadora bien diseñada y se utilizan los electrodos adecuados la resistencia interfásial entre las dos piezas a unir es usualmente más grande que cualquier otra sección del circuito secundario generándose también más calor ^[68].

La Figura 3.2 muestra las resistencias en serie que forman el circuito secundario de una máquina soldadora por resistencia y las piezas de trabajo, el cual se compone al menos de las siguientes siete resistencias ^[68-73]:

1. Resistencia de volumen del electrodo superior.
2. Resistencia de contacto entre el electrodo superior y la lámina superior.
3. Resistencia de volumen de la lámina superior.
4. Resistencia de contacto entre las láminas superior e inferior.
5. Resistencia de volumen de la lámina inferior.
6. Resistencia de contacto entre el electrodo inferior y la lámina inferior.
7. Resistencia de volumen del electrodo inferior.

El calor es generado en las siete resistencias del circuito y no sólo en la interfase, en el que el flujo de calor desde la interfase es gobernado por el gradiente de temperatura establecido por la resistencia de los diferentes componentes del circuito. Los factores que afectan la cantidad de calor generado en la unión soldada a una corriente dada por unida de tiempo son las resistencias del metal soldado y los electrodos, las resistencias de contacto y las pérdidas de calor [72].

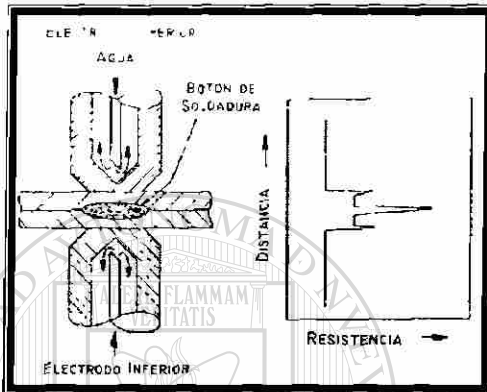


Figura 3.2. – Resistencias involucradas en el circuito secundario de la RSW [35, 69, 72].

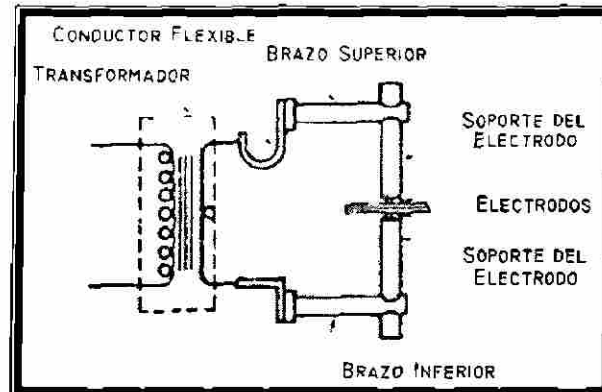


Figura 3.3. – Componentes del circuito eléctrico de una máquina soldadora por puntos [69, 72].

3.2.2 Equipo.

El equipo necesario para la RSW puede ser simple y barato o complejo y costoso dependiendo del grado de automatización deseado. Las máquinas soldadoras se componen de tres componentes básicos [68, 71-72]:

- *El circuito eléctrico* – compuesto por un transformador de corriente, un interruptor y un circuito secundario (Figura 3.3) que incluye los electrodos y las piezas de trabajo [68, 71-72].
- *El circuito de control* – que regula el inicio y la duración del flujo de corriente a través de la pieza de trabajo, así como la intensidad del mismo [68, 71-72].
- *El sistema mecánico* – que consiste del bastidor, aparatos y accesorios que aplican la fuerza y mantienen unidas las piezas de trabajo durante el proceso [68, 71-72].

El circuito eléctrico de las soldadoras puede ser de corriente directa o corriente alterna, siendo este último el más ampliamente utilizado, aplicando corrientes de 1.000 a 100.000 amperes dependiendo del tipo y espesor del material que se desea soldar [72].



Por su parte el sistema de control se divide en tres partes según su función: los contactores de potencia que conectan y desconectan la energía del circuito primario del transformador, el temporizador y el controlador de secuencia que controlan la secuencia y duración de los ciclos del proceso y elementos reguladores de corriente que controlan la salida de corriente en el secundario. Mientras el sistema mecánico debe ser capaz de aplicar una fuerza de forma rápida y controlada, para evitar que las caras de los electrodos se deformen al repetir el proceso cientos de veces [72].

3.2.3 Electrodo.

Los electrodos son los componentes del proceso de RSW que hacen contacto con las piezas de trabajo y conducen la corriente para efectuar la soldadura [68 72]. Los cuales desarrollan tres funciones importantes en el proceso de soldadura [68 72]:

1. Conducen la corriente aplicada a las piezas de trabajo.
2. Transmiten la fuerza y mantienen unidas las piezas de trabajo.
3. Disipan parte del calor de la zona de soldadura.

La primera función es eléctrica, para la adecuada selección de los electrodos se deben tomar muy en cuenta la conductividad térmica y eléctrica de los mismos considerando la resistencia del electrodo y su área de contacto con la pieza de trabajo.

La segunda función es mecánica, aquí hay que considerar que durante las operaciones de soldadura los electrodos están sujetos a esfuerzos considerables a elevada temperatura, lo cual es debido a que la corriente debe ser conducida y concentrada en una determinada área en donde se desarrolla una alta concentración de temperatura y fuerza, particularmente en las superficies de contacto. Para la tercera función los electrodos deben poseer una conductividad térmica mayor a la de los metales que están siendo soldados para que conduzcan el calor rápidamente hacia el exterior de la zona de soldadura [68].

El material de los electrodos debe tener una alta conductividad térmica y eléctrica y una resistencia de contacto lo suficientemente baja para prevenir que se quemé la



superficie de la pieza de trabajo y evitar la formación de aleación en la cara del electrodo, también deberá tener la adecuada resistencia a la deformación en condiciones de presión y temperatura elevadas, por lo que además se deben considerar la dureza y la temperatura de recocido ^[71].

Hay electrodos comerciales disponibles en varias aleaciones de cobre con propiedades mecánicas y físicas satisfactorias, donde generalmente a mayor dureza de la aleación se reduce su conductividad eléctrica y térmica, por lo que la selección del material de los electrodos es en base al compromiso de sus propiedades eléctricas y térmicas con el consecuente sacrificio en sus cualidades mecánicas. Por otro lado la resistencia a la deformación excesiva depende de la dureza y el límite proporcional de la aleación del electrodo. Mientras la forma y el tamaño de los electrodos serán determinados por el tipo y el espesor del material a soldar ^[72].

La forma del electrodo ha sido estandarizada por la Asociación de Fabricantes de Soldadura por Resistencia (RWMA por su nombre en inglés, Resistance Welding Manufacturer's Association) en las seis clasificaciones distintas que se muestran en la Figura 3.4 ^[68-69,71-72]. Durante la producción normal, los electrodos tienden a deformarse y achatarse incrementando el tamaño de la huella o impresión, de acuerdo a prácticas de la industria automotriz y normas internacionales se permite un crecimiento máximo de 30% en alguno de los electrodos sobre el valor del diámetro inicial ^[72].

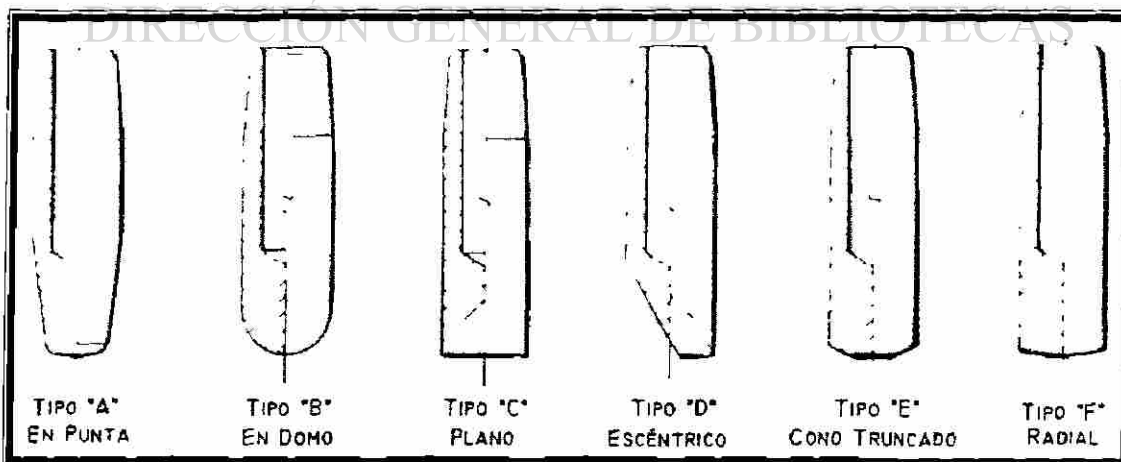


Figura 3.4. – Formas estandarizadas de los electrodos para RSW ^[68-69,71-72].



3.2.4 Disipación de calor.

Durante la soldadura se pierde calor por conducción hacia el metal base adyacente y hacia los electrodos en dos fases: durante la aplicación de corriente y después que la corriente ha cesado. La conductividad térmica y la temperatura del metal base determinan la velocidad a la cual se disipa el calor, por lo que materiales con una alta conductividad requieren altos valores de corriente que compensen la rápida disipación del calor. También se debe considerar que si los electrodos permanecen en contacto con las piezas de trabajo después de que cese la aplicación de corriente, enfriarán muy rápidamente el botón de soldadura templándolo, pero si son removidos rápidamente podrían ocasionar problemas con la solidificación del botón ^[72].

Los factores que afectan el enfriamiento de los electrodos son la rapidez de soldadura (número de puntos de soldadura por unidad de tiempo), el flujo de agua de refrigeración y la temperatura del electrodo. Disminuir la velocidad de soldadura y aumentar el flujo de agua alargan considerablemente la vida de los electrodos ^[69].

En cuanto al sistema de enfriamiento de los electrodos se recomienda que el flujo de agua sea de un mínimo de 4 l/min para soldar dos laminas de acero sin recubrir de 3.0mm o más, mientras que para materiales recubiertos se recomiendan flujos de agua mayores ^[73]. El arreglo del tubo interno de alimentación de agua debe ser tal que dirija el agua contra la pared trasera de la superficie de trabajo del electrodo, la temperatura del agua no debe ser mayor a 20°C a la entrada, ni mayor de 30°C a la salida ^[72].

Se ha encontrado que las temperaturas alcanzadas en la cara del electrodo en la soldadura por puntos de acero galvanizado (820 – 930°C), son mayores que las que se alcanzan al soldar acero no recubierto (540 – 640°C), por lo que requieren un mejor sistema de enfriamiento ^[69].



3.3 PARAMETROS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.

Para realizar una buena soldadura por puntos se deben cumplir dos condiciones, definir una serie de parámetros óptima que produzca las propiedades deseadas en la soldadura, e implementar un buen control para mantener las variables de proceso dentro de los intervalos necesarios para que la soldadura adecuada sea reproducible [73-74]. Por otro lado, los principales parámetros a controlar en una máquina de soldadura por resistencia son la corriente aplicada, el ciclo de soldadura y la fuerza del electrodo [69,73].

3.3.1 Ciclos de soldadura.

El ciclo típico de un proceso de RSW consiste básicamente de 4 fases, los cuales se muestran en la Figura 3.5 y se expresan en periodos de tiempo o ciclos ($1/60$ s), aunque no necesariamente se programan siempre todos los pasos o bien se repita algunos de forma complementaria [69,72].

- *Tiempo de sujeción* (ST por su nombre en inglés, squeeze time) – es el intervalo de tiempo entre la inicialización del proceso y la primera aplicación de corriente y permite que los electrodos desarrollen la fuerza completa y aseguren un buen contacto antes de la aplicación de corriente [69,72].
- *Tiempo de soldadura* (WT por su nombre en inglés, welding time) – es el intervalo de tiempo en que se aplica la corriente a las piezas de trabajo para formar el botón de soldadura [69,72].
- *Tiempo de sostenimiento* (HT por su nombre en inglés, hold time) – es el intervalo de tiempo durante el cual se mantiene la fuerza sobre las piezas de trabajo después del último pulso de corriente asegurando la coalescencia y enfriamiento del botón de soldadura [69,72].
- *Tiempo de apagado* (OT por su nombre en inglés, off time) – es el intervalo de tiempo durante el cual los electrodos se retiran de la pieza de trabajo para moverse hacia el lugar de la próxima soldadura, el término es utilizado principalmente en ciclos de soldadura repetitivos [69,72].

La corriente, durante el WT, puede alcanzar el nivel de soldadura abruptamente o a través de un incremento gradual, igualmente una vez transcurrido el WT se puede retirar la corriente en un solo paso o programando un período adicional de reducción gradual [69]. El incremento gradual de la corriente evita el sobrecalentamiento y la expulsión del metal que son causados por la alta resistencia de la interfase al inicio del WT, mientras que la reducción gradual de la corriente sirve para controlar la solidificación del botón evitando así la aparición de grietas [72]. Estos ciclos añaden tiempo adicional a la operación de soldado por lo que son inaceptables en la industria automotriz [69].

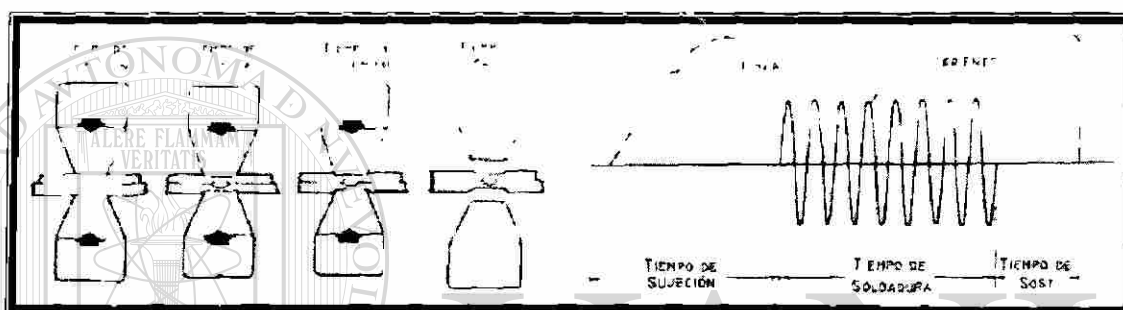


Figura 3.5. – Fases que componen un ciclo típico de RSW [68-69,72-73].

En ciertas aplicaciones se puede agregar uno o más de los siguientes procesos con el fin de mejorar las propiedades físicas y mecánicas del botón de soldadura [72].

1. Fuerza de precompresión para juntar las piezas de trabajo y los electrodos.
2. Precalentamiento para reducir el gradiente térmico al aplicar la corriente.
3. Fuerza de forja para consolidar el botón de soldadura y reducir la porosidad.
4. Tiempo de templado y normalizado – para mejorar las propiedades mecánicas del botón en aceros aleados.
5. Postcalentamiento – para refinar el tamaño de grano del botón en aceros.

3.3.2 Corriente de soldadura.

Normalmente las mediciones de corriente se realizan en el secundario del transformador, donde comúnmente se utilizan tres valores de medición; el pico de corriente que corresponde al máximo valor de corriente obtenido en cualquier medio



ciclo, la corriente promedio y la raíz cuadrada media de corriente (RMS), donde la RMS es el valor más usado en la industria automotriz ya que representa el calentamiento por el paso de la corriente ^[69]. La aplicación de corriente se puede realizar en un solo impulso continuo, o bien utilizando dos o más pulsos de corriente separados por lapsos de tiempo muy cortos, esta secuencia es usada para controlar la velocidad de calentamiento en la interfase cuando se está soldando material relativamente grueso ^[72].

3.3.3 Fuerza del electrodo.

La fuerza en el electrodo se establece variando la presión del aire del cilindro neumático y se mide por medio de una celda de carga ^[69]. La presión desarrollada en la interfase dependerá del área de contacto entre los electrodos y las piezas de trabajo. La fuerza aplicada tiene varias funciones: mantener unidas las piezas de trabajo, reducir la resistencia de contacto inicial en las interfases, suprimir la expulsión de metal fundido en la unión soldada y consolidar el botón de soldadura ^[72].

3.3.4 Resistencia del material.

La resistencia estática corresponde a las mediciones realizadas antes del proceso de soldadura utilizando bajos valores de corriente y son sensibles a los valores de corriente y fuerza aplicados. Mientras que la resistencia dinámica corresponde a las mediciones realizadas durante el ciclo de soldadura, donde el valor cambia continuamente en función de la temperatura ^[69].

En la resistencia dinámica, después de los primeros ciclos donde dominan los efectos de la resistencia superficial (mientras se ablanda la superficie y colapsan las asperezas), la resistencia dinámica es fuertemente dependiente de los cambios de la resistencia de volumen como función de la temperatura ^[69-73]. La Figura 3.6 muestra el esquema representativo de la curva dinámica típica desarrollada durante el proceso de RSW de un acero de bajo carbono con y sin recubrimiento.

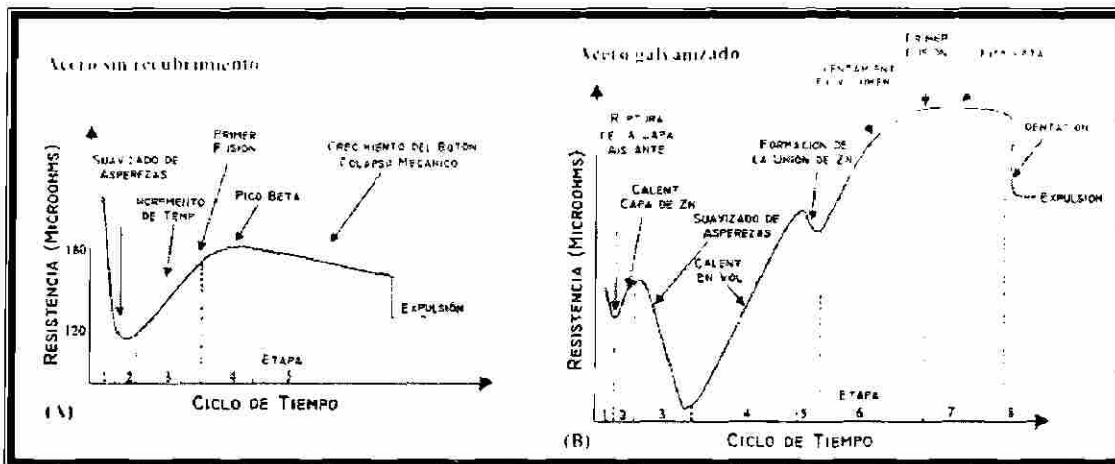


Figura 3.6. – Curva de resistencia dinámica del proceso de RSW para un acero bajo carbono sin (A) y con recubrimiento galvánico (B) [73].

3.3.5 Vida útil del electrodo.

El desgaste del electrodo ha sido señalado como el parámetro de mayor influencia en la calidad del botón de soldadura durante las operaciones de producción resultando en el decremento del diámetro del botón. Tradicionalmente, la vida útil del electrodo se define como el número de puntos de soldadura que se pueden realizar antes de que el diámetro del botón sea menor a un límite predeterminado, la cual comúnmente es mucho menor al soldar aceros galvanizados que al soldar aceros no recubiertos [35,76].

Bajo condiciones de producción una menor vida útil del electrodo incrementa la frecuencia de las operaciones de cambio y maquinado del mismo, resultando en menores velocidades de producción y mayores costos de mantenimiento y manufactura, por lo que debe considerarse que la vida útil del electrodo se reduce en más del 50% cuando se sueldan aceros galvanizados, lo cual puede crear problemas en la manufactura de altos volúmenes [76]. La Tabla 3.1 muestra la vida útil promedio del electrodo al soldar acero con diferentes tipos de recubrimiento.

La degradación de los electrodos durante el proceso de soldadura por puntos de aceros galvanizados es el resultado de cinco diferentes procesos [76]:

1. Suavizado de la capa superficial de los electrodos trabajados en frío.



2. Recristalización del material interior de los electrodos.
3. Crecimiento de la cara del electrodo por deformación excesiva.
4. Formación de aleación entre el recubrimiento (Zn) y el electrodo (Cu).
5. Picaduras en la superficie del electrodo que generan cavitación central.

Estos factores producen un incremento en el diámetro de la punta del electrodo que resulta en un decremento progresivo en el diámetro del botón de soldadura hasta alcanzar un tamaño inaceptable. El crecimiento del electrodo se da en dos etapas para los aceros galvanizados, donde la etapa primaria corresponde al 50% del crecimiento total y normalmente abarca los primeros 500 puntos de soldadura. Conforme crece la punta del electrodo disminuyen la densidad de fuerza y de corriente, permitiendo una velocidad de crecimiento secundaria menor en la que normalmente ocurre el fin de la vida útil del electrodo. Sin embargo bajo circunstancias especiales se da una tercera etapa que se define por un crecimiento muy rápido de la punta del electrodo^[76]. La Tabla 3.1 muestra las velocidades de crecimiento de acero con diferentes tipos de recubrimiento, mientras que la Figura 3.7 muestra un esquema de crecimiento de la punta del electrodo.

Material	Vida útil del electrodo	Velocidad de crecimiento	
		Primaria	Secundaria
Acero bajo carbono sin recubrir	<< 5000	---	0.08
Acero galvanizado	1000 – 1600	1.77	0.55
Acero con recubrimiento Fe-Zn	2000 – 4600	1.20	0.19
Acero con recubrimiento Zn-Al	200 – 500	2.60	---

Velocidad de crecimiento en mm por cada 1000 puntos de soldadura, con un electrodo de 5mm

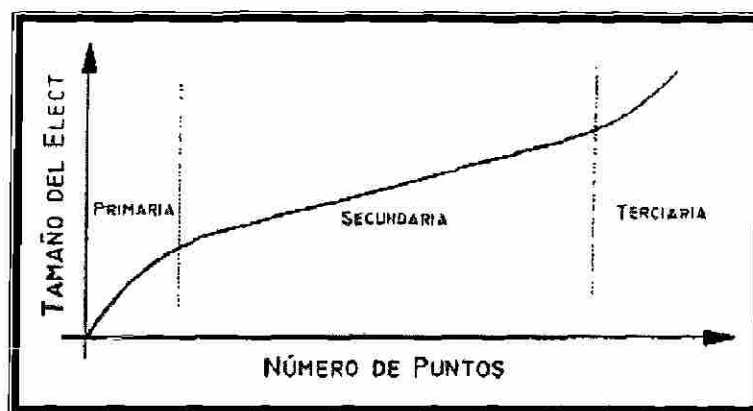


Figura 3.7. – Esquema de crecimiento de la punta del electrodo en la RSW^[71].

La formación de aleación entre el material del electrodo y el recubrimiento en aceros galvanizados tiene una contribución significativa en el proceso de desgaste del electrodo, pues se ha demostrado que la profundidad de la aleación formada es en parte responsable del crecimiento de la punta del electrodo, donde la profundidad alcanzada está en función de las temperaturas desarrolladas en el proceso de soldadura y del tiempo de contacto entre el electrodo y la superficie del material galvanizado. A su vez estos factores son función del diseño y material de los electrodos, el ciclo de soldadura, así como del tipo y espesor de recubrimiento en el acero ^[76].

Las implicaciones metalúrgicas son en extremo complejas debido al número de variables involucradas, por lo que la estructura y composición de la aleación formada varía significativamente a través de la cara del electrodo. Además los productos de aleación pueden ser removidos de la cara del electrodo debido a la erosión y el impacto de los electrodos durante las operaciones de soldado, por lo que no es extraño que pares de electrodos presenten resultados diferentes a pesar de haber sido usados bajo situaciones idénticas de soldadura. La Figura 3.8 muestra una micrografía de las capas formadas en un electrodo Cu-Cr después de 2000 puntos de soldadura en un acero termogalvanizado donde la capa externa es una aleación Fe-Al (42% Zn, 38% Al, 11% Fe, 9% Cu), la capa intermedia es un latón y (39% Cu, 60% Zn, 1% Cr) y la capa interna es un latón β (57% Cu, 42% Zn, 1% Cu) ^[76].

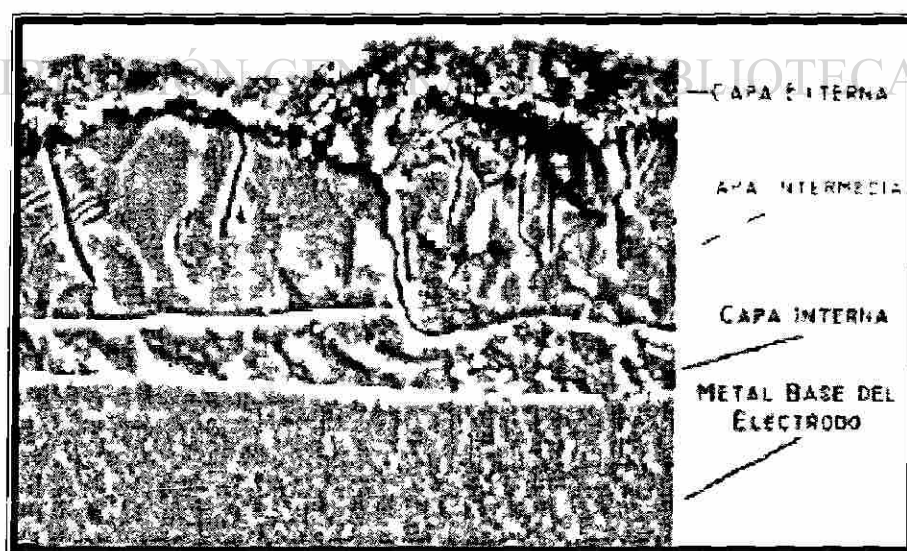


Figura 3.8. – Micrografía de un electrodo de RSW utilizado en un acero GA ^[77].



3.4 SOLDABILIDAD.

La soldabilidad se define como la capacidad de un material para ser soldado bajo condiciones de fabricación en una estructura de diseño específico logrando un desarrollo satisfactorio en el servicio futuro ^[77]. La soldabilidad se divide en dos clases:

- *Soldabilidad de fabricación* – responde a la pregunta ¿Se pueden unir estos materiales por soldadura sin introducir discontinuidades perjudiciales? Donde el nivel de aceptación de estas discontinuidades dependerá de los requerimientos de la aplicación en particular ^[78].
- *Soldabilidad de servicio* – responde a la pregunta ¿Tendrá la soldadura final las propiedades adecuadas para lograr un servicio adecuado? Donde un aspecto muy importante es la comparación de las propiedades de la zona afectada térmicamente (HAZ por su nombre en inglés, heat affected zone), con las propiedades del metal base ^[78].

Particularmente la soldabilidad por puntos de un material puede ser definida de muchas formas, una de ellas es a través de un intervalo de corriente centrado sobre un valor de corriente nominal en el que el material forme botones aceptables o bien en función del número de puntos de soldadura que pueden realizarse antes de que ocurra el deterioro de los electrodos, sin embargo la forma más utilizada es a través de una curva de soldabilidad que involucre el tiempo y la corriente de soldadura ^[69, 70].

3.4.1 Curvas de soldabilidad.

La curva de soldabilidad define las tolerancias de los parámetros que producen una soldadura de calidad aceptable definida tanto por límites físicos precisos como por la calidad estética de la indentación evitando además la expulsión de material. Para cumplir con estos requisitos se puede construir trazando una curva en dos o tres dimensiones que indique la interrelación existente entre el tiempo de soldadura, la corriente y la fuerza, generalmente estas curvas se construyen a partir de curvas del crecimiento del botón determinadas a diferentes $W I^{-1}$.



Las curvas de soldabilidad en dos dimensiones se han utilizado desde hace más de 20 años, siendo práctica común determinar las curvas de soldabilidad en términos de la corriente y el tiempo de soldadura, mientras se mantiene constante la fuerza ^[72].

La construcción de una curva de soldabilidad se puede apreciar en la Figura 3.9, en la que la figura superior ilustra el diámetro del botón en función de la corriente para un tiempo de soldadura A, donde al incrementar la corriente aumenta el tamaño del botón hasta alcanzar el límite superior que está definido por la expulsión de material, mientras que el límite inferior se define en función del tamaño de botón mínimo aceptable (MWS por su nombre en inglés, minimum welding size) estableciéndose entre ambos un intervalo de corriente dentro del cual los puntos de soldadura obtenidos son aceptables para un WT en particular. Luego se hace lo mismo para distintos valores de WT expandiendo el intervalo y convirtiéndolo en una región dentro de la cual se producen botones de soldadura aceptables ^[69]. La adecuada construcción de la curva de soldabilidad permite la selección del juego de parámetros más adecuado ya que únicamente los puntos realizados con corrientes y tiempos de soldadura dentro de la región delimitada por la curva serán aceptables. También se ha encontrado que a mayor fuerza aplicada en el electrodo la curva de soldabilidad se desplaza hacia mayores valores de corriente volviéndose a la vez más ancha ^[73].

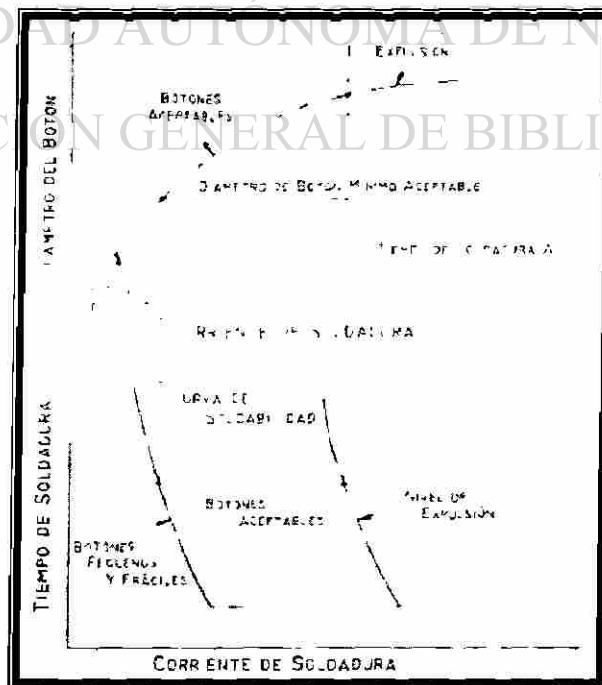


Figura 3.9. – Construcción de una curva de soldabilidad por puntos ^[69,73].



3.4.2 Estándares de prácticas recomendadas.

En la literatura se identifican tres diferentes niveles de estándares, donde el primero es el de prácticas recomendadas establecidas para la soldadura de aceros por la Sociedad Americana de la Soldadura (AWS por sus siglas en inglés, American Welding Society) y la RWMA. Estos estándares muestran los parámetros establecidos por estos organismos para la RSW, los cuales varían en función del espesor de las partes soldadas. Las variables establecidas incluyen el tamaño, material y diseño del electrodo, fuerza, corriente y tiempo de soldadura, traslape mínimo, espaciamiento entre soldaduras y el diámetro mínimo del botón de soldadura ^[69].

Los datos ofrecidos en estos estándares sirven como punto de partida para establecer los parámetros óptimos de trabajo, sin embargo podrían requerir algunas modificaciones dependiendo del tipo de máquina soldadora, las propiedades dinámicas de la máquina, las características del equipo neumático y el circuito secundario, la forma del electrodo y, sobre todo, del material ^[71].

3.4.3 Estándares de proceso.

En el segundo nivel se encuentran los estándares de proceso que se utilizan para asegurar la calidad de la soldadura por puntos en las líneas de producción y son adoptados tanto por las compañías automotrices como por sus proveedores para establecer una guía de producción para el control del proceso de soldadura por puntos ^[69]. En general estos estándares realizan las siguientes funciones ^[69]:

1. Enlistan los procedimientos de configuración inicial recomendados de la línea de producción.
2. Describen los procedimientos de prueba de la línea de producción para inspección y calidad.
3. Establecen límites en el número de soldaduras defectuosas.
4. Establecen límites en el ajuste de partes soldadas.
5. Establecen límites en el desempeño del equipo de soldadura.



6. Establecen límites en las condiciones del material recibido.
7. Enlistan recomendaciones para el mantenimiento requerido.
8. Define la localización de las soldaduras ordinarias y las críticas.
9. Establecen procedimientos alternos de producción.

3.4.4 Estándares de calificación y certificación.

El tercer nivel es un procedimiento de calificación de soldaduras por puntos para evaluar la soldabilidad de un material para su inclusión o exclusión de la lista de proveedores calificados de determinado material. Además son utilizados por empresas automotrices (Ford Motor Company, General Motors Company y Chrysler Corporation) para calificar a sus proveedores de materiales. Cada compañía tiene sus propias especificaciones para materiales recubiertos y no recubiertos ^[69].

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 materiales de acuerdo a los criterios propios de cada compañía. Sin embargo, el principal método de evaluación utilizado por las tres compañías es una prueba de arranque que aparta las dos láminas soldadas de forma mecánica exponiendo así el botón de soldadura, el cual es medido y comparado con el MWS correspondiente. Además se utilizan otros métodos de evaluación suplementarios que incluyen: metalografías, perfiles de dureza, ensayos de tensión, de impacto y de fatiga, etc. ^[69].

Para que un material pueda ser certificado en alguno de estos estándares deberá cumplir con los siguientes requisitos ^[69]:

1. Producir un tamaño de botón aceptable a todas las corrientes de soldadura dentro de un intervalo de corriente específico.
2. Este intervalo de corriente deberá estar centrado en un nivel de corriente nominal.
3. En el ensayo de arranque los botones de soldadura no deberán exhibir ninguna fractura interfásica a lo largo del centro del botón.



4. El material no deberá promover un desgaste excesivo de los electrodos durante una extensa campaña de soldadura.
5. Los botones deberán tener las propiedades mecánicas adecuadas para su servicio.

3.4.5 Calidad de la soldadura.

La calidad de la soldadura requerida dependerá principalmente de la aplicación, por ejemplo en la industria aeroespacial los requerimientos en la calidad de la soldadura son bastante estrictos, mientras que en la industria automotriz lo son un poco menos. sin embargo siguen siendo elevados. Generalmente la calidad de la soldadura se determina en base a los siguientes puntos ^[68,72]:

- *Apariencia superficial* – la superficie debe ser de apariencia relativamente suave y libre de fusión superficial, deposito del electrodo, picaduras o grietas. Con una huella redonda u ovalada y no debe presentar una indentación excesiva del electrodo ^[68,72].
- *Tamaño de la soldadura* – el diámetro de la huella debe alcanzar un diámetro mínimo de 3.5 a 4.0 veces del espesor de la parte soldada más delgada ^[68,72].
- *Penetración* – es la profundidad del botón dentro de la pieza soldada y debe alcanzar mínimo un 20% del espesor de la parte soldada más delgada y un máximo un 80% ^[68,72].
- *Resistencia y ductilidad* – la resistencia se obtiene a través de un ensayo de tensión a corte o directa y se expresa en kg por punto de soldadura, mientras que la ductilidad se mide de manera indirecta a través de un perfil de mediciones de dureza ^[68,72].
- *Discontinuidades internas* – incluye la formación de grietas, porosidad, cavidades e inclusiones metálicas, las cuales no tienen efectos perjudiciales si se localizan al centro del botón. Son originadas por una baja fuerza, un traslape inadecuado o una alta corriente de soldadura ^[68,72].
- *Separación de las hojas* – siempre existe cierto grado de separación de las hojas en la superficie cercana al botón como consecuencia de la expansión y contracción de la zona fundida y por el efecto de forja de los electrodos sobre el botón caliente, sin embargo está puede llegar a ser excesiva al presentarse la expulsión ^[68,72].



3.5 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA RSW.

A pesar de que dentro de los estándares de soldabilidad de las mayores empresas automotrices de Estados Unidos de América no hay criterios específicos para evaluación de las propiedades mecánicas de los puntos de soldadura, es de suponerse que las soldaduras deben tener buenas cualidades de tenacidad y resistencia a la tensión y la fatiga ^[69].

Las siguientes pruebas han sido utilizadas para evaluar el comportamiento y la calidad de uniones realizadas por soldadura por puntos ^[68-69]:

1. Ensayo de tensión con esfuerzo de corte.
2. Ensayo de tensión.
 - a. Prueba de tensión en cruz.
 - b. Prueba de tensión en U.
3. Ensayo de impacto.
 - a. Prueba de impacto a corte.
 - b. Prueba de impacto en caída.
 - c. Prueba de impacto con carga a corte.
 - d. Prueba de impacto con carga en caída.
4. Ensayo de fatiga.
5. Prueba de macroataque.
6. Prueba radiográfica.
7. Ensayo de torsión.
8. Ensayo de dureza.
9. Ensayo de arranque.
10. Ensayos de doblez.

Sin embargo, las propiedades mecánicas del botón de soldadura obtenidas a través de estas pruebas pueden ser afectadas por muchos factores, principalmente ^[69]:

1. La geometría del espécimen, el espesor de la lámina y el arreglo de puntos.
2. Las condiciones de soldadura (corriente de soldadura, WT y HT).



3. La composición química y resistencia del metal base.
4. Los tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.
5. Las condiciones de prueba (temperatura, velocidad, atmósfera, etc.).

Los resultados obtenidos a la fecha en este tipo de pruebas mecánicas sugieren que las variaciones en la geometría del espécimen, el espesor de la lámina y el arreglo de puntos alteran la distribución de esfuerzos locales alrededor del botón de soldadura causando una variación en el valor de la carga que es capaz de soportar el botón. Además alteraciones en la composición química y la resistencia del metal base pueden promover un debilitamiento en los botones de soldadura generando fallas interfaciales que reducen el rendimiento de la unión soldada [69].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.6 FACTORES DEL PROCESO QUE AFECTAN LA RSW.

Existen muchos factores que afectan la formación del botón, sus propiedades mecánicas y la rapidez de desgaste de los electrodos, estas variables se pueden dividir en dos clases: aquellas relacionadas al proceso de soldadura y aquellas relacionadas al acero soldado ^[69]. En esta sección se presentan las variables de proceso (material, diseño y fuerza del electrodo, WT, HT, corriente, secuencia y tratamiento) tanto en acero galvanizado como en acero sin recubrimiento

3.6.1 Efecto del material de los electrodos.

El material para electrodos utilizados en soldadura por resistencia es generalmente de aleaciones base cobre, debido a su alta conductividad eléctrica y térmica pudiendo ser endurecidas con pequeñas adiciones de elementos aleantes ^[69,76], siendo las más populares las aleaciones de Cu-Cr, Cu-Cr-Zr y Cu-Zr ^[76]. La Figura 3.10 muestra el efecto de la temperatura sobre la dureza en las aleaciones de cobre utilizadas en la fabricación de electrodos.

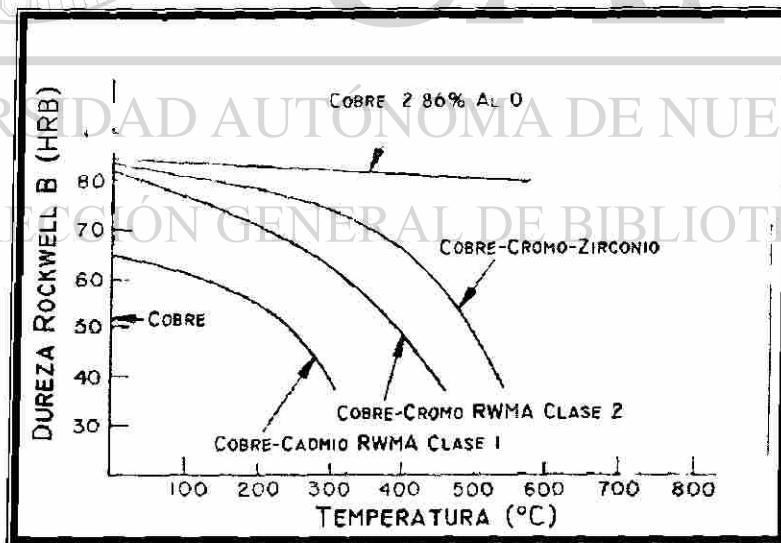


Figura 3.10. – Efecto de la temperatura sobre la dureza en los materiales para electrodo ^[69].

Se ha estudiado el efecto de la composición del material del electrodo en su vida útil que es gobernada por la deformación excesiva, demostrándose que la dureza a



temperatura es el principal factor en el desgaste del electrodo debido a la débil unión de las aleaciones Cu-Cr convencionales que se deteriora especialmente en las fronteras de grano ^[69]. Mientras que en los aceros galvanizados se ha relacionado la profundidad de la difusión del Zn en el material del electrodo con el deterioro de los mismos, pues su presencia incrementa la resistencia eléctrica del electrodo sobrecalentándolo y resultando en una deformación excesiva y la generación de cráteres en la superficie del electrodo ^[69,76], además debido a las altas temperaturas alcanzadas durante el proceso existe una alta tendencia a formar aleaciones entre el Cu del electrodo y el Zn del recubrimiento formando latón que es más frágil y tiene una menor conductividad eléctrica provocando desprendimientos y poros en la superficie del electrodo ^[76]. Sin embargo, si la aleación del electrodo es moderada puede resultar benéfica al prevenir la adherencia entre la pieza de trabajo y los electrodos y reducir la expulsión excesiva de Zn, razón por la cual se realiza un acondicionamiento del electrodo en muchas operaciones de soldadura ⁶⁹.

3.6.2 Efecto del diseño de los electrodos.

La geometría del electrodo tiene un gran efecto sobre la rapidez con la que la cara del electrodo se alarga, o en otras palabras la rapidez de desgaste del electrodo, donde los diseños más utilizados son el plano, el domo y el radial ^[35]. Sin embargo, se ha encontrado que cuando se trabaja con acero, el diseño de cono truncado a 20° es el que necesita menos mantenimiento seguido por el diseño en forma de domo. Por otro lado el diseño en forma de domo provee una distribución de corrientes más simétrica y una mayor reproducibilidad del tamaño del botón y mayor vida útil que los electrodos de diseño plano, además de ofrecer una mayor densidad de corriente y capacidad de fuerza que el diseño de cono truncado ⁶⁹.

Investigaciones han demostrado que al incrementar el diámetro de la cara de los electrodos se incrementa el intervalo de corriente aplicada que produce soldaduras aceptables, sin embargo por cuestiones de diseño esto no siempre es posible ^[69,73]. Con respecto al orificio de agua de enfriamiento se sabe que mientras más cercana esté el



agua de enfriamiento de la cara del electrodo, más eficiente será el enfriamiento con lo que se incrementa la vida útil de los electrodos. También se ha encontrado que las superficies rugosas, marcas o distorsiones sobre la cara del electrodo causan sobrecalentamiento localizado y reducen la vida del electrodo ^[69].

La geometría de los electrodos más utilizada en aceros galvanizados es la de cono truncado con ángulos entre 90 y 140°, mientras que se debe evitar el uso de electrodos con radio (a menos que existan problemas de alineamiento), ya que el Zn se adhiere a las caras reduciendo drásticamente la densidad de corriente, lo cual ocurre también en los electrodos de cono truncado pero con menor intensidad ^[35 69]. Además esto también afecta drásticamente el período de vida útil de los electrodos al utilizarse en acero con recubrimiento, como se puede apreciar en la comparativa mostrada en la Figura 3.11 ^[35].

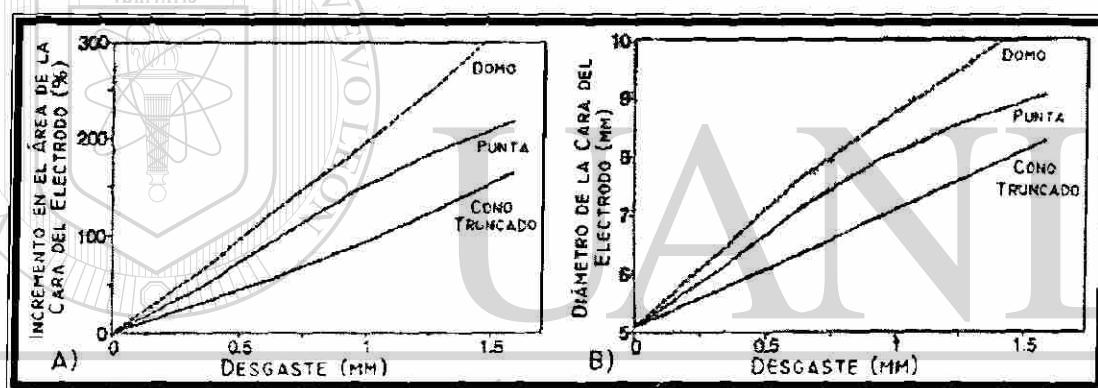


Figura 3.11. – Efecto de la geometría del electrodo sobre las características de desgaste ^[35].

3.6.3 Efecto de la fuerza aplicada.

Se debe aplicar suficiente fuerza durante la soldadura en los electrodos para minimizar o eliminar la porosidad, ya que una baja presión produciría una distribución insatisfactoria de corriente que resultaría en soldaduras de tamaño y resistencia indeseables, por otro lado una presión anormalmente alta produce una distorsión objetable en la lámina ^[69].

Se ha observado que variaciones en la fuerza modifican la resistencia total (Figura 3.12) ya que el contacto real entre láminas es solo un porcentaje del área de contacto



superficial total como consecuencia de la rugosidad en la cara del electrodo [68,72], además que la aplicación de la fuerza en el electrodo promueve la ruptura de óxidos y capas de aspereza superficiales resultando en una rápida reducción de la resistencia inicial: conforme aumenta la presión las asperezas se colapsan incrementando el área de contacto y disminuyendo la resistencia casi linealmente [69]. Esta reducción en la resistencia de contacto trae consigo una disminución en la densidad de corriente y consecuentemente en la generación de calor [68,72].

El decremento de la resistencia obtenido al incrementar la fuerza puede llevar a la reducción del diámetro del botón cuando se mantiene constante la densidad de corriente aplicada (Figura 3.13), ya que el calor generado está en función de I^2R . Además al incrementar la fuerza se altera la curva de soldabilidad del material, moviéndose hacia niveles de mayor corriente aplicada y menores tiempos de aplicación de corriente. Finalmente el uso de fuerzas mayores reduce la sensibilidad del botón a las corrientes de soldadura [69].

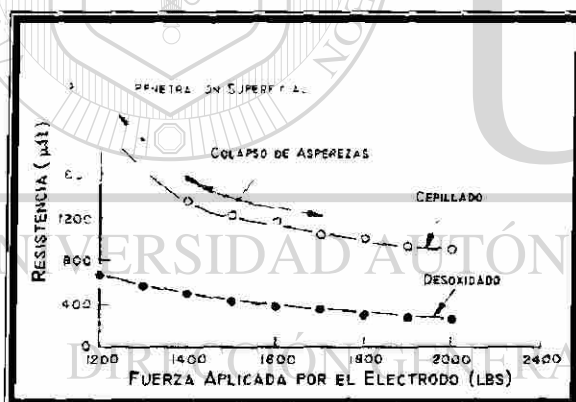


Figura 3.12. – Efecto de la fuerza sobre la resistencia total del circuito secundario [69].

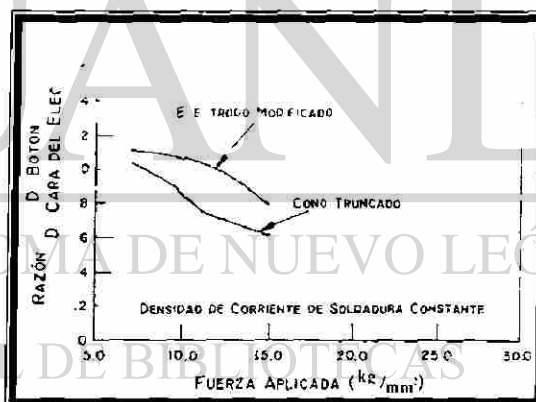


Figura 3.13. – Efecto de la fuerza sobre la razón de diámetros del botón y el electrodo [69].

En lo referente a aceros galvanizados, la utilización de fuerzas menores a las usadas en aceros no recubiertos resulta en diámetros de soldadura más consistentes y una mayor vida útil del electrodo, mientras que en materiales de mayor resistencia se requiere una mayor fuerza para asegurar un buen contacto entre las piezas de trabajo. Sin embargo se debe considerar que el uso de una fuerza muy baja causaría expulsión prematura del Zn ocasionando la pérdida del recubrimiento superficial y el uso de una



fuerza muy alta demandaría una corriente excesiva reduciendo la vida útil de los electrodos ^[69].

3.6.4 Efecto de la corriente aplicada.

El uso de altos niveles de corriente incrementan el calentamiento en la punta del electrodo reduciendo su vida útil, especialmente cuando la corriente es lo suficientemente alta para producir expulsión. Por otro lado la aplicación de corriente en forma gradual permite a los electrodos asentarse gradualmente antes de que se alcance la corriente de soldadura minimizando el calentamiento del electrodo y la pieza de trabajo y reduciendo así la formación de aleaciones en el mismo ^[68-69].

Además de las variaciones en la magnitud de la corriente se debe considerar que la densidad de corriente puede disminuir en la interfase de la soldadura al incrementarse el área de la cara del electrodo o la fuerza aplicada disminuyendo el calor generado, lo cual puede generar una disminución significativa en la resistencia del botón. El tamaño del botón de soldadura y su resistencia se incrementan rápidamente al incrementarse la densidad de corriente, pero una excesiva densidad de corriente provocaría la expulsión de material fundido, así como la aparición de grietas y posiblemente la indentación excesiva del electrodo ^[72].

El valor de corriente requerido para acero galvanizado es siempre más alto que para el acero no recubierto en un 25 a 50% debido al decremento en la resistencia de contacto de la capa de Zn, lo cual incrementa el calentamiento del electrodo reduciendo su vida útil. La razón principal de esta mayor corriente es que la resistencia de contacto de la superficie galvanizada es más baja que la de aceros no recubiertos, por lo que es necesaria una alta corriente de soldadura que compense la reducida generación de calor en la interfase de la soldadura. Además al desplazarse el Zn forma un anillo alrededor del botón de soldadura en las zonas de contacto del electrodo que ocasiona desvíos de corriente a través del Zn reduciendo la densidad de corriente e incrementado la corriente requerida para una buena fusión (Figura 3.14) ^[69].

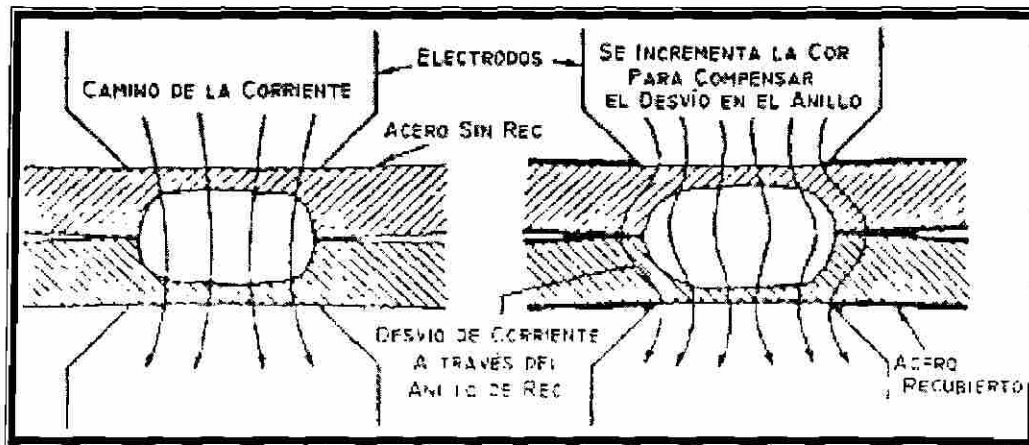


Figura 3.14. – Efecto del Zn sobre la trayectoria de la corriente en la RSW [69].

3.6.5 Efecto del tiempo de soldadura (WT).

El tiempo de soldadura junto con la corriente aplicada son los factores principales para el control del calor generado y aunque pueden ser complementarios, se debe recordar que por ser una cuestión de transferencia de calor, para desarrollar un tamaño de botón adecuado se debe dar suficiente tiempo, independientemente del valor de corriente [68]. Sin embargo, si el tiempo de aplicación es excesivo se puede alcanzar el punto de ebullición en pequeñas áreas de la zona de contacto entre láminas generando burbujas de gas y consecuentemente la expulsión de material. Mientras que el uso de un tiempo insuficiente resulta en picaduras superficiales y expulsión en las superficies de contacto entre los electrodos y las piezas de trabajo [68,72].

En aceros sin recubrimiento se ha notado que el uso de tiempos ligeramente más largos ensancha el intervalo de corriente aceptable mejorando la soldabilidad del material [69]. Por otra parte el tiempo de soldadura recomendado para acero galvanizado es del 50 al 100% mayor que el de acero no recubierto del mismo espesor, este tiempo adicional es necesario para desplazar el Zn de la zona de soldadura antes de que se genere suficiente calor para producir la fusión del metal [68].



Se ha encontrado que tiempos de aplicación de corriente excesivamente largos o cortos resultan en una reducción de la vida del electrodo, ya que tiempos muy largos incrementan la duración del contacto con el recubrimiento de Zn líquido incrementando la difusión y así mismo la erosión del electrodo. Mientras que tiempos muy cortos requieren corrientes mayores que dan lugar a un mayor calentamiento en los electrodos. Por lo anterior un tiempo de soldadura intermedio resulta más benéfico para la vida del electrodo ^[69].

3.6.6 Efecto del tiempo de sostenimiento (HT).

Los electrodos de cobre enfriados por agua extraen el calor del área de soldadura, cuando los electrodos permanecen en contacto con el botón de soldadura después de la aplicación de corriente (tiempo de sostenimiento). Algunos materiales son sensibles a la formación de botones frágiles al templarse, mientras que en otros el efecto de incrementar el tiempo de sostenimiento se traduce en una reducción del diámetro del botón de soldadura ^[69].

Cuando el tiempo de sostenimiento se mantiene a un valor mínimo en aceros recubiertos se reduce la adherencia del electrodo, la cual es la principal causa de aleación, picaduras y desgaste del electrodo, sin embargo el uso de tiempos de sostenimiento muy cortos y altas corrientes también remueve el recubrimiento de Zn en la zona de la soldadura ocasionando problemas de corrosión ^[69].

3.6.7 Efecto de la secuencia de soldadura.

Según Overbeeke ^[69] el tamaño del botón de soldadura puede ser afectado por ^[69]:

1. El efecto de desviación de corriente.
2. La inductancia magnética causada por la masa de la pieza de trabajo en los brazos de la máquina soldadora.
3. La pérdida de fuerza efectiva ocasionada por la distorsión al doblar o girar la pieza de trabajo.

Cada uno de estos factores puede variar con la secuencia de soldadura. Por ejemplo en secuencias de soldadura en línea recta el efecto de desviación es mínimo para espaciamientos grandes, pero el diámetro del botón disminuye ligeramente a medida que se reduce el paso entre soldaduras, siendo indicado un espaciamiento de 5 veces el diámetro del electrodo. En cambio cuando la soldadura se realiza entre otras dos soldaduras ya existentes se requiere un paso mínimo de 8 veces el diámetro del electrodo para reducir el efecto de desviación de corriente. Además cuando la soldadura se realiza en piezas con una considerable cantidad de material entre los brazos de la soldadura causando inductancia magnética, ésta podría reducir el diámetro del botón de soldadura hasta en un 10% ^[69].

Si se realiza un punto de soldadura muy cerca del anterior habrá un efecto de desvío de corriente, ya que éste se comporta como si fuesen dos resistencias en paralelo, por lo que la corriente se dividirá en dos caminos siguiendo la ley de Ohm, donde parte de la corriente sigue la trayectoria del primer botón y el resto sigue el camino a través de los electrodos para formar el segundo botón de soldadura. Si la distancia hacia el primer botón es grande su resistencia será grande desviando muy poca corriente, en cambio si la distancia es corta se desviada una parte considerablemente de la corriente total ^[68]. La

Figura 3.15 muestra un esquema del efecto de desvío de corriente. Normalmente no existe diferencia apreciable en los efectos de desviación de corriente entre los aceros galvanizados y los aceros no recubiertos ^[69].

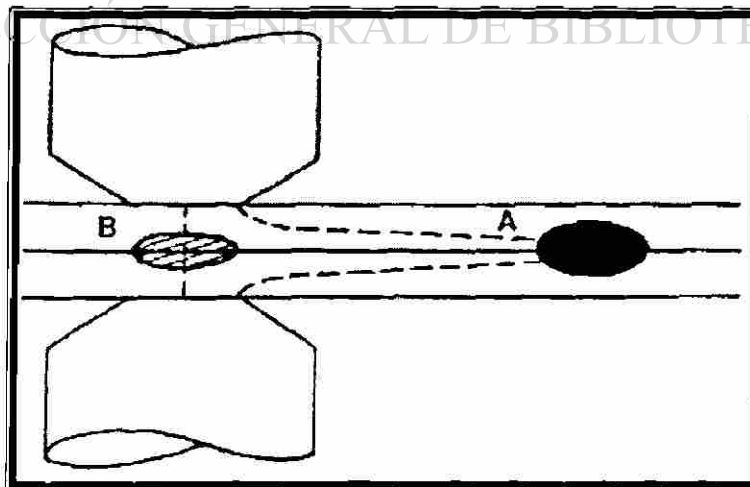


Figura 3.15. – Efecto de desviación de corriente a botones formados previamente ^[68].



3.6.8 Efecto de los tratamientos posteriores a la soldadura.

Los ciclos térmicos en la soldadura por puntos son rápidos y complejos con tasas de enfriamiento lo suficientemente elevadas para producir martensita en aceros de bajo carbono. Esta martensita de alta resistencia y baja ductilidad puede ocasionar fractura interfásial por la reducida ductilidad del botón reduciendo la resistencia a la tensión y el rendimiento al impacto de la unión y posterior agrietamiento en la soldadura. Por esta razón se recomienda realizar un tratamiento térmico posterior al soldado en aleaciones susceptibles a la formación de martensita, los cuales se realizan directamente en la máquina soldadora ^[69].

Para lograr un adecuado tratamiento térmico se debe permitir a la soldadura enfriar completamente por debajo de M_f pero sin recalentar por encima de A_1 para evitar que ocurra una austenización parcial y la posterior aparición de martensita sin tratar. Sin embargo la industria automotriz ha sido renuente a utilizar tratamientos posteriores en las soldaduras con la excepción de algunas partes críticas ^[69].

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



3.7 FACTORES DEL MATERIAL QUE AFECTAN LA RSW.

Entre los factores que afectan la calidad de la RSW y la soldabilidad del acero se encuentran aquellas variables relacionadas al mismo material soldado (composición química, limpieza, condición superficial y espesor del acero, así como el tipo y características del recubrimiento) ^[69].

3.7.1 Efecto del espesor de la lámina.

Los materiales más delgados tienen su zona de fusión más cercana a los electrodos de Cu enfriados por agua que los materiales gruesos, esto causa tasas de enfriamiento más rápidas en los botones de soldadura de materiales delgados, por lo que los puntos de soldadura de láminas de acero más delgadas presentan mayor dureza que láminas gruesas de la misma composición química. Cabe mencionar que la razón de enfriamiento en la soldadura es lo suficientemente rápida para formar martensita en materiales delgados y estructuras mixtas en materiales gruesos ^[69].

En materiales recubiertos se ha observado que los materiales más delgados son más sensibles al deterioro prematuro de los electrodos, esto se debe a que las pérdidas de calor por la capa de recubrimiento son mayores para piezas de trabajo más delgadas incrementándose así el calentamiento del electrodo y disminuyendo su vida útil ^[69].

3.7.2 Efecto de la composición química del acero.

La composición de un metal determina su calor específico, temperatura de fusión, calor latente de fusión y conductividad térmica, estas propiedades gobiernan la cantidad de calor requerido para fundir el metal y producir la soldadura ^[68].

Durante la operación de soldadura es importante minimizar tanto la zona soldada como el HAZ, ya que debido al rápido enfriamiento de estas dos zonas se pueden formar fases frías como martensita o bainita, donde la formación de estas fases frías



depende de la composición química del acero, el calor generado en el proceso de soldadura y la velocidad de enfriamiento [68].

A continuación se resume el efecto de los principales elementos aleantes sobre la soldabilidad por puntos del acero:

- *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 0.200% [68]. Un incremento en el contenido de C reduce significativamente la resistencia al clivaje del HAZ, además de promover la formación de productos de transformación de bajas temperaturas como la martensita y la bainita [79].
- *Fósforo* – es considerado una impureza. no tiene ningún efecto positivo en la soldadura y debe mantenerse tan bajo como sea posible, en cantidades arriba de 0.040% tiende a producir botones frágiles, causar fractura y reducir la resistencia a la fatiga y al impacto de la unión [68].
- *Azufre* – debe mantenerse entre 0.035 y 0.050%, ya que arriba de este valor promueve la formación de grietas en la soldadura y el HAZ [68].
- *Manganeso* – incrementa la dureza y la resistencia a la tensión. en valores arriba de 0.600% y combinado con alto C incrementa la tendencia al agrietamiento de la soldadura. mientras que en niveles menores a 0.300% puede incrementar su susceptibilidad a la porosidad y agrietamiento internos [68]. Además puede bajar la temperatura de transformación austenita → ferrita permitiendo el endurecimiento por refinamiento de grano [79].
- *Silicio* – incrementa la susceptibilidad al agrietamiento de la zona soldada, especialmente cuando se combina con un incremento en el contenido de C [68].
- *Titanio* – Reduce el diámetro máximo del botón de soldadura, así como su resistencia a la tensión y el intervalo de corriente de soldadura aceptable. Se recomienda que el contenido de Ti no exceda el 0.18% y que se utilice una fuerza mayor a la recomendada así como electrodos de un mayor diámetro [69,71].
- *Nitrógeno* – promueve la fractura interfásial en el botón de soldadura, de una forma más severa en aceros laminados en frío. Esta sensibilidad puede ser reducida disminuyendo el contenido de N libre con Al durante el recocido [69,71].



- *Oxígeno* – un alto nivel de O promueve la falla interfásial, ya sea por agrietamiento en caliente de la línea central del botón, o a través de un mecanismo de fragilización de la soldadura. El nivel de oxígeno puede ser controlado al reducir el contenido de oxígeno en la fundición y evitando las soldaduras en las superficies oxidadas [69].
- *Hidrógeno* – Proveniente de los aceites superficiales, se ha identificado que asiste a las fallas en las soldaduras al difundir del área de soldadura [69].

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 interfásial y deterioro del botón de soldadura. Para obtener un buen desempeño de las soldaduras se ha sugerido que el contenido de C debe mantenerse por debajo de $0.10\% + 0.011t$, en donde t es el espesor del acero en milímetros, es por esta razón que los aceros bajo carbono generalmente tienen buena soldabilidad por puntos [68-69].

Cuando el contenido total de C, P y S excede a un valor crítico promueve la fractura interfásial del botón, lo cual reduce el intervalo corriente aceptable minimizando la curva de soldabilidad. Para mejorar la soldabilidad de aceros con alto contenido de S y P se utilizan valores de WT más largos y valores de HT más cortos [69,71].

Se han desarrollado y utilizado varias ecuaciones que relacionan todos los elementos aleantes para establecer el contenido equivalente de carbono (CE) y evaluar la soldabilidad en diferentes aceros. La soldabilidad y tenacidad de la soldadura son inversamente relacionadas con el contenido de carbono equivalente, especialmente a altos contenidos. La Ecuación (3.3) muestra la ecuación utilizada en EUA y la UE, la cual fue desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW por sus siglas en inglés, International Institute of Welding) [79]:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (3.3)$$

Mientras que en Japón es más ampliamente utilizado el parámetro caracterizador de composición (P_{cm}), mostrado en la Ecuación (3.4), del cual se considera que permite



una evaluación más acertada sobre la soldabilidad de un acero de bajo carbono en comparación con la ecuación de la IIW ^[79].

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.4)$$

Más recientemente, Yukioka y col. ^[78], desarrollaron en 1982 otro número de carbono equivalente (CEN), mostrado en la ecuación (3.5) y que incorpora a las dos ecuaciones anteriores (3.3) y (3.4). El CEN es similar al P_{cm} para aceros con niveles de carbono menores a 0.17%. mientras que para aceros con altos niveles de carbono es similar a la formula del 'CE' de la IIW ^[81].

$$CEN = C + A(C) \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right) \quad (3.5)$$

Donde:

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$$

3.7.3 Efecto de la limpieza del acero.

Se ha encontrado que la falta de limpieza del acero promueve la fractura interfásial del botón de soldadura como consecuencia de la acumulación de inclusiones en el centro de la soldadura durante la solidificación, lo cual indica que si no se controlan correctamente las prácticas de fusión se puede deteriorar la soldabilidad del acero ^[69].

3.7.4 Efecto de la condición superficial.

La superficie de las piezas de trabajo debe estar libre de cualquier sustancia que afecte la operación de soldadura, las cuales varían desde productos de aplicación como pintura o aceite, hasta productos de oxidación en forma de películas delgadas o escamas gruesas. Como la mayoría de los contaminantes superficiales tiene una alta resistencia eléctrica, se generara una excesiva cantidad de calor en el área de contacto del electrodo y la pieza de trabajo resultando en la soldadura parcial de la punta del electrodo con la superficie del material acortando la vida útil del electrodo y degradando la apariencia superficial de la soldadura ^[68].

Además la suciedad y los óxidos al entrar en contacto con los electrodos, pueden reducir su vida útil al incrementar rápidamente el diámetro de su cara, lo cual ocurre más rápidamente en materiales gruesos debido a su corriente de soldadura más elevada. El mecanismo de deterioro en este caso es la falta de uniformidad en la resistencia de los óxidos, lo cual produce áreas localizadas de muy alta temperatura provocando expulsión entre la lámina y el electrodo y causando la erosión y deformación excesiva de los electrodos generando botones de forma irregular ^[69].

A pesar de que el aceite superficial no afecta la calidad de la soldadura en los aceros de bajo carbono, éste tiende a causar la adherencia de partículas de suciedad que si son dañinas, además al entrar en contacto con los electrodos causa carbonización en las puntas de los electrodos reduciendo su vida considerablemente. Este aceite también incrementa la resistencia de contacto en las interfases ^[69].

3.7.5 Efecto del espesor del recubrimiento.

Los aceros con recubrimiento base Zn pueden soldarse bien por RSW pero la calidad de la unión es afectada por la composición y el espesor del recubrimiento ^[69,72].

Los intervalos de corriente utilizados para aceros con recubrimiento base Zn y Fe-Zn son similares a los utilizados para soldar el mismo acero sin recubrimiento, solamente que su curva de soldabilidad se encuentra ligeramente desplazada hacia valores de corriente mayores (Figura 3.16) ^[71-72].

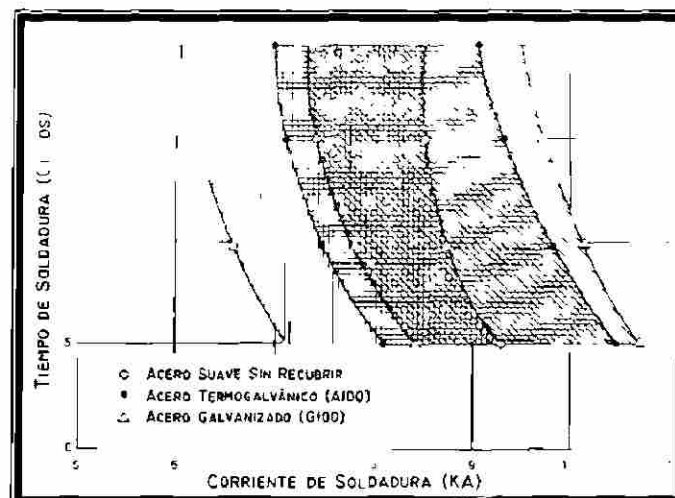


Figura 3.16. – Efecto del tipo de recubrimiento sobre la curva de soldabilidad de un material ^[71].

El espesor del recubrimiento es la variable más importante del recubrimiento en la afectación de la soldabilidad pues la vida útil del electrodo decrece conforme aumenta el espesor del recubrimiento ^[68.72], y decrece aún más conforme mayor sea la proporción entre el espesor del recubrimiento y el espesor de la lámina ^[69]. Además el intervalo de corriente de soldadura que produce puntos de soldadura satisfactorios también es sensible al espesor de la capa del recubrimiento, particularmente a niveles de 5 – 10 μm , que es el intervalo de las especificaciones comerciales ^[68].

3.7.6 Efecto de la composición química del recubrimiento.

En los recubrimientos GA sobrealeado, debido a la uniformidad de su fase Γ , se requieren corrientes de menor magnitud y se produce un calentamiento continuo y uniforme que mejora la soldabilidad e incrementa la vida del electrodo, pero con muy baja formabilidad. Mientras que los recubrimientos GA aleado con fases ζ y δ presentes tienen una mejor adherencia y se caracterizan por su alta dureza y alta resistencia al flujo lateral de corriente de soldadura reduciendo el efecto de desviación de corriente y logrando una excelente soldabilidad ^[69].

Por otro lado para los recubrimientos por inmersión en caliente, la soldabilidad depende de las fases intermetálicas presentes, así como de su uniformidad, espesor y dureza. Donde la formación de capas intermetálicas continuas, duras y uniformes mejora la soldabilidad del material pero reduce la formabilidad del mismo ^[69].

Se ha observado que la integridad de la capa de aleación Fe-Zn en el recubrimiento y su dureza afectan significativamente la calidad de la soldadura, pues los materiales recubiertos que presentan una pobre soldabilidad se despedazan y se rompen fácilmente o son más suaves y presentan una menor uniformidad en su conductividad eléctrica y térmica que aquellos que presentan una buena soldabilidad ^[69].

CAPÍTULO VI

DESARROLLO EXPERIMENTAL.

4.1 INTRODUCCIÓN.

Para cumplir con los objetivos del presente estudio, se desarrolló un método experimental en cumplimiento con las técnicas de investigación actuales reportadas en la literatura. los procedimientos y las normas competentes [80-82], adecuado además a las necesidades particulares de esta investigación. Donde el material a trabajar corresponde a láminas de un acero libre de intersticiales (IF), espesor 0.69mm, laminado en frío y recocido en línea (I FR), con calidad de troquelado extraprofundo (EDDQ) y procesado en una línea de galvanizado continuo, con dos diferentes contenidos de antimonio en la paila, seguido de un tratamiento térmico de recocido en un horno inductor.

Para comenzar se procedió a la recolección, selección y clasificación de muestras del material a utilizar, así como la obtención de los parámetros de proceso correspondientes. Enseguida y en base al equipo disponible, se realizó la caracterización del metal base y su recubrimiento buscando información acerca de las propiedades del material y su posible influencia sobre los resultados de este estudio.

Posteriormente, para determinar la capacidad del acero a formar botones de soldadura por resistencia aceptables, fueron realizadas las pruebas de soldabilidad para cada material en base a la norma GM¹⁸, seguidas de la evaluación de la calidad de la



soldadura a través de mediciones del botón y la huella, ensayos de resistencia a la tensión directa, tensión a corte, ensayo de arranque y distribución de microdureza, en apego a los requerimientos de la industria automotriz ^[80-82]. Además se realizó un análisis óptico y microestructural de la zona soldada y la zona afectada térmicamente.

A continuación se presentan a detalle los pasos seguidos a través del desarrollo experimental, así como el equipo y maquinaria empleados para su realización.

4.2 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO.

El material utilizado en esta investigación fue procesado en una línea de galvanizado continuo bajo condiciones de recocido y termogalvanizado muy similares, pero con dos composiciones químicas distintas en el baño de zinc. Se monitorearon las condiciones de procesamiento con el equipo de medición e instrumentos instalados en la misma línea de galvanizado, el cual registra las temperaturas medidas por los termopares y pirometros instalados en los diferentes puntos del proceso, además de los parámetros operativos del horno de inducción, la velocidad de la lámina y la composición química del baño de zinc. Se realizaron lecturas cada minuto durante todo el procesamiento de termogalvanizado del acero en ambas condiciones.

Para lograr la variación en el contenido de antimonio en el baño de zinc se proceso una corrida del material de prueba utilizando un baño con la composición química correspondiente a las condiciones de procesamiento normales (alto Sb). Después para minimizar el contenido de Sb en el baño y así poder procesar el material de prueba a niveles más bajos, se trabajó la línea de galvanizado recubriendo material y adicionando con el tiempo lingotes de los componentes de dicha composición inicial, con excepción del Sb, disminuyendo así gradualmente el contenido del mismo hasta alcanzar un nivel muy bajo de Sb en el baño de zinc fundido y procesando una corrida del material de prueba bajo estas nuevas condiciones (bajo Sb).

4.3 PREPARACIÓN DEL MATERIAL.

Una vez galvanizado y recocido el material, se cortaron muestras de aproximadamente $1.00\text{m} \times$ el ancho del rollo (1.20m)^[80], a la salida de la línea y antes de enrollar la lámina. Para una mejor y más adecuada representabilidad se obtuvieron muestras al inicio, mitad y final de cada rollo, identificándolas sistemáticamente. Estas muestras serán utilizadas para las pruebas de soldabilidad y la caracterización del material y su recubrimiento.

Enseguida, para eliminar cualquier efecto potencial en el peso del recubrimiento, y variaciones en el espesor de la lámina, se removieron y desecharon 100mm de cada extremo en las muestras obtenidas^[80]. Para que el resultado de la prueba simule lo mejor posible el proceso real, el material a utilizar no deberá ser limpiado, ni desengrasado, sólo se recomienda frotar ligeramente con un trapo o estopa para homogenizar los aceites antioxidantes que la lámina contenga^[80].

Después se señala sobre las hojas la dirección de laminación (RD por su nombre en inglés, roll direction) y la superficie superior^[80], como se muestra en la Figura 4.1.

La identificación del material consta de: contenido de Sb (bajo y alto), la sección del rollo (inicial, mitad y final), la dirección de laminación (RD) y la superficie superior (CS). Cabe señalar que para ciertas mediciones se identificaron y definieron además tres secciones a lo ancho de la hoja: extremo uno para la sección izquierda (E1), centro para la sección central (C) y extremo dos para la sección derecha (E2).

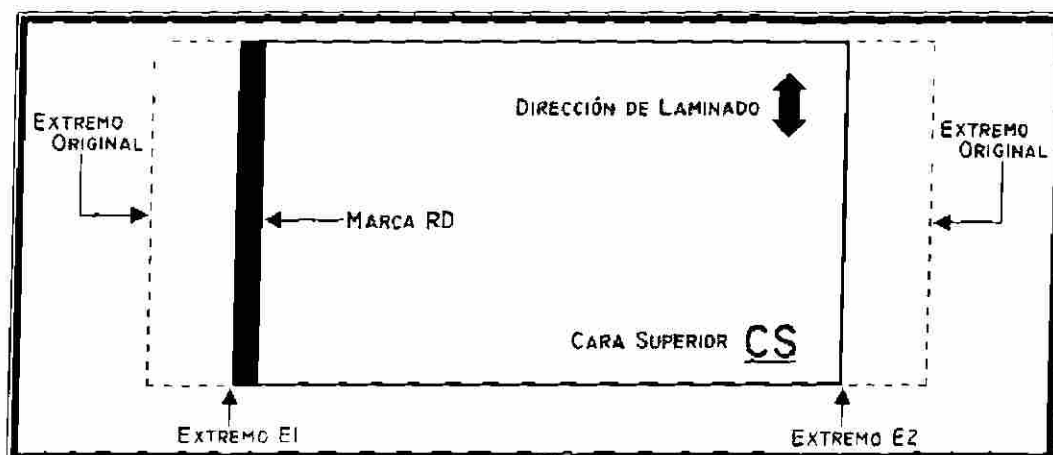


Figura 4.1. - Identificación de la superficie superior y dirección de rolado^[81].



4.4 CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.

Para la caracterización de la lámina se realizó el análisis óptico y químico del metal base, además de los ensayos de tensión y microdureza y mediciones de rugosidad superficial. Donde la distribución de muestras utilizada en cada prueba con el fin de determinar y validar las propiedades del material se aprecia dentro de la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 – Distribución de muestras para caracterización de la lámina.

Prueba o Ensayo	Inicio			Mitad			Final			Rep.	Total	Mat.
	E1	C	E2	E1	C	E2	E1	C	E2			
Espesor	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	15	2
Rugosidad	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	18	2
Tensión (0°, 45°, 90°)	-	✓	-	-	✓	-	-	✓	-	2	6	2
A. Q. (Difracción RX)	✓	-	-	-	✓	-	-	-	✓	1	3	2
A. Q. (Espectrometría)	✓	-	-	-	✓	-	-	-	✓	1	3	2
A. O. (Microestructura)	✓	-	-	-	✓	-	-	-	✓	1	3	2
A. O. (Tamaño de Grano)	✓	-	-	-	✓	-	-	-	✓	3	9	2
Dureza (HRB)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	18	2
Microdureza (HV)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	18	2

Rep. - No. Repeticiones; Mat. = No. Materiales; A.Q. = Análisis Químico; A.O. = Análisis Óptico.

4.4.1 Medición del espesor.

La primera medición efectuada fue el espesor de la lámina, utilizando para esto un micrómetro digital marca Mitutoyo, limpiando previamente la superficie con MEC (metil-etilcetona) para remover impurezas, óxidos y aceites en el material que pudieran afectar las mediciones. Para obtener un valor más representativo se realizaron cinco mediciones en puntos equidistantemente distribuidos a lo ancho de la lámina (E1, $\frac{1}{4}$, C, $\frac{3}{4}$, E2)^[80], las cuales se repitieron en tres láminas distintas para cada material. El valor obtenido servirá como referencia en los ensayos de tensión y las pruebas de soldabilidad.

4.4.2 Rugosidad superficial.

Las mediciones de rugosidad se realizaron utilizando un rugosímetro de la marca Hommel modelo T500, mostrado en la Figura 4.2. Las muestras se limpiaron



previamente con abundante MEC y se efectuaron barridos en la parte central de cada zona, a 0° y 90° del sentido de laminación de la lámina (longitudinal y transversal), repitiendo dos veces la medición y registrando el promedio de ambas.

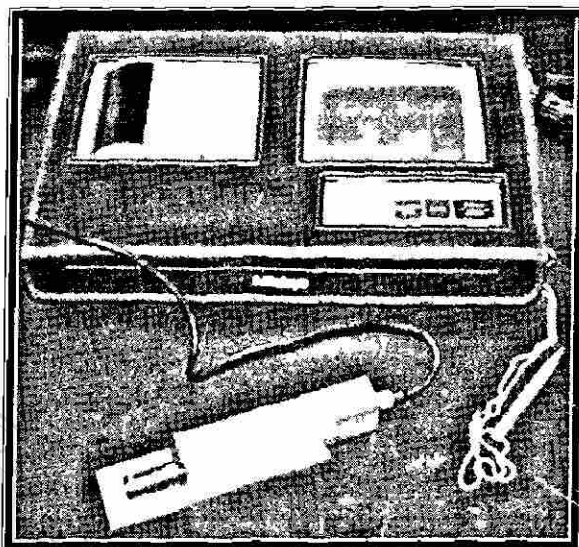


Figura 4.2. - Rugosímetro Hommel. Modelo T500.

La longitud de barrido utilizada fue de 2.5mm, con una velocidad de desplazamiento de 0.5mm/s, realizado en cumplimiento de la norma JIS-2000. De acuerdo al estándar se reportaron los valores de rugosidad promedio o Ra, definida por la Ecuación 4.1^[88], la máxima distancia pico-valle registrada o Ry y el número de picos promedio por unidad de longitud o RPc^[88].

$$Ra = \frac{1}{L} \int_0^L |y(x)| dx \quad (5.2)$$

4.4.3 Ensayo de tensión.

Las probetas para los ensayos de tensión, fueron troqueladas en una troqueladora mecánica, la cual proporciona la medida requerida según la norma ASTM E8-00. Las probetas se cortaron a 0°, 45° y 90° con respecto al sentido de laminación y fueron obtenidas de la parte central de las tres diferentes secciones de cada material. Una vez cortadas, las probetas fueron limadas en los bordes usando papel de lija 240, para evitar concentraciones de esfuerzos en estos puntos.



Los ensayos de tensión se realizaron en cumplimiento con la norma ASTM E8-00, con una rapidez de desplazamiento de cabezal constante igual a 19.05mm/min. hasta alcanzar la fractura, utilizando una máquina universal electromecánica de la marca INSTRON (Figura 4.3), evaluando así las propiedades mecánicas finales del acero procesado y el cumplimiento de las especificaciones requeridas por el material.

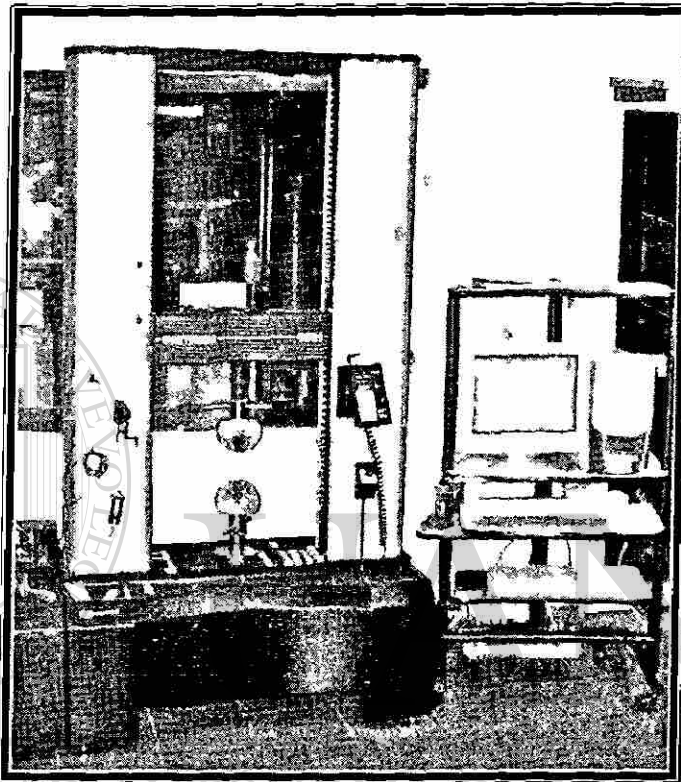


Figura 4.3. – Máquina Universal de pruebas INSTRON, modelo 2525-802.

4.4.4 Preparación de muestras.

La preparación de las muestras utilizadas en los análisis de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y ensayos de microdureza, se explica a continuación.

Una vez seleccionadas las zonas a analizar, se cortaron pequeñas secciones de lámina (alrededor de 15×8 mm) en una cortadora metalográfica marca BUEHLER, que se muestra en la Figura 4.4. Enseguida se encapsularon en una resina epóxica de baquelita utilizando para ello la prensa de montaje en caliente de la marca BUEHLER mostrada en la Figura 4.5.

Después de montadas e identificadas las muestras, las muestras se desbastaron en una pulidora vertical, usando una secuencia de lijas metalográficas con diferente granulometría (240, 320, 400, 600, 1200 y 4000) y finalizar puliendo en paño con pasta de diamante de $0.3\mu\text{m}$ hasta alcanzar acabado espejo en la muestra, utilizando una pulidora rotatoria modelo Ecomet III, ambos equipos son de la marca BUEHLER.

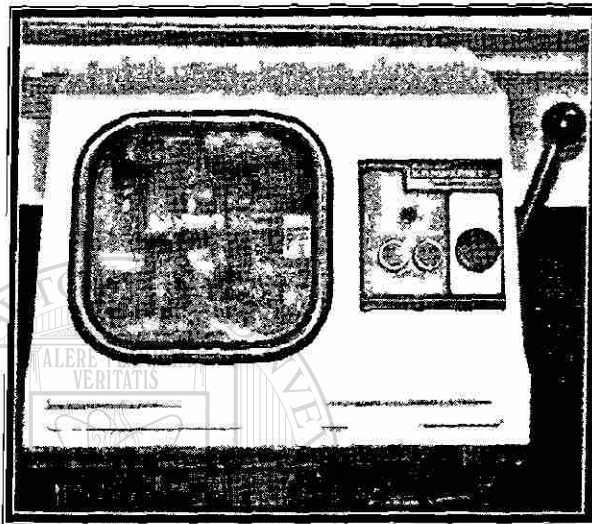


Figura 4.4. – Cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160.

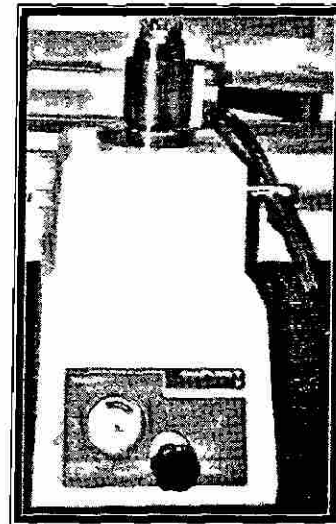


Figura 4.5. – Prensa de montaje en caliente BUEHLER modelo 24-1410-115.

Al terminar de pulir las piezas, se les realizó un ataque químico para revelar la microestructura del material, usando nital al 2% ($2\% \text{HNO}_3 + 98\% \text{COH}_3$), durante 25s para los botones de soldadura y en dos ocasiones para el metal base (25s + 12s)^[81]; Para atacar el recubrimiento se utilizó nital al 0.5% ($0.5\% \text{HNO}_3 + 99.5\% \text{COH}_3$), durante 1s o menos ya que la fase Γ del recubrimiento es atacada muy rápidamente permitiendo que se deposite baquelita disuelta en su lugar^[84]; Mientras que para atacar los electrodos se utilizó una solución ($50\% \text{CH}_3\text{CO}_2\text{H} + 50\% \text{HNO}_3$) durante 15s^[85].

Las muestras utilizadas para el análisis químico en el espectrómetro de chispa, fueron láminas de aproximadamente $50 \times 50\text{mm}$, las cuales se decaparon en HCl al 33.3% durante 20s para remover la capa de zinc y enseguida limpiarlas con MEC para poder montarlas en el equipo analizador.



4.4.5 Análisis químico.

Para conocer la composición química del metal base se realizó un análisis de difracción de rayos X en un microscopio electrónico de barrido de la marca Jeol, el cual es propiedad de la empresa y se muestra en la Figura 4.6. Las muestras analizadas fueron preparadas según se describe en el Punto 4.4.4 y se realizarán análisis de área dos veces en cada muestra.

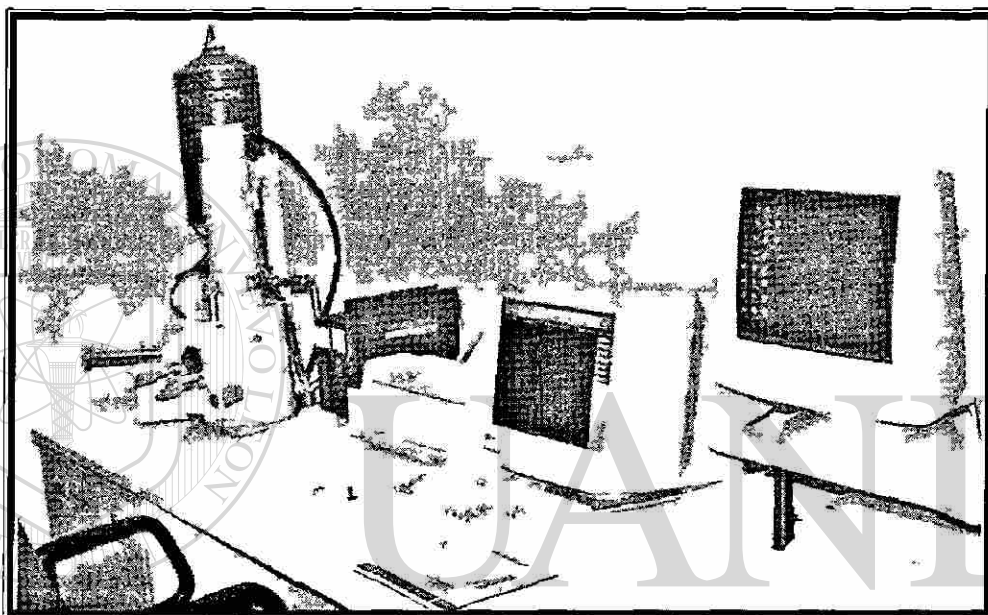


Figura 4.6. – Microscopio electrónico de barrido Jeol, modelo JSM-5600.

También se realizó análisis químico del acero por espectrometría conforme a la norma ASTM E415-90, utilizando un espectrómetro de la marca Spectrolab modelo M5 (análisis por chispa). Para este caso también se analizaron tres diferentes muestras de cada material, preparadas según se describe al final del Punto 4.4.4.

4.4.6 Análisis óptico.

El análisis metalográfico y toma de imágenes del metal base se realizó a través de un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca Jeol (Figura 4.6) y un microscopio óptico de la marca Nikon (Figura 4.7). Las mediciones se realizaron con ayuda del



software analizador de imágenes Image Pro Plus 4.0. Las muestras utilizadas corresponden a tres diferentes muestras de cada material, las cuales fueron preparadas según se describe en el Punto 4.4.4.

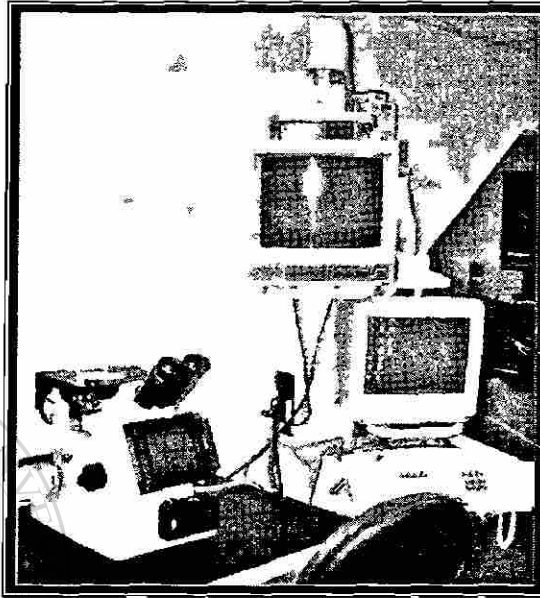


Figura 4.7. – Microscopio óptico marca Nikon, modelo Ehipot.

4.4.7 Ensayos de dureza y microdureza.

Los ensayos de dureza se realizaron cumpliendo con la norma ASTM E18-00 utilizando un durómetro digital Rockwell marca United modelo UHT-10, propiedad de la empresa (Figura 4.8). Las indentaciones fueron echas con una carga de 100kg y un indentador esférico de 1.64mm (Dureza Rockwell B). Se utilizaron muestras de material decapadas correspondiente a las tres secciones del rollo y las tres zonas de cada material, realizando dos mediciones en cada muestra y registrando el promedio de ambas.

Para los ensayos de microdureza se utilizó un microdurometro Shimadzu, propiedad del laboratorio de materiales de la UANL (Figura 4.9). Las indentaciones se realizaron en la sección transversal de acuerdo a la Norma ASTM E92-00, aplicando una carga de 100g durante un lapso de 15s. Las mediciones de la huella formada, fueron hechas haciendo uso del software analizador de imágenes y el microscopio óptico Nikon (Figura 4.7).

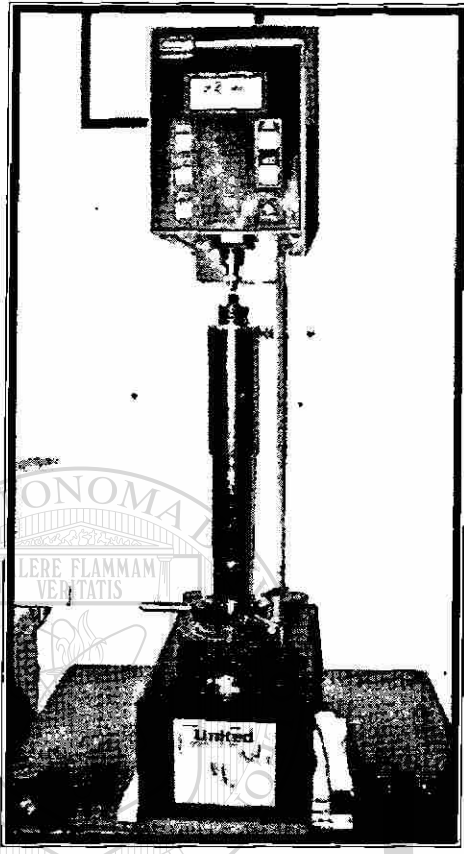


Figura 4.8. – Durómetro digital Rockwell marca United, modelo UHT – 10.

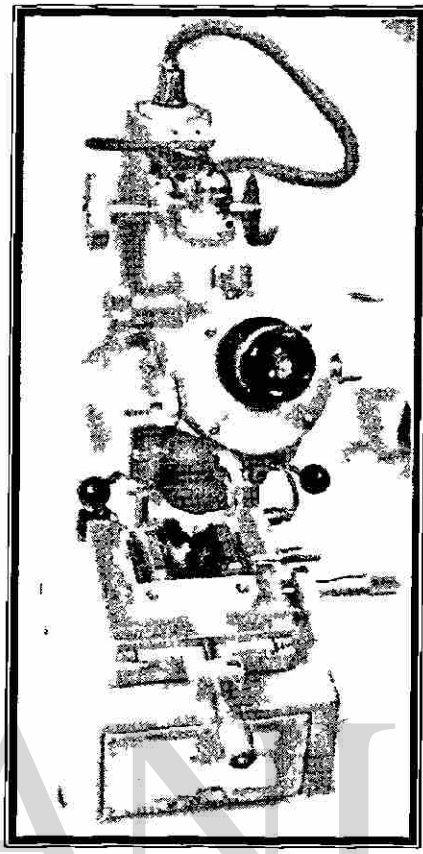


Figura 4.9. – Microdurometro marca Shimadzu.

Las metalografías identadas corresponden a muestras de las tres secciones del rollo y las tres zonas de cada material. La preparación de las mismas se realizó de acuerdo al procedimiento descrito en el Punto 4.4.4, efectuando dos indentaciones por muestra analizada



4.5 CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

Para la caracterización del recubrimiento se realizaron pruebas de integridad y peso de recubrimiento, así como el análisis químico y óptico del mismo para la captura de imágenes y la medición e identificación de fases. Donde la Tabla 4.2 muestra la distribución de muestras empleadas en cada prueba.

Tabla 4.2 – Distribución de muestras para caracterización del recubrimiento.

Prueba o Ensayo	Inicio			Mitad			Final			Rep.	Total	Mat.
	E1	C	E2	E1	C	E2	E1	C	E2			
A. Q. (ICP)	-	✓	✓	✓	-	✓	✓	✓	-	1	6	2
A. Q. (Fases)	✓	-	✓	✓	✓	-	-	✓	✓	2	12	2
A. O. (Espesor)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	1	9	2
Peso	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	1	9	2
Integridad (V-Bend 90°)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	18	2
Integridad (V-Bend 60°)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	2	18	2

Rep. No Repeticiones. Mat. No Materiales: A Q. Análisis Químico, A O. Análisis Óptico.

Para las probetas utilizadas en los análisis y pruebas del recubrimiento, se utilizó un bocado de lámina circular de 80mm de diámetro en cumplimiento a la norma ASTM A90 (Figura 4.10), que fue troquelado en una prensa mecánica.



Figura 4.10. – Bocado circular de 80mm, usado en pruebas de recubrimiento.

4.5.1 Análisis químico.

Para conocer la composición química del recubrimiento termogalvánico, se hizo uso de un espectrofotómetro de emisión por plasma marca Jarrell Ash, propiedad de la

empresa. Los análisis se realizaron conforme a la norma ASTM A90, en bocados circulares (Figura 4.10) obtenidos según muestra la Tabla 4.2.

Una vez troquelada la muestra, ésta se limpia con alcohol isopropílico registrando su peso inicial, enseguida se decapa en 50ml de solución ácida (33.3% HCl + 66.6% H₂O de doble ósmosis inversa), a la que se le agrega un inhibidor Rodine M85. Una vez decapada, la muestra es recuperada y pesada; mientras que a la solución decapante se le agregan 50ml de agua de doble ósmosis inversa y se introduce al equipo para su primer análisis (Al, Sb, Pb y Zc). Para el segundo análisis (Fe), se toman 5 ml de la solución decapante, agregándole 45ml más de solución ácida con inhibidor y 50ml de agua de doble ósmosis inversa, analizando ahora la segunda mezcla.

También se realizó análisis químico por difracción de rayos X, con el microscopio electrónico de barrido (Figura 4.6), con el fin de identificar las fases presentes en el recubrimiento, sus componentes y la distribución del contenido de Fe en función de la distancia al sustrato. Las muestras se prepararon como se indica en el Punto 4.4.4.

4.5.2 Análisis óptico.

El análisis óptico del recubrimiento se llevó a cabo en el microscopio óptico de la Figura 4.7 y con el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.6, con el fin de determinar la microestructura de las fases intermetálicas, así como la medición de sus espesores a través del software ImagePRO. Las muestras utilizadas se prepararon como se menciona en el Punto 4.4.4.

4.5.3 Peso del recubrimiento.

La inspección del peso del recubrimiento fue realizada en cumplimiento a la norma ASTM A-90, registrando la pérdida en peso por lado de un bocado de lámina de 8cm (Figura 4.10) en una báscula de alta precisión, después de disolver su recubrimiento en HCl durante 20s y considerar el área del bocado para obtener su densidad.



4.5.4 Integridad del recubrimiento.

La integridad del recubrimiento fue evaluada a través de pruebas de doblez V-Bend reversible a 60° y 90° , utilizando para ello una máquina dobladora compuesta por tres pistones mecánicos independientes, mostrada en la Figura 4.11.



Figura 4.11. – Máquina dobladora para prueba V-Bend reversible.

Después de limpiar la muestra tipo bocado (Figura 4.10), ésta se montaba en la máquina y operando el actuador lateral se doblaba (60° ó 90°), como se muestra en la Figura 4.12, para después desdoblarla haciendo uso del actuador central. Quedando finalmente como aparece en la Figura 4.13.

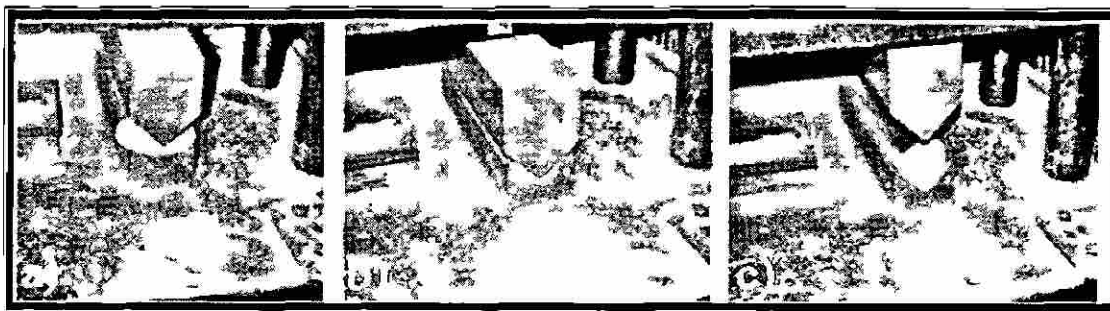


Figura 4.12. Secuencia del actuador para prueba de doblez V-Bend. a) Inicio de carrera. b) Fin de carrera. c) Regreso de carrera



Una vez desdoblado el bocado, se aplicaba una tira de cinta adhesiva a lo largo de la zona afectada por el dobléz y al desprender la cinta se evalúa la pérdida por polvos del recubrimiento contra un estándar cualitativo.

Para tener un valor cuantitativo, también se registró el peso del bocado antes y después del dobléz, haciendo uso de una báscula de precisión; se obtuvieron las diferencias en peso para dobléz a 60° y 90°.

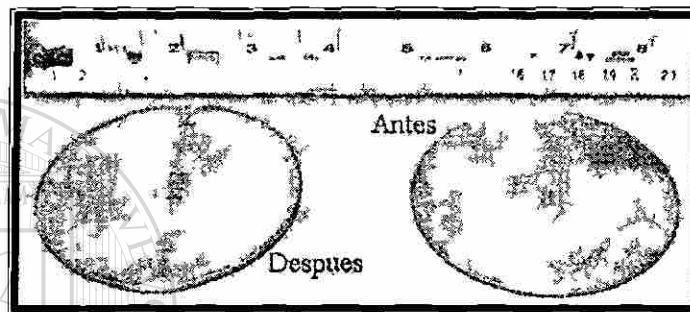


Figura 4.13. – Bocado circular antes y después de efectuada la prueba V-Bend.

Para esta prueba se utilizaron muestras de cada material sustraídas de las tres secciones del rollo en sus tres zonas y realizando el dobléz una vez en cada cara (superior e inferior) registrando el promedio de ambas.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.6 CARACTERIZACIÓN DE LOS ELECTRODOS.

Para la caracterización de los electrodos se revisó su geometría, microestructura, composición química, microdureza y forma, además de medir la resistencia de contacto superficial y la huella que se formaba una vez montados en la máquina soldadora.

4.6.1 Tipo de electrodos.

El tipo de electrodos a utilizar está dado por la norma AWS/SAE, mientras que sus dimensiones se encuentran en función del espesor del material que se va a soldar. Para el presente caso, corresponden a electrodos tipo RWMA Grupo A, Clase 2 CuCr, con una dureza mínima de 75 HRB y un diámetro de cara de 5.0mm^[80]. Las dimensiones de los electrodos fueron revisadas con un vernier digital marca Mitutoyo, para corroborar el cumplimiento del estándar utilizado.

4.6.2 Diámetro de la cara.

Primero se imprimió la huella sobre una hoja de máquina usando papel carbón, obteniendo tres marcas individuales y tres compuestas siguiendo el esquema mostrado en las Figuras 4.14 y 4.15, para después medir el diámetro resultante utilizando un Vernier digital a 0° y 90°. Las huellas fueron impresas en diferentes ocasiones para revisar su evolución a lo largo la prueba.

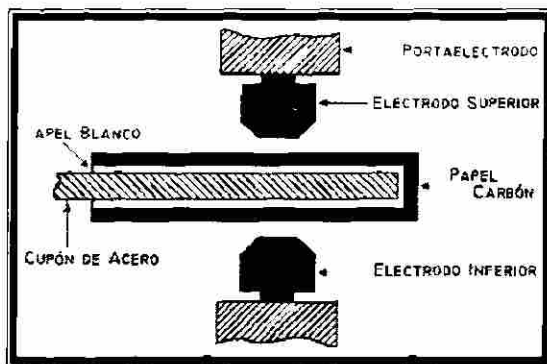


Figura 4.14. – Esquema de impresión para huella individual^[80].

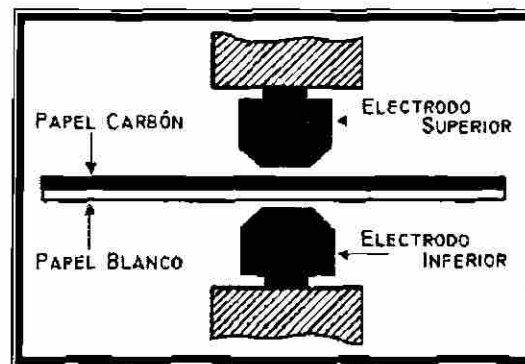


Figura 4.15. – Esquema de impresión para huella compuesta^[81].

4.6.3 Análisis químico y microestructural.

La composición química del electrodo se determinó en el microscopio electrónico de barrido (Figura 4.6) mediante un análisis de difracción de rayos X. Mientras que el análisis microestructural del mismo se realizó en el microscopio óptico mostrado en la Figura 4.7. Ambas muestras se prepararon como se explica en el Punto 4.4.4.

4.6.4 Microdureza.

Para conocer la microdureza del electrodo se realizaron indentaciones sobre una muestra transversal del material del electrodo preparada como señala el Punto 4.4.4, aplicando 100g de carga durante 15s, utilizando el equipo mostrado en la Figura 4.9. Las mediciones se realizaron con ayuda del software Image Pro Plus 4.0.

4.6.5 Resistencia eléctrica estática.

La resistencia eléctrica estática del material se midió como se indica en el esquema de la Figura 4.16 utilizando un microohmmetro digital marca AIMC, el cual alimenta una corriente eléctrica de 10 amperes y efectúa la medición de la resistencia en $\mu\Omega$. Los valores así determinados corresponden a tres distintas resistencias dentro del circuito eléctrico (R_{CLL} , R_{CLL} y R_{TOT}).

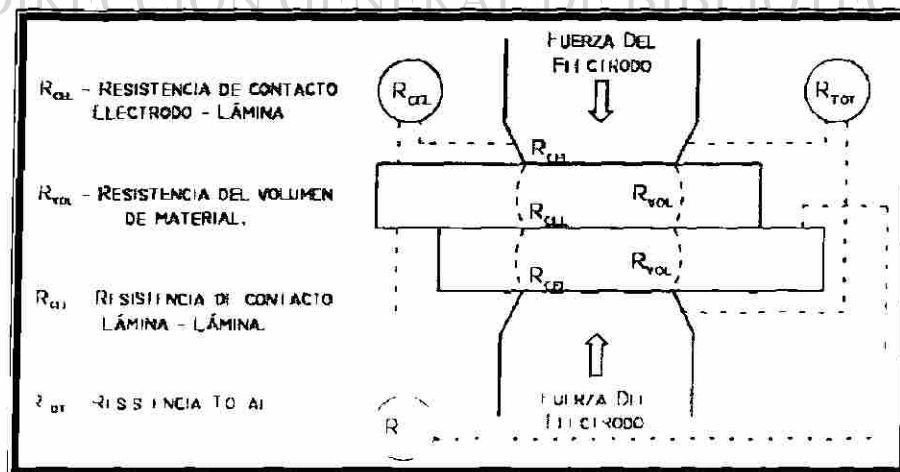


Figura 4.16. – Medición de resistencia de contacto estática ⁽¹⁾.



4.7 PRUEBA DE SOLDABILIDAD.

La revisión de la soldabilidad del material utilizado se realizó siguiendo los métodos de evaluación de la norma GM¹⁸⁰¹, que principalmente considera la evolución en el tamaño del botón formado a través de pruebas de arranque para evaluar el comportamiento de aceros automotrices al ser unidos a través de RSW, y posteriormente verificar la calidad de la unión formada.

Al mencionar que se suelda algún tipo de panel, se hace referencia a un juego de ellos, así como el número de puntos requeridos para ese juego. En cada punto realizado se deben registrar los siguientes valores: la corriente establecida y la real, el porcentaje de calor, el modo de fractura, la orientación y los diámetros mínimo, máximo y promedio. Los puntos de soldadura se realizaron con una máquina soldadora por puntos marca ARO (Figura 4.17) que utiliza un panel de control modelo Micro 2X16.

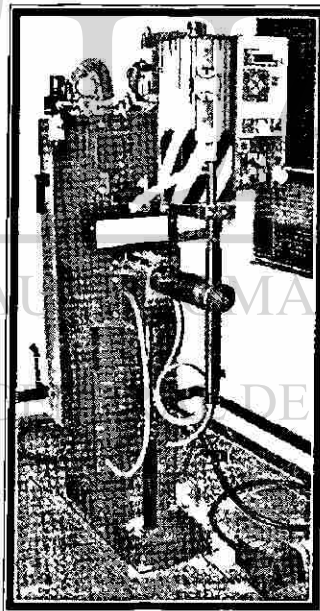


Figura 4.17. – Máquina soldadora de pruebas marca ARO, modelo PAO94-SC.

Para un mejor entendimiento de la prueba de soldabilidad a realizar, se dividirá al ensayo en varias fases para su explicación: selección de parámetros, proceso de estabilización, determinación de valores iniciales, prueba de calidad de la soldadura, prueba de vida útil del electrodo y finalmente la evaluación del botón de soldadura.



4.7.1 Selección de parámetros y preparación del equipo.

La selección de los parámetros utilizados en las pruebas de soldadura se realizó en función del espesor del material (0.69mm) y de acuerdo a la norma GM ^[80]. La Tabla 4.3 muestra los valores de los parámetros correspondientes.

Tabla 4.3. – Parámetros utilizados en el equipo, según el estándar GM ^[80].

Parámetro	Valor	Unidad
Tipo de electrodo.	2 CuCr	-----
Diametro de la cara del electrodo.	5.0 ± 0.1	mm
Tamaño de boton de estabilizacion. (SWS)	4.5 ± 0.1	mm
Tamaño de boton minimo aceptable. (MWS)	3.3	mm
Fuerza aplicada	2.0	kN
Gasto del agua de enfriamiento.	4.0	l/min
Temperatura del agua de enfriamiento.	20.0	C
Tiempo de aplicación de corriente. (WT)	11	Ciclos
Tiempo de sostenimiento corto. (HT _s)	5	Ciclos
Tiempo de sostenimiento largo. (HT _L)	90	Ciclos
Tiempo de sujeción. (ST)	99	Ciclos
Tiempo de apagado. (OT)	24	Ciclos
Rapidez de operación.	25 ± 1	Puntos/min

1 Ciclo = 0.167s (Frecuencia 60 Hz).

Para las pruebas de calidad de la soldadura y resistencia ó vida útil del electrodo se utilizan 6 diferentes tipos de paneles, cuyas dimensiones y tolerancias se incluyen en la Tabla 4.4. Dichos paneles fueron cortados a partir de las hojas de material obtenidas en línea, haciendo uso de la cizalla mostrada en la Figura 4.18 y transfiriendo en cada panel las marcas de cara superior y dirección de laminación. Para una mejor representación se recomienda que una vez cortados los paneles, se entremezclen al azar.

Tabla 4.4. – Paneles utilizados en las pruebas de soldabilidad ^[80].

Panel	Largo (mm)	Ancho (mm)
Cupón para prueba de arranque	100.0 ± 1.0	30.0 ± 1.0
Panel estándar	340.0 ± 5.0	55.0 ± 1.0
Panel de sensibilidad al tiempo de sost.	140.0 ± 2.0	350.0 ± 2.0
Cupón de tensión a corte	105.0 ± 2.0	45.0 ± 2.0
Cupón de tensión directa	150.0 ± 0.5	50.0 ± 0.5
Panel de caracterización	250.0 ± 5.0	Ancho

El largo del panel es paralelo al sentido de laminación

Habiendo cortado todos los paneles, se procede al montaje de los electrodos en la máquina de soldar. Identificando previamente los electrodos como superior e inferior, se insertan en los portaelectrodos aplicando una fuerza mínima (0.2kN), después se verifica que sus caras estén correctamente alineadas y paralelas, auxiliándose con una lupa para revisar que al unir los electrodos no exista luz entre ellos. En caso de existir problemas de alineamiento, éstos se pueden corregir presionando una lima fina entre los electrodos y girándola lentamente 90° en un sentido y de regreso, mientras se aplica una fuerza mínima (0.2 kN), después se realiza la misma operación pero cambiando la lima por una lija fina doblada sobre un pedazo de metal. El proceso se repite hasta que la luz desaparezca y se verifica realizando huellas con papel carbón siguiendo los pasos descritos en el Punto 4.6.2.

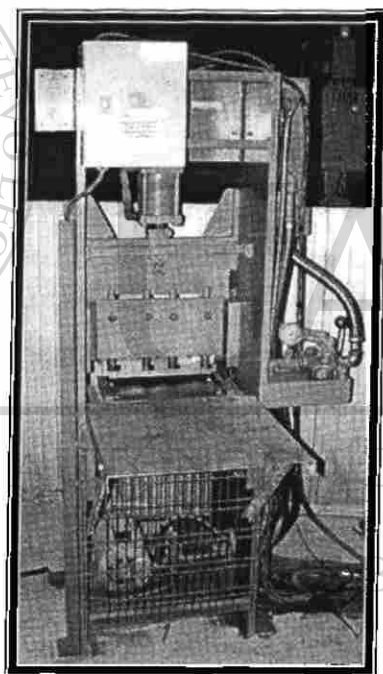


Figura 4.18. – Cizalla Hidráulica.

4.7.2 Proceso de estabilización.

El proceso de estabilización tiene como objetivo compensar el comportamiento dinámico de la corriente de soldadura con respecto al tamaño del botón, que tiene lugar al utilizar electrodos nuevos sobre todo al soldar material con recubrimiento ^[80]. Consiste en ajustar la corriente de soldadura tanto como sea necesario para producir un



botón de tamaño específico, evaluándolo a través de ensayos de arranque. Este proceso se describe a detalle en el Anexo A.1 y requiere de 80 a 250 puntos de soldadura.

4.7.3 Determinación de valores de I_{\min} y I_{\max} iniciales.

Este proceso tiene como objetivo conocer los valores de corriente inicial mínima (I_{\min}), inicial máxima (I_{\max}) y el intervalo de corriente inicial del material en cuestión, así como los diámetros inicial mínimo (DI_{\min}) y máximo (DI_{\max}). Esto con el fin de conocer la afectación de la corriente de soldadura en el tamaño y la calidad del botón formado [80].

Utilizando de 40 a 100 puntos de soldadura evaluados a través de pruebas de arranque, este proceso consiste en ajustar la corriente de soldadura al valor más bajo que produzca un botón del tamaño mínimo aceptable (MWS por su nombre en inglés, minimum weld button size) y con un modo de fractura ovalar o redondo, obteniendo así la I_{\min} . Para después incrementar lentamente la corriente hasta que se presente la condición de expulsión, obteniendo así la I_{\max} . El Anexo A.2 describe a detalle este proceso.

4.7.4 Prueba de la calidad de la soldadura.

El objetivo de la prueba de calidad de la soldadura es conocer el comportamiento de un acero automotriz con o sin recubrimiento al utilizarse en procesos de soldadura por puntos ⁵, al determinar la capacidad del acero para formar puntos de soldadura por resistencia aceptables realizados dentro de los parámetros recomendados por el estándar [81-82], así como las propiedades del botón de soldadura formado y su sensibilidad a diferentes velocidades de enfriamiento, a través de pruebas de sensibilidad, metalografías, ensayos de tensión y microdureza [80].

La prueba consiste en ajustar la corriente para producir una huella de un tamaño igual a la cara del electrodo (FDWS por su nombre en inglés, electrode face diameter



weld size) y con esa corriente soldar 2 paneles de sensibilidad (HTS por su nombre en inglés, hold time sensitivity) y 3 cupones de tensión a corte (STC por su nombre en inglés, shear tension test coupon) con dos tiempos de sostenimiento. Utilizando de 100 a 180 puntos para completar el proceso, el cual se describe a detalle en el Anexo A.3.

4.7.5 Prueba de resistencia o vida útil de los electrodos.

La prueba de resistencia o vida útil de los electrodos, provee información significativa sobre la soldabilidad por puntos de lámina delgada, especialmente sobre la afectación del recubrimiento en la vida útil de los electrodos.

Entre los factores a obtener durante la prueba se encuentran la corriente inicial mínima y máxima (I_{\min} y I_{\max}), el tamaño de los botones que forman (DI_{\min} y DI_{\max}), el intervalo de corriente inicial, la corriente de soldadura, el valor de resistencia límite, la corriente final mínima y máxima (IF_{\min} y IF_{\max}) y el intervalo de corriente final ^[80]. El proceso para esta prueba se describe a detalle en el Anexo A.4.

4.8 EVALUACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE LA SOLDADURA.

4.8.1 Evaluación del botón de soldadura.

Después de seccionar los paneles HTS en 7 cupones individuales, se realizó una inspección visual a la huella con el fin de localizar grietas en la cara del punto o en sus zonas aledañas, y medir el diámetro de la huella con la ayuda del microscopio estereográfico marca Olympus mostrado en la Figura 4.19. El diámetro de la huella se obtuvo como el promedio de dos mediciones realizadas a 90° una de otra (Figura 4.20).

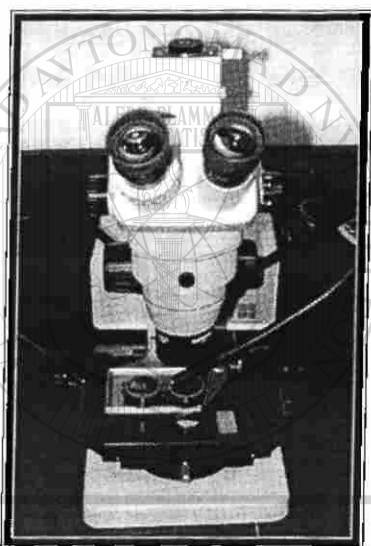


Figura 4.19. – Estereoscopio
Olympus, modelo 5740

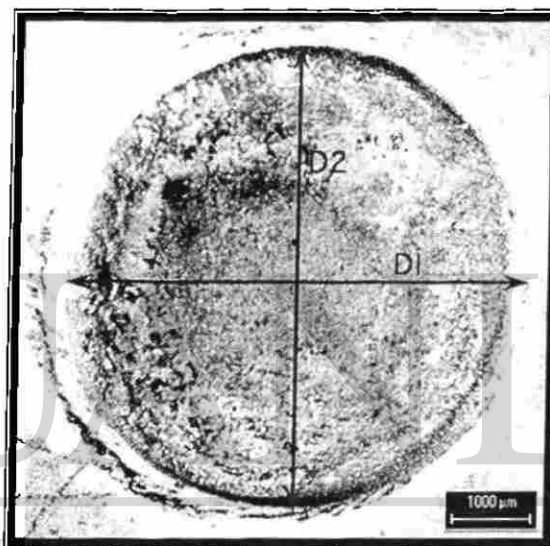


Figura 4.20. – Medición del diámetro
de la huella.

4.8.2 Evaluación de microdureza y microestructura.

Primero se seccionaron los botones de soldadura a la mitad como se muestra en la Figura 4.21, preparando las muestras como se indica en el Punto 4.4.4. Después se digitalizó la imagen completa del botón a 100 y 200 aumentos para analizar la microestructura a lo largo y ancho del botón, con y sin ataque químico. Una vez digitalizada la imagen, se procedió a realizar el análisis y medición de los parámetros de los botones de soldadura utilizando el estereoscopio de la Figura 4.19 y el analizador de imágenes Image Pro Plus 4.0

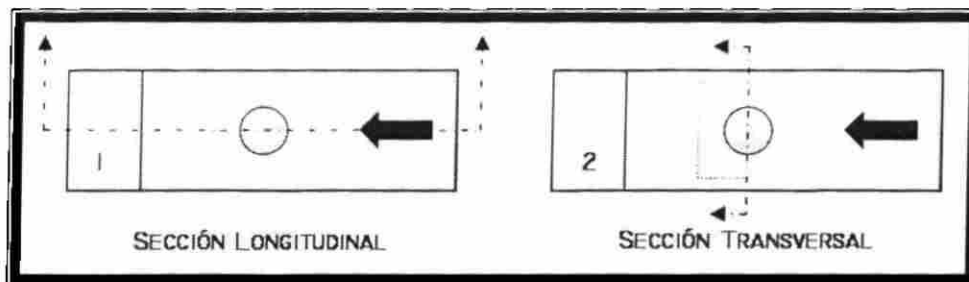


Figura 4.21. – Seccionado de paneles HTS para inspección metalográfica y microdureza [80].

Uno de los parámetros medidos fue la indentación del electrodo, la cual se obtuvo como la distancia promedio medida entre el borde exterior de la lamina y la penetración alcanzada por el electrodo tanto superior como inferior (Figura 4.22). transformando los valores a porcentaje del espesor de la lámina.

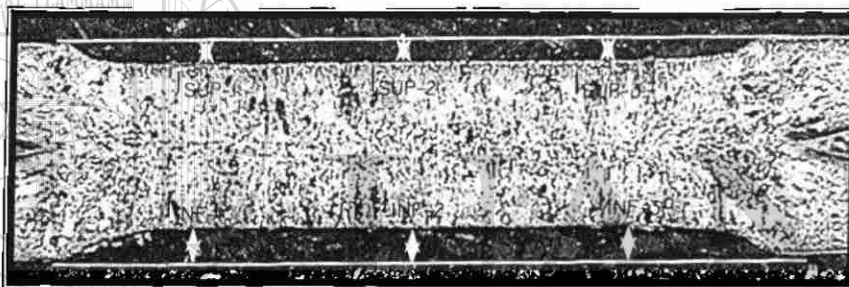


Figura 4.22. – Medición de la indentación del electrodo.

Otro parámetro a medir es la penetración de la soldadura, la cual se obtuvo como la distancia media vertical medida desde el centro del botón de soldadura hacia la altura del mismo y transformada a porcentaje con relación al espesor de la lamina. Finalmente se midió el diámetro del botón de soldadura. La Figura 4.23 muestra la forma de realizar estas dos mediciones en el botón de soldadura.

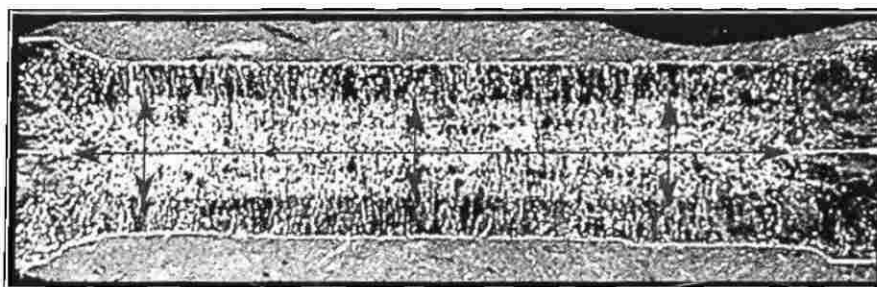


Figura 4.23. – Medición de a) Penetración de la soldadura. b) Diámetro del botón.



En lo referente al ensayo de microdureza, se realizó un perfil de durezas formando una diagonal transversal que inicia en el metal base del cupón superior, atraviesa el botón y termina en el metal base del cupón inferior (Figura 4.24). Las indentaciones se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E92 con una carga de 100g y un tiempo de 15s en el microdurómetro de la Figura 4.9, las mediciones de la indentación se realizaron con ayuda del microscopio óptico Nikon (Figura 4.7) y el analizador de imágenes ImagePRO 4.0.

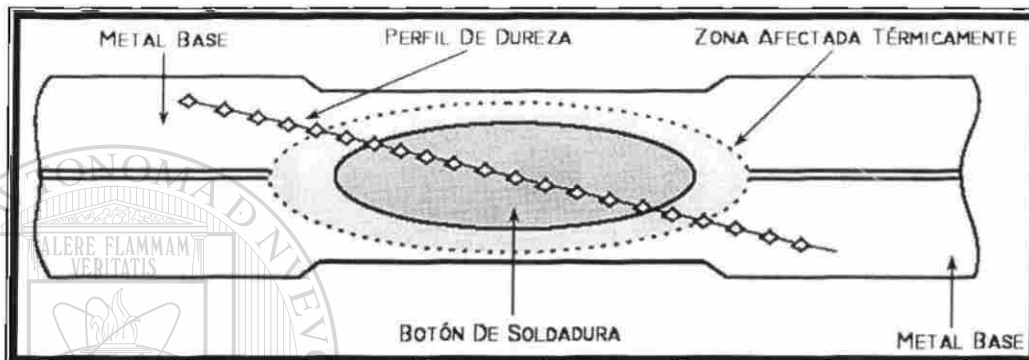


Figura 4.24. – Perfil transversal de microdureza del botón de soldadura ^[80].

4.8.3 Ensayo de arranque.

Este ensayo se realiza a cupones soldados como parte fundamental en evaluación de las pruebas de la calidad de la soldadura y resistencia del electrodo. Consiste en separar las láminas, sujetando el cupón inferior en una prensa de banco y utilizando unas pinzas de presión para arrancar el cupón superior estirándolo como se muestra en la Figura 4.25.

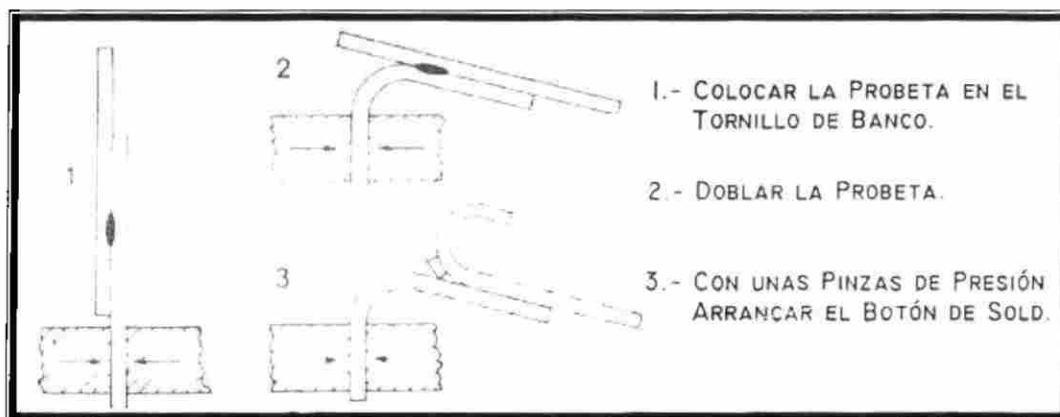


Figura 4.25. – Esquema de la prueba de arranque ⁽⁸⁾.

El criterio de evaluación de la prueba de arranque, consiste en clasificar el modo de fractura y medir el diámetro del botón formado. En la Figura 4.26 se aprecian los diferentes modos de fractura del botón de soldadura en la prueba de arranque, así como la nomenclatura normalmente utilizada.

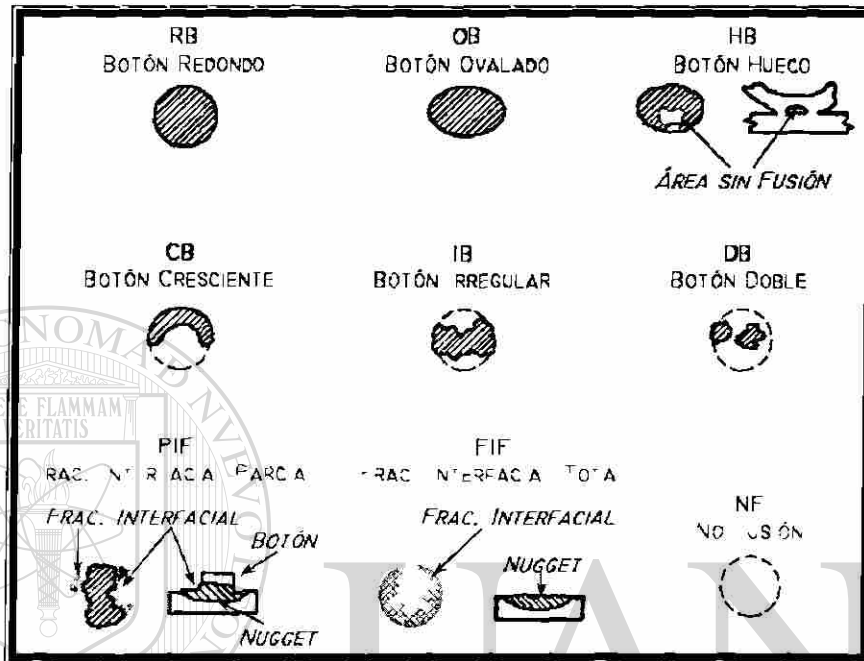


Figura 4.26. – Esquema de evaluación del modo de fractura ^[80].

Una vez clasificado el modo de fractura, se realizó la medición del diámetro mínimo, máximo y promedio del botón resultante utilizando un vernier digital marca Mitutoyo y siguiendo las indicaciones mostradas en la Figura 4.27 para botones del tipo regular, irregular o que presenten fractura interfacial.

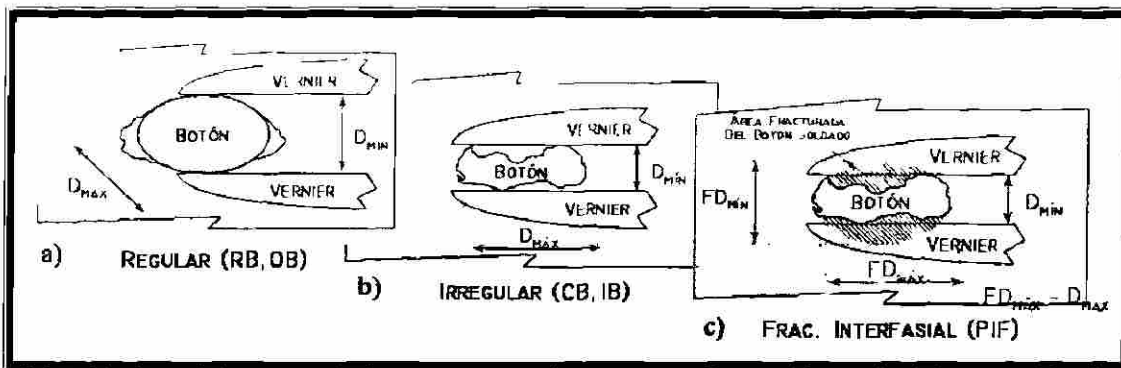


Figura 4.27. – Medición del diámetro del botón de soldadura según el tipo de fractura.

a) Botón regular. b) Botón irregular c) Botón con fractura interfacial ^[81].

4.8.4 Ensayos de tensión a corte.

Los ensayos de tensión a corte se realizaron cumpliendo con la norma AWS/SAE D8.9:2002^[80], en la máquina universal mostrada en la Figura 4.3 con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 10mm/min^[80]. Para realizar el ensayo se utilizaron placas del mismo material ensayado como apoyo en las mordazas, quedando una longitud libre en la probeta de 95mm y 40mm en el interior de cada mordaza. El esquema de la prueba se muestra en la Figura 4.28.

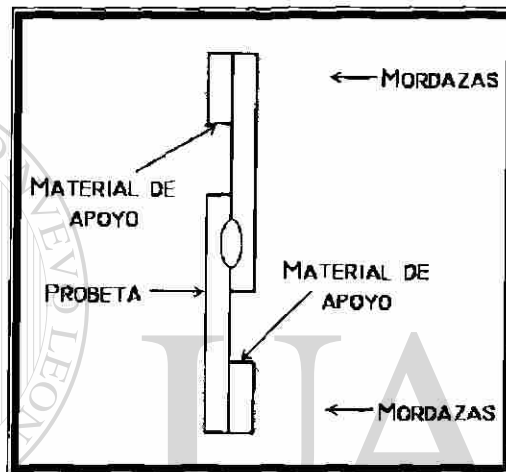


Figura 4.28. – Esquema de la prueba de tensión a corte^[80].

La Figura 4.29 muestra los dos modos de fractura posibles en la prueba de tensión con esfuerzo de corte, en esta prueba además del tipo de fractura obtenido durante el ensayo se evalúa el diámetro y la geometría del botón formado.

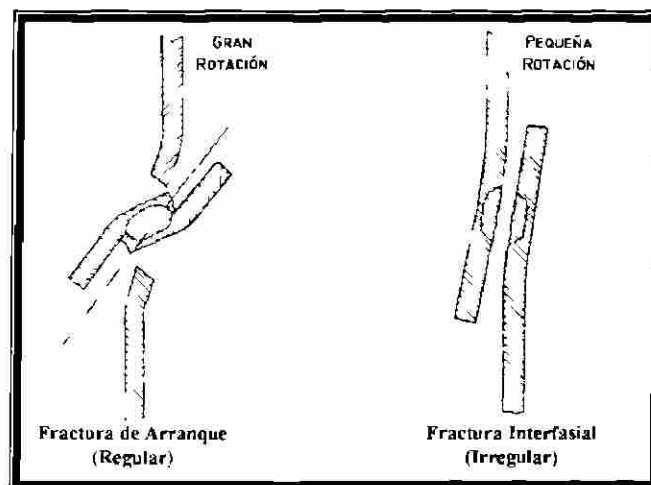


Figura 4.29. – Evaluación del tipo de fractura de la prueba de tensión a corte^[89].



CAPÍTULO V

RESULTADOS.

5.1 INTRODUCCIÓN.

En este capítulo se presentan para su posterior discusión los valores obtenidos en las diferentes pruebas y análisis realizados para caracterizar al material y su recubrimiento, así como los resultados de las pruebas de soldabilidad y la evaluación de los botones de soldadura efectuados en este estudio. La presentación de estos datos se realizará siguiendo el orden establecido en la metodología experimental mostrada en el

Capítulo IV, en el que se establece como la principal diferencia al contenido de Sb en la pañala durante el procesamiento, por lo que los dos materiales se catalogan de acuerdo a esta condición.

Para facilitar la interpretación de los valores obtenidos y su posterior discusión, éstos se representan a través de tablas y gráficas realizadas con el paquete computacional Excel, reportando los valores como datos de tendencia central, al citar la media (μ) como la estimación de la cantidad medida y a la desviación estándar (σ) como la estimación de la precisión para $n-1$ grados de libertad; en cada caso se reporta el tamaño de la muestra (n) empleada^[86]. Los valores así obtenidos se representan como $\mu \pm \sigma$, redondeando el valor de σ a una o dos cifras significativas y utilizando en la μ la misma precisión usada en la σ correspondiente.



5.2 ANÁLISIS ESTADÍSTICO.

Para revelar la presencia de errores aleatorios dentro de los resultados obtenidos se realizaron medidas repetidas, aplicando algunos conceptos estadísticos fundamentales.

El valor promedio de las medidas repetidas se expresa como la media aritmética o media, que se define por la Ecuación 5.1; en donde η es igual al tamaño de la muestra o bien, el número total de mediciones ^[86]. Mientras que la variabilidad de los resultados está dado por la desviación estándar que se define por la Ecuación 5.2 ^[86].

$$\mu = \frac{\sum x_i}{\eta} \quad (5.1)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum (x_i - \mu)^2}{\eta - 1}} \quad (5.2)$$

Para detectar la presencia de posibles datos desviados entre las medidas registradas, estas fueron revisadas con las pruebas N1, N9 y N14 que se definen por las Ecuaciones 5.3 ^[86], 5.4 ^[86], 5.5 ^[86], 5.6 ^[86], 5.7 ^[86], respectivamente. Donde x_1, x_2, \dots, x_n

representan las mediciones ordenadas de menor a mayor ^[86].

$$N_1 = \frac{x_n - \mu}{s} \quad (\text{Evalúa } x_n) \quad (5.3)$$

$$N_1 = \frac{\mu - x_1}{s} \quad (\text{Evalúa } x_1) \quad (5.4)$$

$$N_9 = \frac{x_n - x_{n-1}}{x_n - x_1} \quad (\text{Evalúa } x_n) \quad (5.5)$$

$$\lambda = \frac{x_n - x}{x - x_1} \quad (\text{Evalúa } x) \quad (5.6)$$

$$N_4 = \frac{\sum (x_i - \mu)^3}{\eta \cdot \sigma^3} \quad (\text{Evalúa la simetría}) \quad (5.7)$$



Para comparar los valores de dos o más medias y contrastar si difieren entre sí significativamente, se utilizó el análisis de varianza o método ANOVA reportando el valor estadístico F obtenido y su correspondiente valor crítico (F_c): en donde si F es mayor al F_c no existe diferencia significativa entre las medias comparadas, pero si F es menor al F_c si existe diferencia significativa entre ellas ^[86]. La aritmética de los cálculos ANOVA se presenta en las Ecuaciones 5.8 ^[86], 5.9 ^[86], 5.10 ^[86] y 5.11 ^[86].

$$F = \frac{S_B^2}{S_W^2} \quad (5.8)$$

$$S_B^2 = \frac{n_1(\bar{x}_1 - x_R)^2 + n_2(\bar{x}_2 - x_R)^2 + n_3(\bar{x}_3 - x_R)^2 + \dots}{K - 1} \quad (5.9)$$

$$\frac{\sum (x - x_1)^2 + \sum (x - \bar{x}_1)^2 + \sum (x - x_2)^2 + \dots}{N} \quad (5.10)$$

$$N = n_1 + n_2 + n_3 + \dots \quad (5.11)$$

En donde:

F = Estadístico de contraste.

S_B^2 = Variación entre muestras.

S_W^2 = Variación dentro de muestras.

N = Total de datos.

K = Número de muestras.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.3 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO.

La Figura 5.1 muestra el diagrama de tiempo – temperatura obtenido del procesamiento de los materiales, dicho diagrama fue elaborado en base a la velocidad de procesamiento de la lámina, las temperaturas registradas y la localización de los puntos de lectura. Mientras que la Tabla 5.1 muestra los parámetros operativos del horno inductor y las condiciones operativas del baño de zinc utilizados en ambos casos.

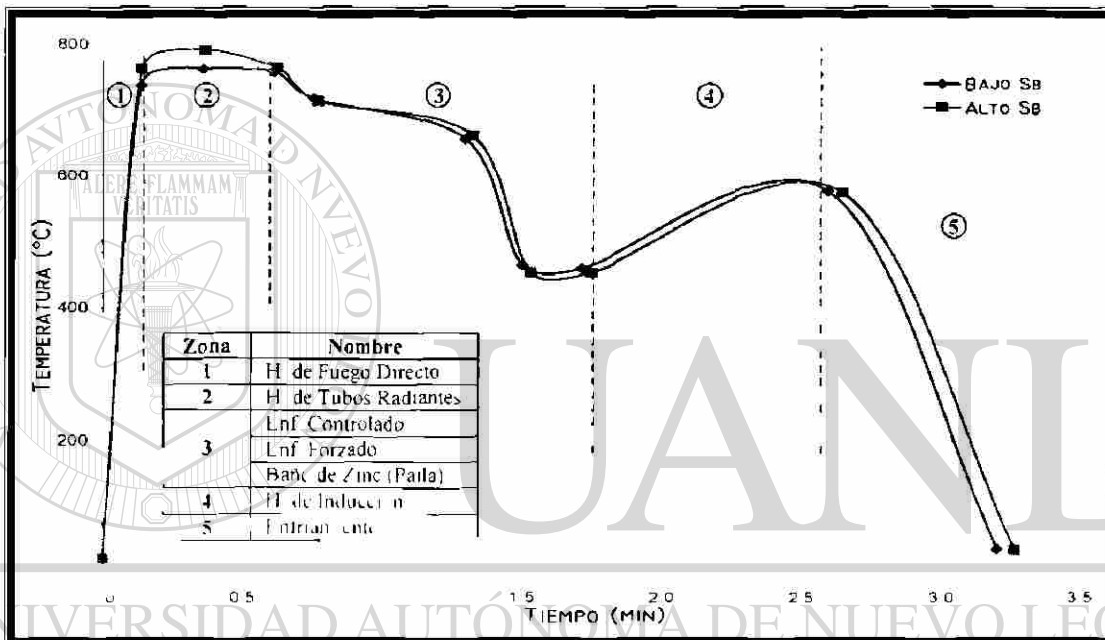


Figura 5.1. – Diagrama de procesamiento de la lámina (recocido y termogalvanizado) para las condiciones de recubrimiento con alto y bajo Sb.

Tabla 5.1. – Parámetros de operación de la paila y el horno inductor.

Mat.	Sb (ppm)	Al (ppm)	T. Paila (°C)	Vel. (m/min.)	I (Amp.)	Voltaje (V)	Potencia (kW)	Frec. (kHz)
Bajo	544.0	1235.8	460.8	37.3	1792	720	648	68.0
Alto	932.4	1352.9	454.3	36.5	1810	722	640	68.0



5.4 CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.

A continuación se presentan los resultados de la caracterización del metal base.

5.4.1 Medición del espesor.

La Tabla 5.2 muestra las mediciones del espesor de la lámina, el cual resultado muy uniforme a lo ancho del rollo, encontrándose sin variación significativa de un material a otro mediante un análisis de varianza (Prueba ANOVA) con un valor $F = 5.31$.

Variable	Bajo Sb	Alto Sb
Espesor (mm)	0.6941 ± 0.0022	0.6925 ± 0.0021
Mediciones para ($\eta = 15$); $F_c = 4.1$.		

5.4.2 Rugosidad Superficial.

La Tabla 5.3 muestra el promedio de los valores de rugosidad medido en ambos materiales y los resultados del análisis de varianza efectuado entre ambos materiales. Se encontró variación significativa en los parámetros R_a y RP_c de ambos materiales, siendo ligeramente mayores en el material procesado con alto Sb. Además se encontró que no hay diferencia significativa entre los valores R_a y R_y de las dos caras ($F = 2.33, 4.40$; $F_c = 1.75$), mientras que existe una ligera diferencia en el valor RP_c ($F = 1.34$; $F_c = 1.75$).

Material	Dir.	R_a (μm)		R_y (μm)		RP_c 10% (1/cm)	
		Superior	Inferior	Superior	Inferior	Superior	Inferior
Bajo Sb	L	1.04 ± 0.07	1.06 ± 0.06	5.99 ± 0.41	6.21 ± 0.31	104 ± 12	100 ± 13
	T	1.03 ± 0.11	1.00 ± 0.09	6.10 ± 0.29	6.10 ± 0.37	102 ± 9	109 ± 13
Alto Sb	L	1.15 ± 0.10	1.10 ± 0.09	7.1 ± 0.9	7.0 ± 0.7	96 ± 19	101 ± 14
	T	1.11 ± 0.08	1.07 ± 0.07	7.1 ± 0.6	6.93 ± 0.41	104 ± 11	110 ± 9
Valor F	L	6.658	1.071*	10.839	11.541	1.040*	0.062*
	T	2.764*	3.239*	21.121	20.613	0.182*	0.050*
Mediciones para ($\eta = 9$); $F_c = 4.494$; * – Indica una diferencia significativa.							

5.4.3 Ensayo de tensión.

Las Figuras 5.2 y 5.3 muestran los diagramas esfuerzo – deformación obtenidos a partir de los ensayos de tensión a 0°, 45° y 90° de la RD en ambos materiales, mientras que la Tabla 5.4 presenta los valores de las propiedades mecánicas. Los parámetros de formabilidad (valor n y valor \bar{r}) calculados se observan en la Tabla 5.5.

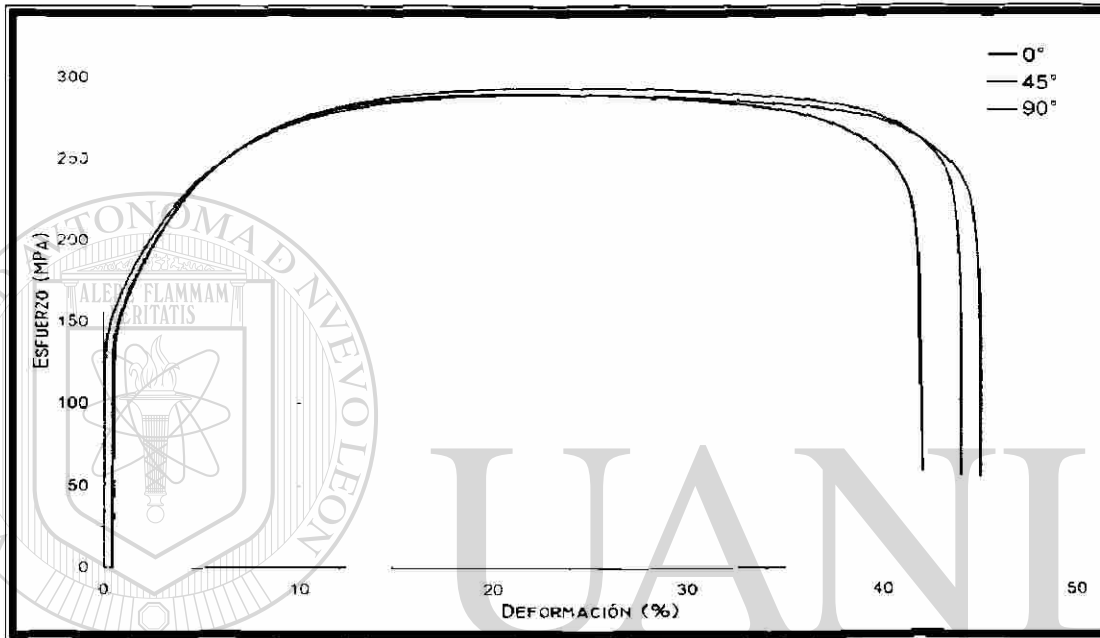


Figura 5.2. – Diagrama esfuerzo – deformación para bajo Sb.

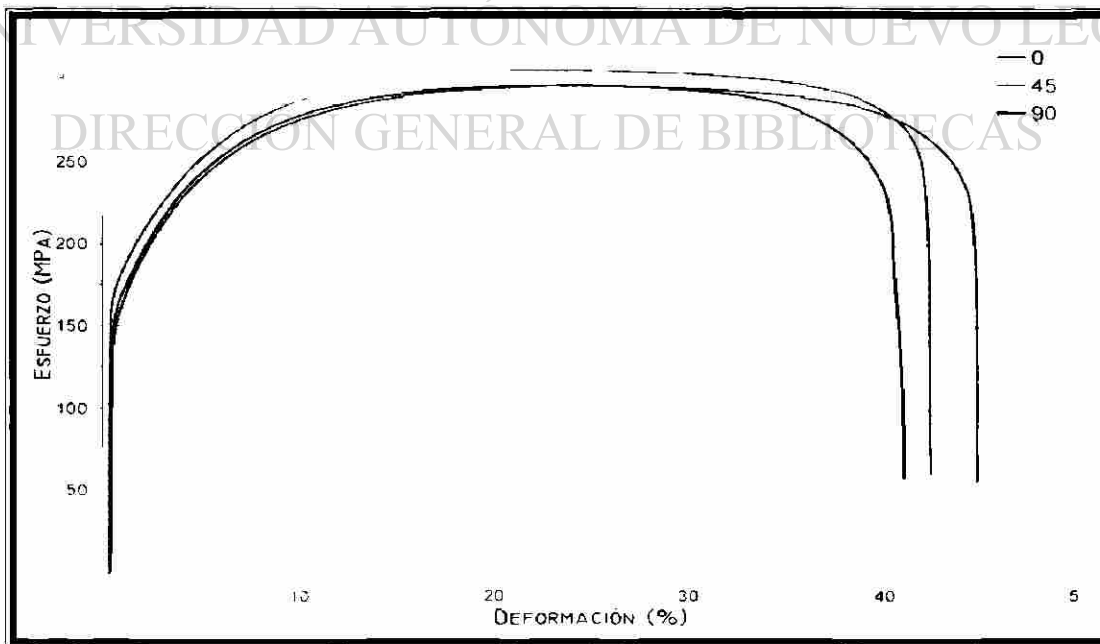


Figura 5.3. – Diagrama esfuerzo – deformación para alto Sb.

**Tabla 5.4. – Propiedades mecánicas de ambos materiales a 0°, 45° y 90°.**

Muestra	Esfuerzo de Cedencia	Resistencia a la Tensión	Esfuerzo a la Fractura	Tenacidad	Relación de Esfuerzo	Elongación Total	
	MPA	MPA	MPA	MPA	—	(2 ^o) %	
Bajo Sb	0°	143 ± 7	290.0 ± 0.4	55.6 ± 2.0	129.5 ± 4.3	0.494 ± 0.025	44.7 ± 1.5
	45°	149 ± 8	293.5 ± 1.6	54.8 ± 3.1	126.2 ± 3.0	0.509 ± 0.024	43.0 ± 1.0
	90°	147 ± 9	289.8 ± 2.1	56.3 ± 1.2	122.7 ± 5.3	0.507 ± 0.036	42.3 ± 1.5
Alto Sb	0°	151.0 ± 3.0	296.2 ± 1.4	56.4 ± 2.4	132.3 ± 2.0	0.510 ± 0.008	44.7 ± 0.6
	45°	162.5 ± 4.2	304.1 ± 0.7	57.9 ± 3.2	128.7 ± 4.7	0.534 ± 0.013	42.3 ± 1.5
	90°	161.8 ± 3.5	295.8 ± 1.2	56.1 ± 1.9	123.2 ± 2.0	0.547 ± 0.010	41.7 ± 0.6

Mediciones para (η = 6); Unidades para pruebas efectuadas bajo la norma ASTM E517 y E646.

Tabla 5.5. – Parámetros de formabilidad de ambos materiales a 0°, 45° y 90°.

Muestra	0°	45°	90°	Media	
Bajo Sb	Valor <i>r</i>	2.5 ± 0.7	1.86 ± 0.11	2.34 ± 0.55	2.14 ± 0.05
	Valor <i>n</i>	0.225 ± 0.004	0.227 ± 0.007	0.227 ± 0.012	0.227 ± 0.000022
Alto Sb	Valor <i>r</i>	2.19 ± 0.67	1.63 ± 0.12	2.39 ± 0.56	1.96 ± 0.05
	Valor <i>n</i>	0.230 ± 0.005	0.222 ± 0.005	0.218 ± 0.009	0.223 ± 0.000012

Mediciones para (η = 6); Unidades para pruebas efectuadas bajo la norma ASTM E517 y E646.

5.4.4 Análisis químico.

La Tabla 5.6 presenta el análisis del metal base realizado en el espectrómetro de chispa, el cual cumple con el estándar de composición para un acero IF automotriz de grado 5 requerido por la norma SAE J2329 [8].

Tabla 5.6. – Análisis químico del metal base por espectrometría de chispa (ppm).

Mat.	C	Mn	P	S	Cu	Cr	Nb	Mo	Al	Ti	B
Bajo Sb	50	1230	130	20	70	100	100	30	330	287	2
Alto Sb	60	1260	110	40	70	110	110	30	320	293	2

Además los contenidos de Si, Ni, Ca, V, Sb y Co = 0 ppm; Mediciones para (η = 3).

5.4.5 Análisis óptico.

Las Figuras 5.4 y 5.5 muestran imágenes obtenidas con un microscopio óptico de la microestructura del metal base en ambos materiales, mientras que la imagen en la Figura 5.6 fue obtenida a través del SIM en su función de electrones retrodispersados.

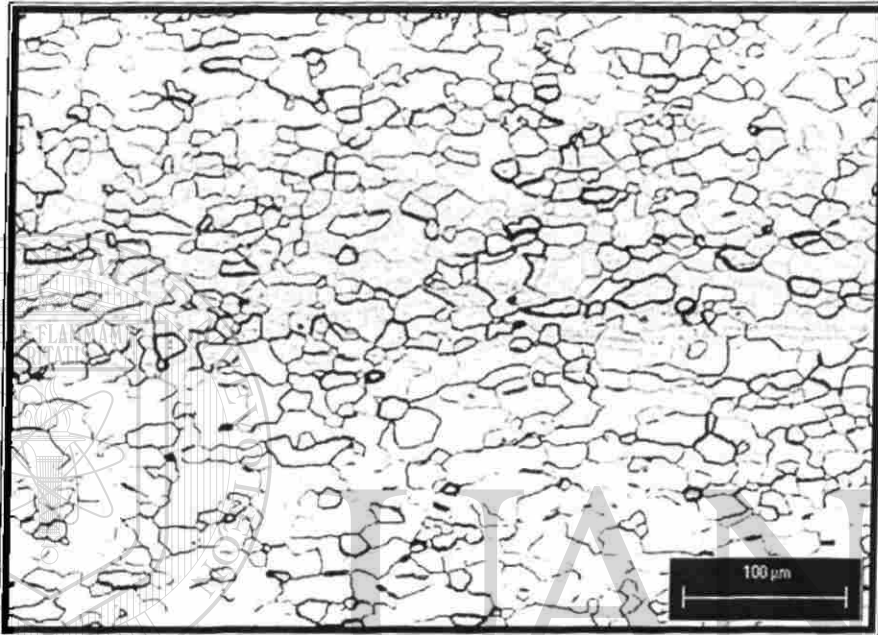


Figura 5.4. – Micrografía del acero IF procesado con bajo contenido de Sb, presenta una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de 9.14 ± 0.15 ($14.9 \pm 0.8 \mu\text{m}$).

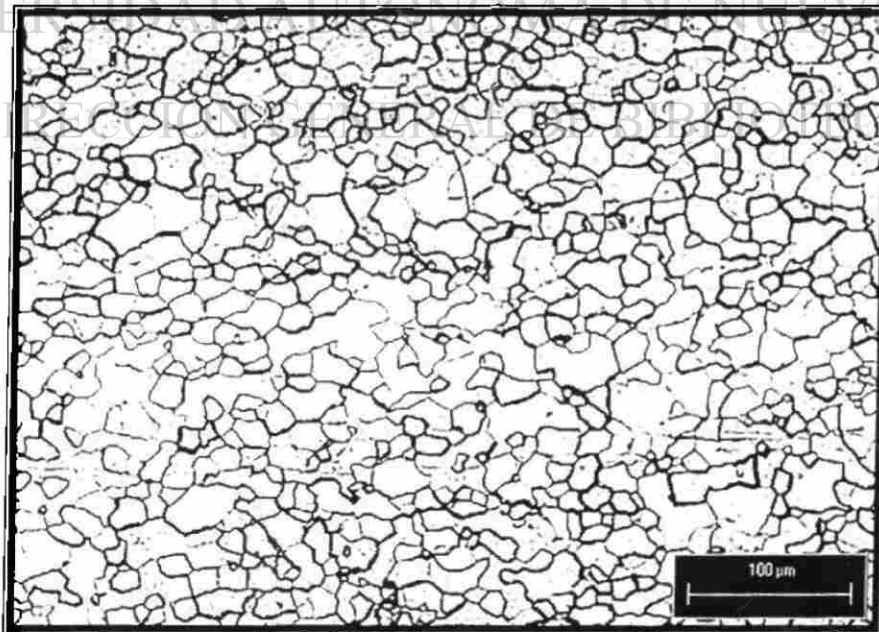


Figura 5.5. – Micrografía del acero IF procesado con alto contenido de Sb, presenta una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de 9.45 ± 0.14 ($13.4 \pm 0.6 \mu\text{m}$).



El material procesado con la condición de bajo Sb presenta un tamaño de grano aproximadamente $1.5\mu\text{m}$ más pequeño que el material con la condición de alto Sb (para $\eta = 9$). Y aunque según el análisis de varianza efectuado esta variación no representa una diferencia significativa ($F = 18.7$; $F_c = 4.6$), esta pequeña diferencia en el tamaño de grano de ambos materiales es suficiente para afectar ligeramente sus propiedades mecánicas, lo que explica los resultados mostrados anteriormente en las Figuras 5.2 y 5.3, y las Tablas 5.4 y 5.5.

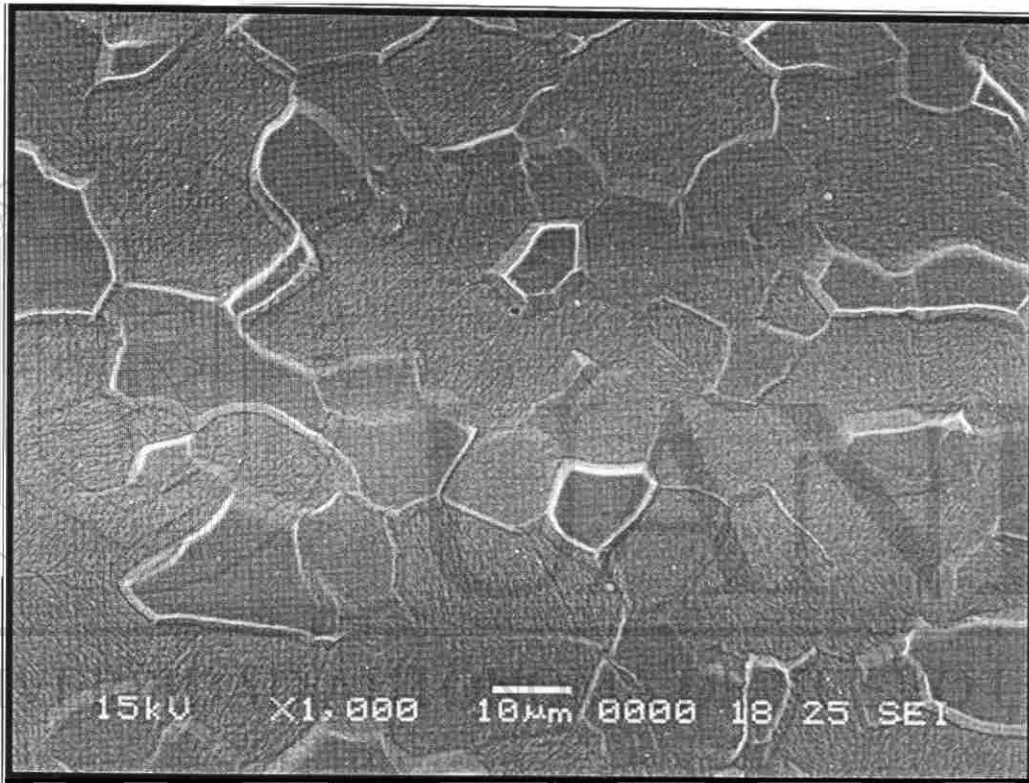
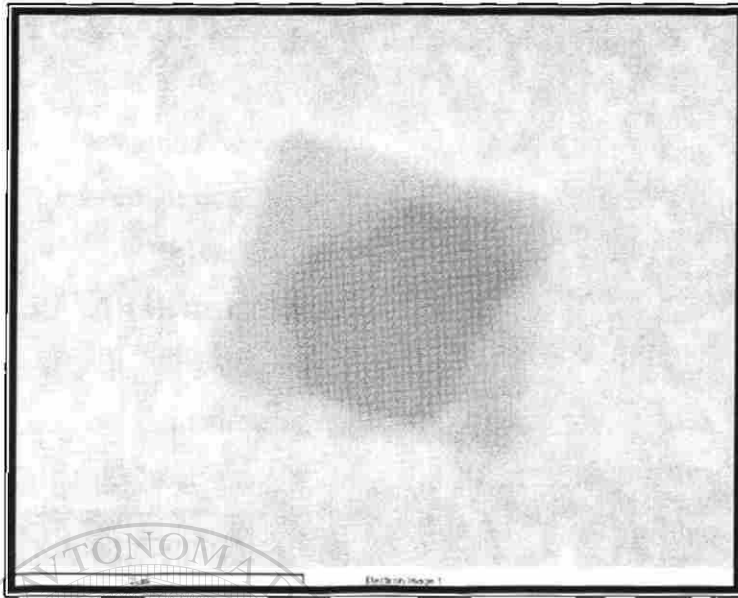


Figura 5.6. – Micrografía del acero IF obtenida por microscopia electrónica de barrido.

La Figura 5.7 corresponde a una micrografía de los precipitados formados en el metal base y su composición obtenidas por microscopia electrónica de barrido, en la imagen se aprecia como está formada por la unión de dos componentes, uno de forma cuadrada (nitruro de Ti) y otro con forma redonda (inclusión de Al_2O_3).



Comp. Química		
Elem.	A	B
N	7.55	---
O	16.06	43.02
Mg	---	0.59
Al	4.55	28.47
Ti	45.11	12.17
Fe	26.73	15.74
Total	100	100

Fase A = Nitruro de Ti
Fase B = Alumina

Figura 5.7. – Micrografía y composición de una inclusión del acero IF obtenidas por SEM.

5.4.6 Ensayos de dureza y microdureza.

La Tabla 5.7 muestra los resultados de las pruebas de dureza superficial efectuados sobre lámina decapada, así como de las pruebas de microdureza transversal obtenidos en ambos aceros.

Tabla 5.7. – Valores de dureza superficial y microdureza transversal.		
Material	Dureza (HRB)	Microdureza (HV)
Bajo Sb	35.05 ± 0.85	80.38 ± 3.56
Alto Sb	34.46 ± 1.15	79.42 ± 4.18
Mediciones para ($\eta = 9$).		

5.5 CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

Enseguida se presentan los resultados de la caracterización del recubrimiento obtenido en las dos condiciones de procesamiento.

5.5.1 Análisis químico.

Los resultados de la composición química del recubrimiento obtenidos a través del espectrofotómetro de emisión por plasma se muestran en la Tabla 5.8.

Tabla 5.8. – Composición química del recubrimiento con el espectrofotómetro de plasma.					
Material	Al (ppm)	Sb (ppm)	Pb (ppm)	Fe (% peso)	Zn (% peso) Balance
Bajo Sb	2050 ± 17	37 ± 12	22 ± 6	13.9 ± 0.5	85.8 ± 0.5
Alto Sb	3000 ± 120	233.3 ± 4.0	28.0 ± 4.0	13.5 ± 0.8	86.2 ± 0.8
Mediciones para ($\eta = 6$).					

Las Figuras 5.8 y 5.9 muestran las fases presentes en el recubrimiento de ambos materiales y su composición, mientras que en las Figuras 5.10 y 5.11 se observa una línea de barrido de las intensidades de Fe y Zn presentes a través de un corte transversal en el recubrimiento de cada material, donde la línea oscura indica la intensidad del contenido de Fe y la línea clara la intensidad del contenido de Zn.

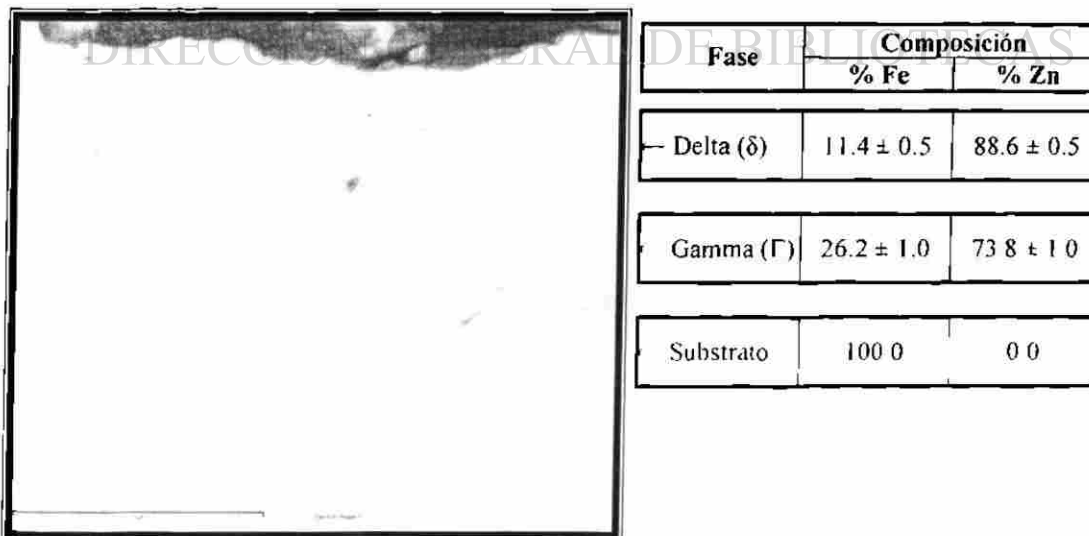


Figura 5.8. – Fases del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb obtenida con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ($\eta = 6$).

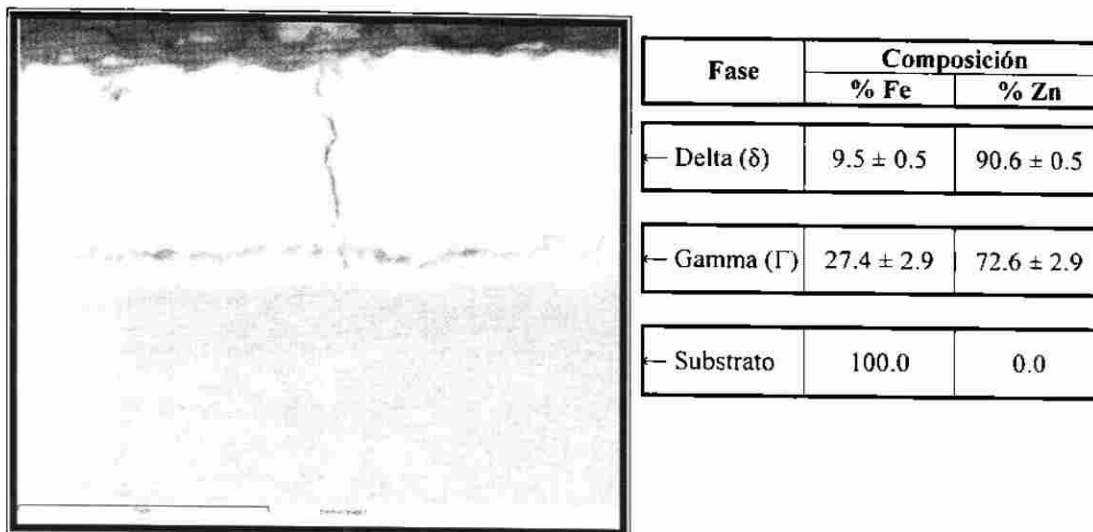
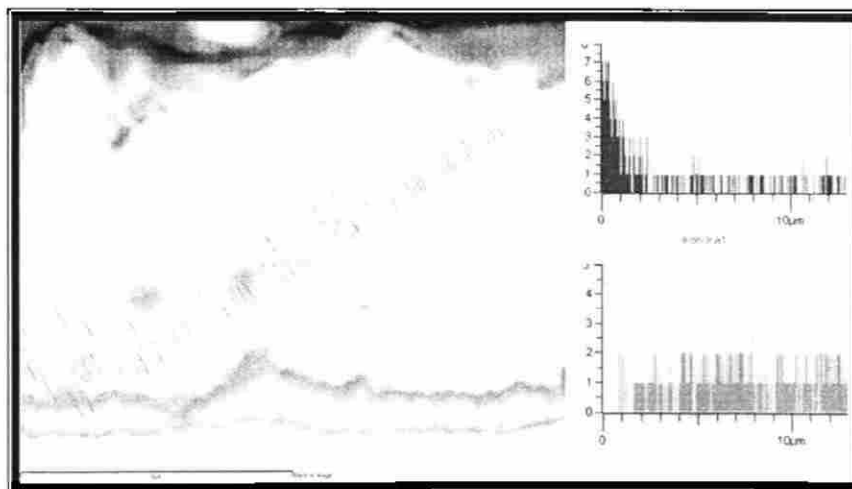


Figura 5.9. – Fases del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb obtenida con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ($\eta = 6$).



Figura 5.10. – Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb.

Figura 5.11. – Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb.





5.5.2 Análisis óptico.

En las Figuras 5.12 y 5.13 se presentan imágenes del recubrimiento en ambos materiales realizadas con el microscopio óptico, el espesor de capa promedio se obtuvo con ayuda del analizador de imágenes.



Figura 5.12. – Micrografía del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de $10.6 \pm 1.5 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$).

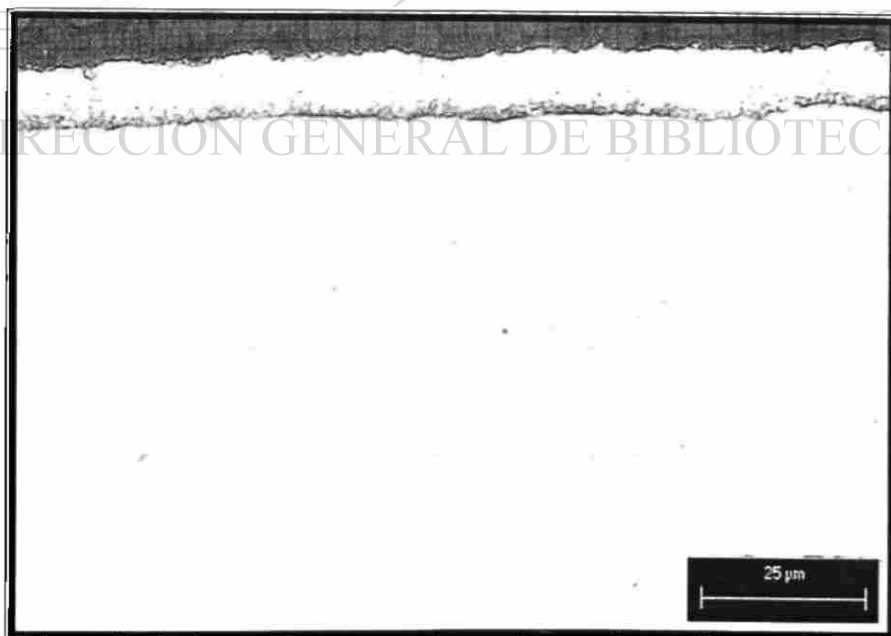


Figura 5.13. – Micrografía del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de $8.5 \pm 1.4 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$).

Mientras que las imágenes mostradas en las Figuras 5.14 y 5.15 fueron obtenidas con el microscopio electrónico de barrido operando en su función de electrones retrodispersados.

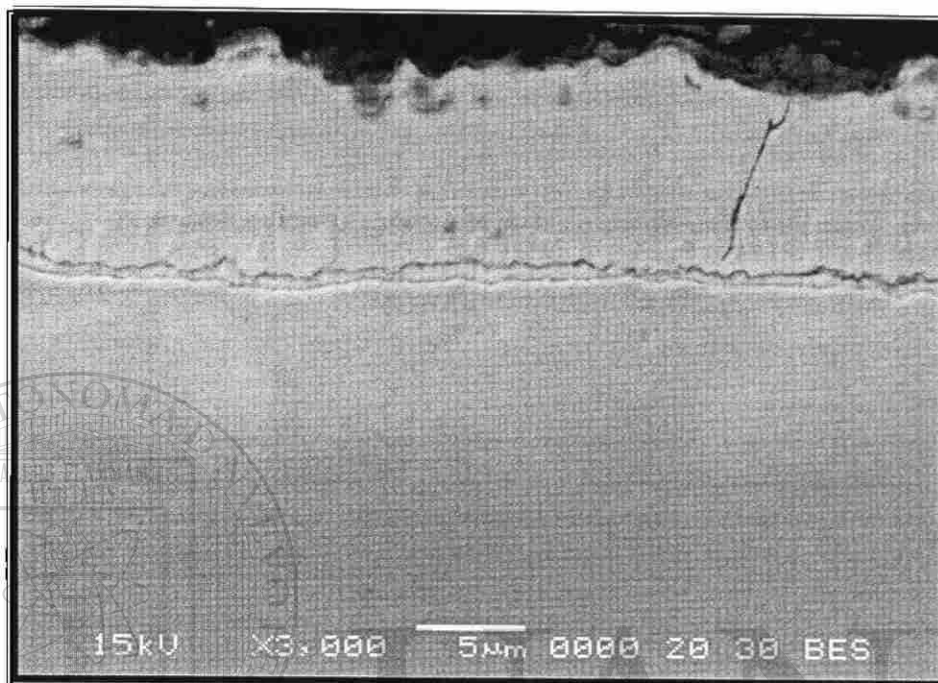


Figura 5.14. – Micrografía del recubrimiento de bajo Sb obtenida en el MEB, la cual presenta una capa Γ uniforme de $0.74 \pm 0.16 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$), representando el 7.4% del espesor total.

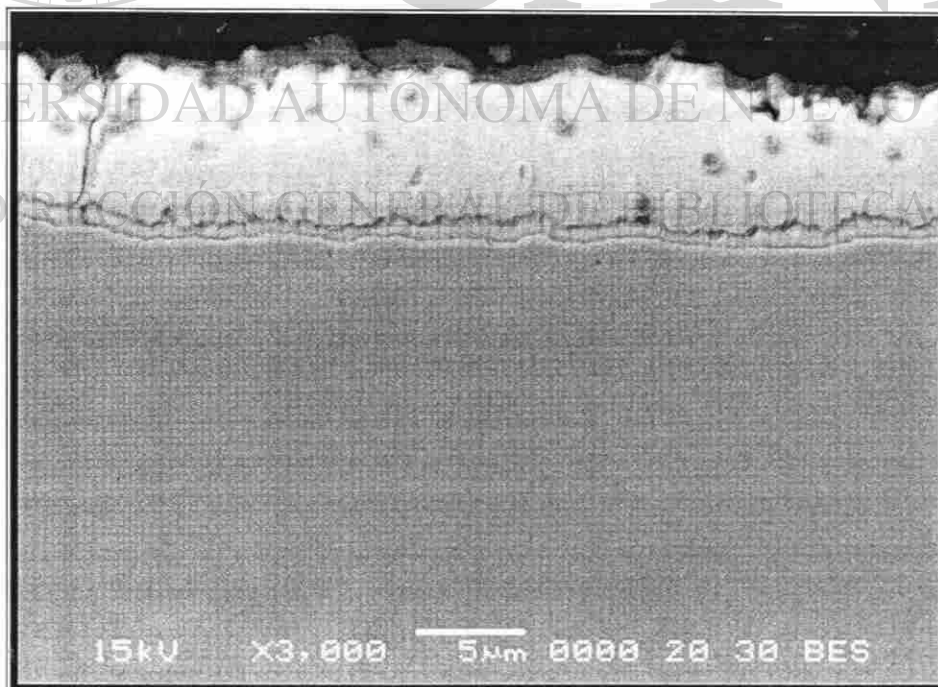


Figura 5.15. – Micrografía del recubrimiento de alto Sb obtenida en el MEB, la cual presenta una capa Γ uniforme de $0.87 \pm 0.17 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$), representando el 12.5% del espesor total.

5.5.3 Peso del recubrimiento.

La Tabla 5.9 muestra los resultados de las pruebas de peso del recubrimiento en ambas caras de las láminas de prueba al ser decapadas con HCl. donde los resultados de la cara superior se representan en color oscuro y los de la cara inferior en color claro.

Tabla 5.9. – Densidad del recubrimiento en cada cara de ambos materiales.			
Bajo Sb		Alto Sb	
Superior	Inferior	Superior	Inferior
57.9 ± 2.7 (g/m ²)	66.1 ± 3.8 (g/m ²)	66 ± 6 (g/m ²)	53.0 ± 3.4 (g/m ²)
46.7 ± 2.2 (%)	53.3 ± 3.1 (%)	55.48 ± 5 (%)	44.52 ± 2.9 (%)
Mediciones para ($\eta = 9$).			

La Figura 5.16 muestra la distribución de peso del recubrimiento a lo largo del rollo de material procesado con bajo Sb. mientras que en la Figura 5.17 se observa la distribución a lo ancho de la lámina para este mismo material. En las Figuras 5.18 y 5.19 se aprecian la distribución del material procesado con alto contenido de Sb a lo largo y ancho de la lámina, respectivamente. Los resultados de la cara superior se representan en color oscuro (rojo) y los de la cara inferior en color claro (azul).

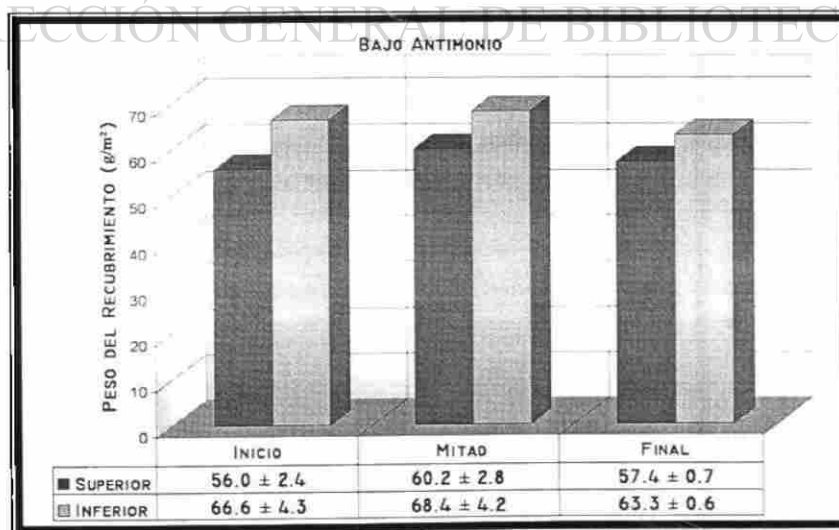


Figura 5.16. – Distribución del peso del recubrimiento con bajo Sb a lo largo del rollo.

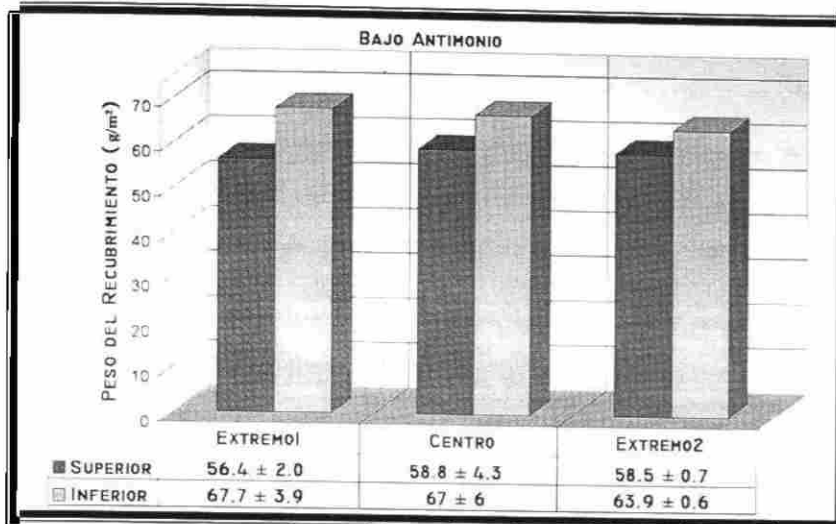


Figura 5.17. – Distribución del peso del recubrimiento a lo ancho de la lámina en el material procesado con bajo Sb.

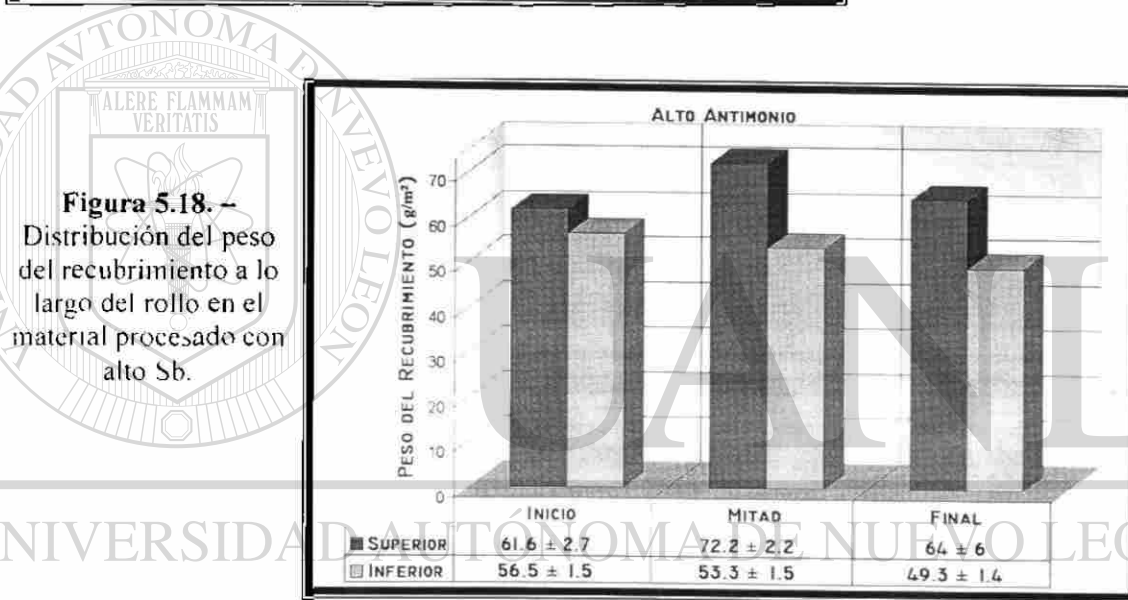


Figura 5.18. – Distribución del peso del recubrimiento a lo largo del rollo en el material procesado con alto Sb.

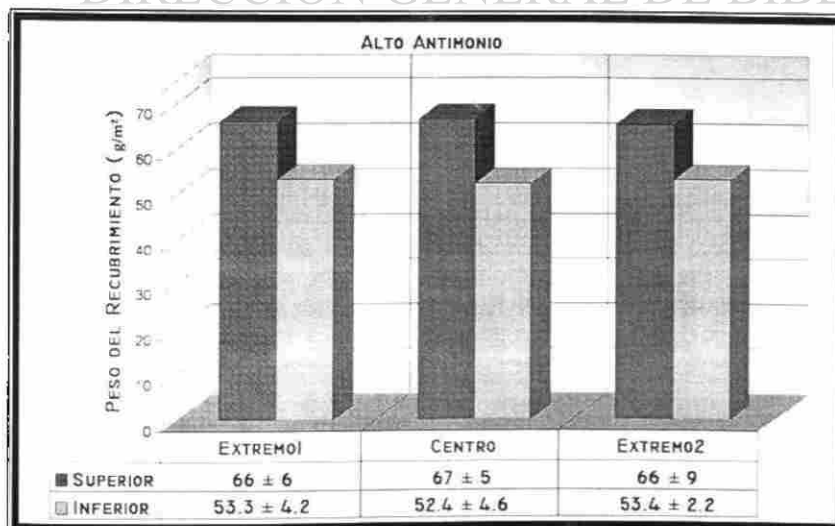


Figura 5.19. – Distribución del peso del recubrimiento a lo ancho de la lámina en el material procesado con alto Sb.



5.5.4 Integridad del recubrimiento.

La Tabla 5.10 muestra los valores de las pérdidas de peso obtenido en las pruebas de doblado y desdoblado en V a ángulos de 60° y 90° realizadas para la evaluación de la integridad del recubrimiento en ambos materiales. Se muestra además la huella del recubrimiento desprendido en forma de polvo, captada por medio de una cinta adhesiva sobre la línea de doblado y el nivel de polvo estimado.

Tabla 5.10. – Resultados de las pruebas de doblado en V60° y V90°.

Bajo Sb		Alto Sb	
Doblez V-60°	Doblez V-90°	Doblez V-60°	Doblez V-90°
7.9 ± 0.8 (mg)	5.7 ± 0.6 (mg)	5.5 ± 1.5 (mg)	3.9 ± 1.2 (mg)
N. Polvo = 4,0	N. Polvo = 3.5	N. Polvo = 3.0	N. Polvo = 3.0

N. Polvo = Nivel de polvos; Mediciones para (η = 9).

Las Figuras 5.20 a 5.23 muestran la variación en la integridad del recubrimiento a lo largo y ancho del rollo de ambos materiales, expresando la pérdida en miligramos de peso de recubrimiento al efectuar las pruebas de doblado a 90° y 60°. Los resultados del recubrimiento procesado con bajo Sb se representan en color oscuro (rojo), mientras que los de alto Sb se representan en color claro (azul).

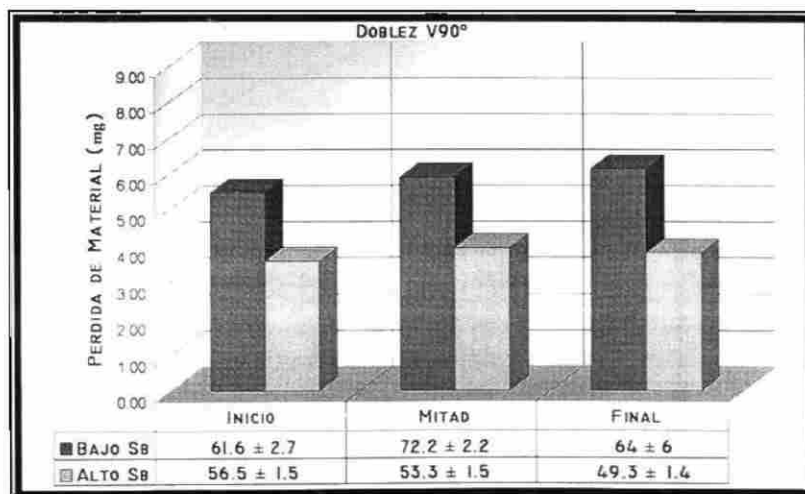


Figura 5.20. – Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Doblez a 90°).

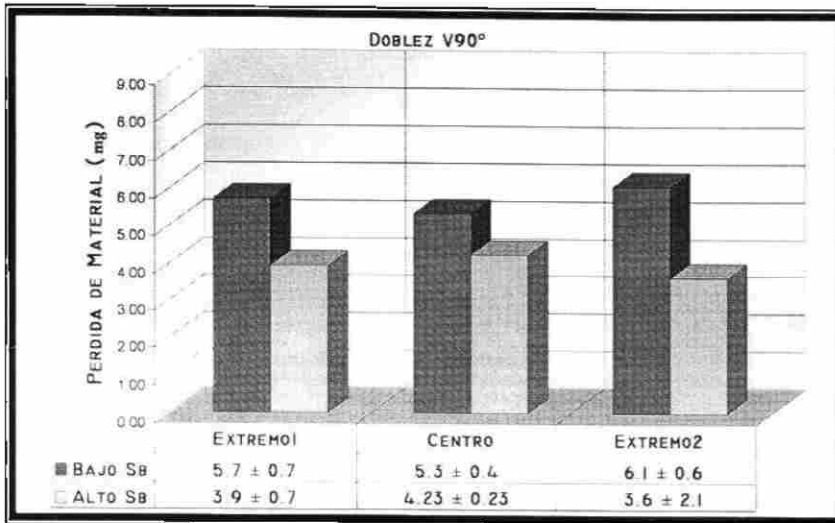


Figura 5.21. – Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo (Doblez a 90°).

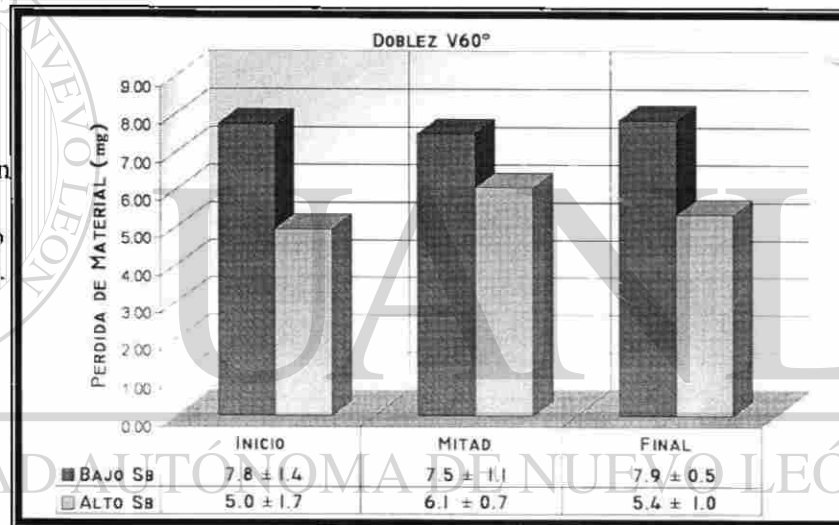


Figura 5.22. – Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Doblez a 60°).

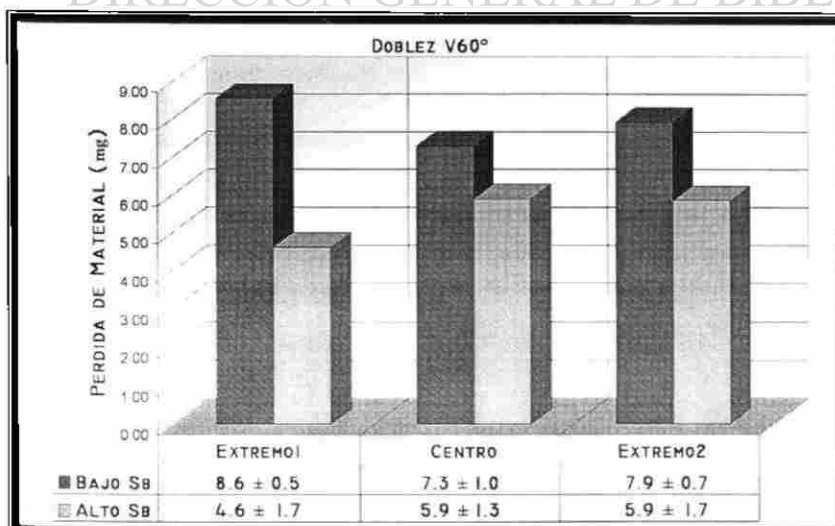


Figura 5.23. – Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo (Doblez a 60°).

5.6 CARACTERIZACIÓN DE LOS ELECTRODOS.

A continuación se presentan los resultados de la caracterización de los electrodos.

5.6.1 Microestructura y microdureza.

La Figura 5.24 obtenida en el microscopio óptico, corresponde a una imagen de la microestructura del material de los electrodos, mientras que en la Figura 5.25 se presentan los resultados del análisis químico y el ensayo de microdureza del mismo.

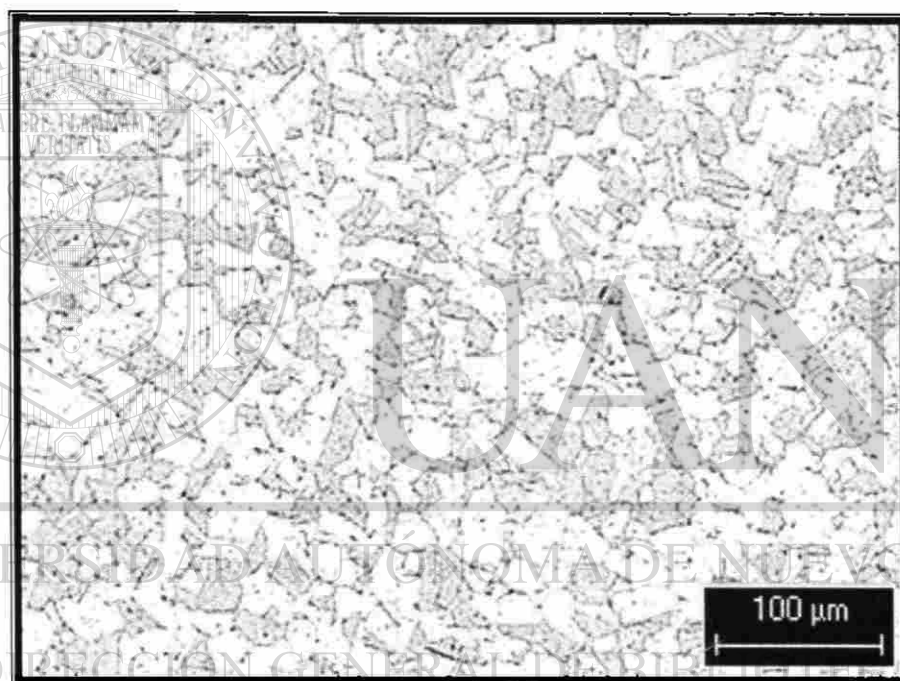
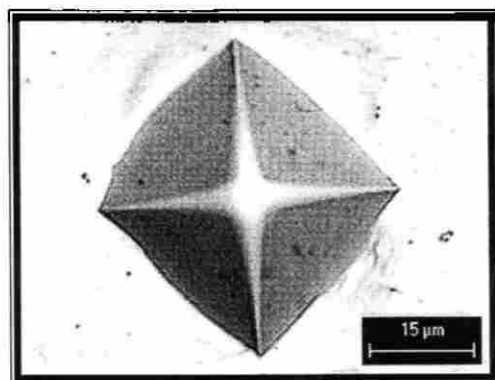


Figura 5.24. – Micrografía del material de los electrodos, presenta una microestructura poligonal endurecida con precipitados finamente dispersos de Cr y Zr.



Comp. Química	
Elemento	%
Cr	1.79
Zr	0.78
Cu (Balance)	97.43


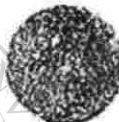





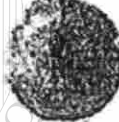
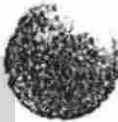

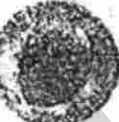

Microdureza (HV)
83 ± 8 ($\eta = 6$)

Figura 5.25. – Huella del ensayo de microdureza Vickers y valores promedio de microdureza y composición química del material de los electrodos.



5.6.2 Deterioro de la cara de los electrodos.

Las impresiones de la huella de los electrodos tomadas sobre papel carbón al inicio y fin de la prueba de calidad de la soldadura de ambos materiales, así como el diámetro inicial y final promedio se muestran en la Tabla 5.11. Estas impresiones son utilizadas para determinar la geometría de contacto de los electrodos.

Tabla 5.11. – Impresiones de la cara de los electrodos al inicio y fin de la prueba de calidad de la soldadura en ambos materiales.						
	Bajo Sb			Alto Sb		
	Comp.	Superior	Inferior	Comp.	Superior	Inferior
Inicial	 5.03	 5.13	 5.24	 5.13	 5.26	 5.25
Final	 4.89	 5.33	 5.19	 5.25	 5.42	 5.17

Mediciones en mm para ($\eta = 6$).

La Figura 5.26 presenta imágenes de la cara de los electrodos al término de las pruebas de calidad de la soldadura, en ellas se observa la interacción entre los electrodos y el recubrimiento del material soldado, además de un ligero aumento en el tamaño de la cara de los electrodos.

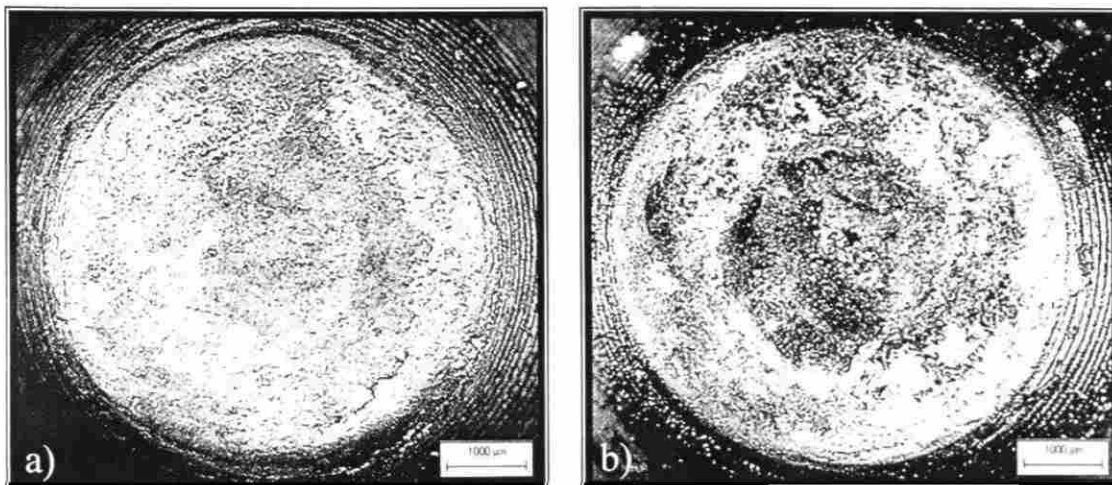


Figura 5.26. – Cara de los electrodos al finalizar la prueba de calidad de soldadura.
a) Electrodo inferior, bajo Sb. b) Electrodo inferior, alto Sb.

En la condición de bajo Sb el diámetro del electrodo inferior aumentó 6.4% (5.32mm) y del electrodo superior 7.4% (5.37mm), mientras que en la condición de alto Sb el aumento fue de 9.0% (5.45mm) en el electrodo inferior y 7.6% en el electrodo superior (5.38mm).

5.6.3 Sección transversal del electrodo.

Las imágenes mostradas en las Figuras 5.27 y 5.28 corresponden a la sección transversal del electrodo, en la primera se aprecia la formación de fases de aleación Cu/Zn sobre la cara del mismo (identificadas a través de la literatura¹⁷³) y sus valores de microdureza, mientras que la segunda muestra adherencia proveniente del recubrimiento GA concentrada cerca de la periferia del electrodo. La capa de latón β tiene un espesor de $10.0 \pm 2.4 \mu\text{m}$ en el recubrimiento de bajo Sb, y de $18 \pm 6 \mu\text{m}$ en el recubrimiento de alto Sb, mientras que el espesor de la capa de latón γ es de $8.4 \pm 2.2 \mu\text{m}$ para la condición de bajo Sb y de $11.0 \pm 3.4 \mu\text{m}$ para alto Sb, (mediciones para $\eta = 8$).



Fase	Microdureza (HV)
Capa Ext.	154 ± 11
Latón (γ)	233 ± 16
Latón (β)	100 ± 14
Cobre	83 ± 8

Figura 5.27. – Fases de aleación formadas sobre la cara del electrodo y su valor de microdureza; Mediciones para ($\eta = 6$).



Figura 5.28. – Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra adherencia sobre la cara del electrodo.



Las Figuras 5.29 y 5.30 corresponden a imágenes de la sección transversal de los electrodos tomadas en el microscopio electrónico de barrido a 10000 aumentos, en ellas se aprecia la formación de fases y adherencia en los electrodos.

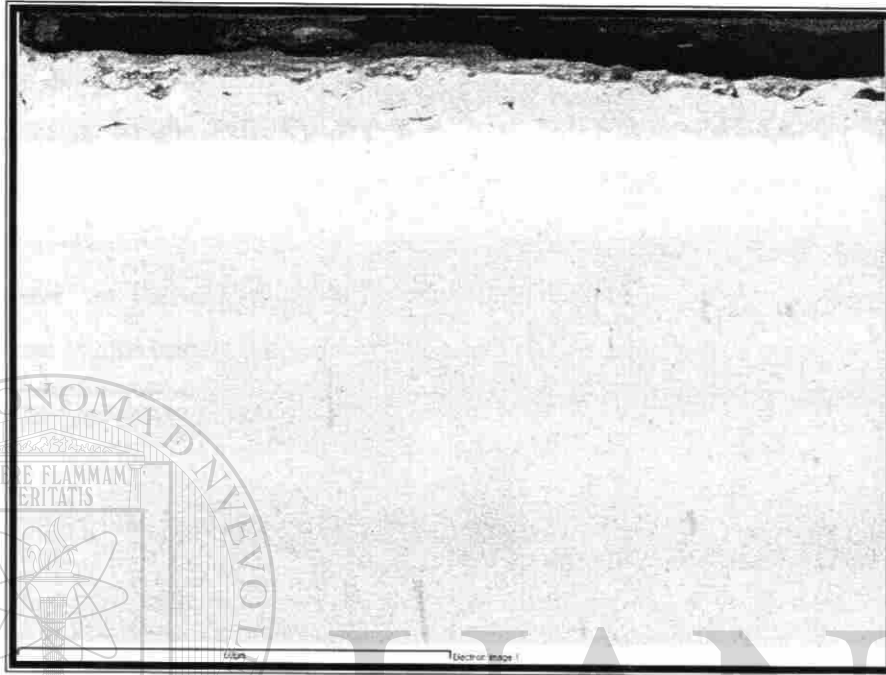


Figura 5.29. – Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases de aleación formadas en el material de bajo Sb.

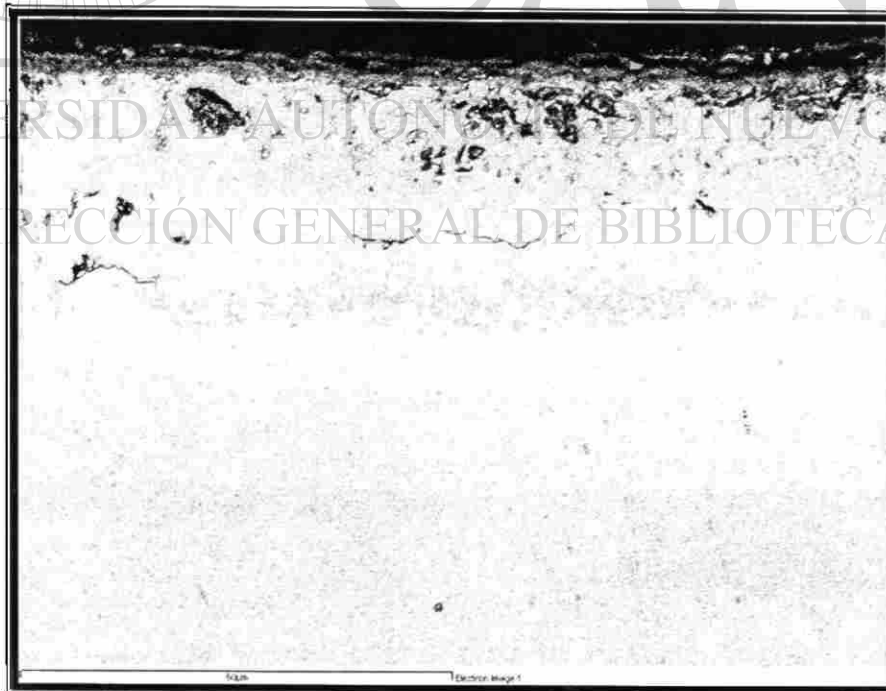


Figura 5.30. – Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases de aleación formadas en el material de alto Sb.

Mientras que en las Figuras 5.31 y 5.32 se observa una línea de barrido de las intensidades de Fe, Zn, Cu y Cr presentes a través de un corte transversal en la cara de los electrodos utilizados en las pruebas de calidad de soldadura de ambos materiales. En los que se aprecia la formación de distintas fases de aleación cobre-zinc, principalmente latón beta (β), latón gamma (γ) y una aleación Fe-Zn en la capa externa. La composición de estas fases se incluye en la Tabla 5.12.

La Figura 5.33 muestra la imagen de uno de los precipitados formados en el material base de los electrodos, constituidos principalmente por cromo, lo que se confirma con la alta intensidad de Cr registrada en el barrido de la Figura 5.31.

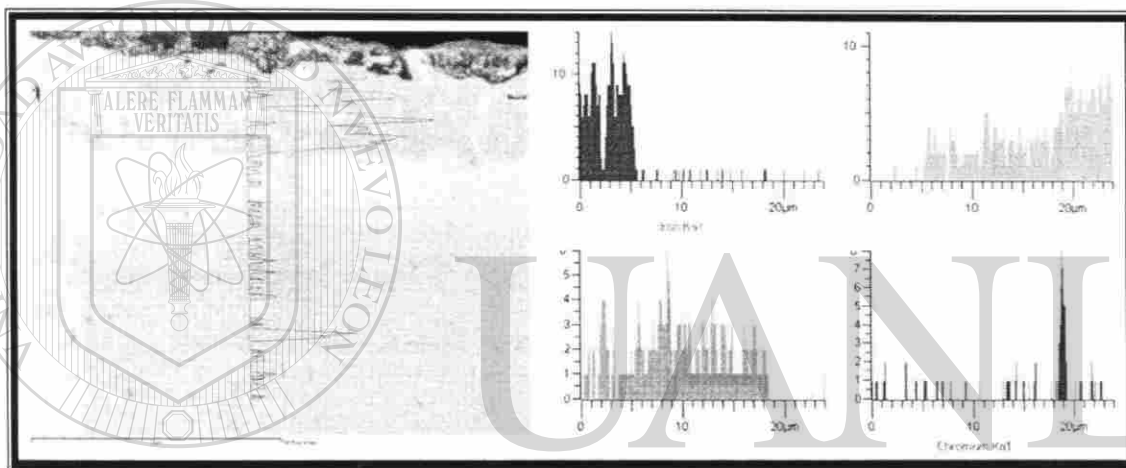


Figura 5.31. – Línea de barrido de intensidades de Fe, Zn, Cu y Cr en un corte transversal del electrodo utilizado en la prueba del material con bajo contenido de Sb.

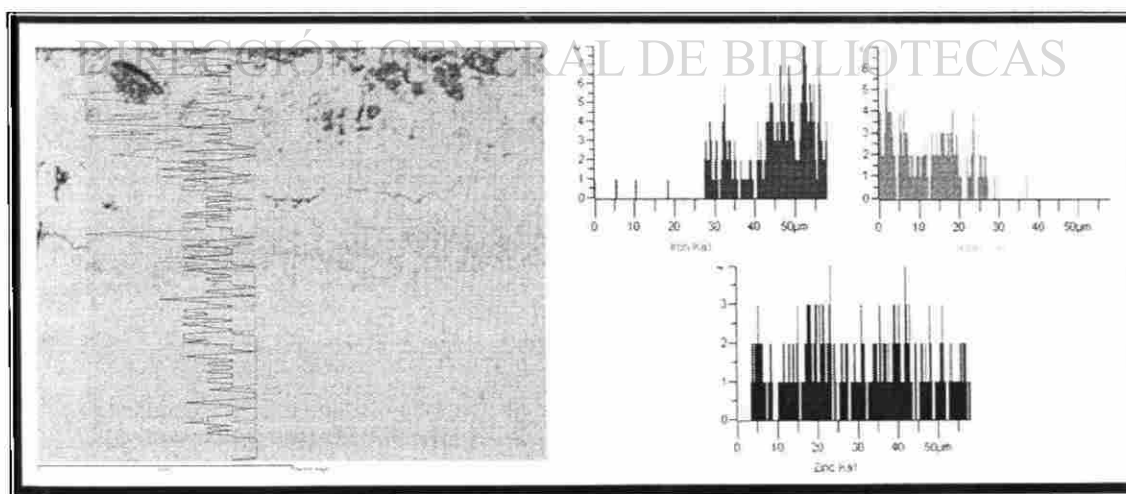


Figura 5.32. – Línea de barrido de intensidades de Fe, Zn y Cu en un corte transversal del electrodo utilizado en la prueba del material con alto contenido de Sb.

Tabla 5.12. – Composición química de las fases formadas en la superficie de los electrodos utilizados en la prueba de calidad de soldadura.

Material	Fase	Elemento (% Peso)		
		Fe	Cu	Zn
Bajo Sb	Aleación Fe-Zn	69 ± 6	5.2 ± 2.4	26 ± 6
	Aleación Fe-Zn	14.2 ± 2.4	21.8 ± 4.4	64 ± 5
	Latón γ	2.1 ± 1.0	35 ± 5	63 ± 5
	Latón β	0	50 ± 5	50 ± 5
	Latón β	0	57 ± 5	43 ± 5
	Metal base	0	100	0
Alto Sb	Aleación Fe-Zn	44.1 ± 3.5	0	55.9 ± 3.5
	Aleación Fe-Zn	18.1 ± 1.9	0	82.0 ± 2.1
	Aleación Fe-Zn	19.6 ± 2.4	0.9 ± 0.6	79.6 ± 3.9
	Aleación Fe-Zn	64 ± 5	6 ± 3	29.7 ± 4.5
	Latón γ	0	34.7 ± 3.5	65.3 ± 4.0
	Latón β	0	51.9 ± 4.4	48.1 ± 4.3
	Latón β	0	54.1 ± 4.5	45.9 ± 4.6
	Metal base	0	100	0

Mediciones para ($\eta = 4$).

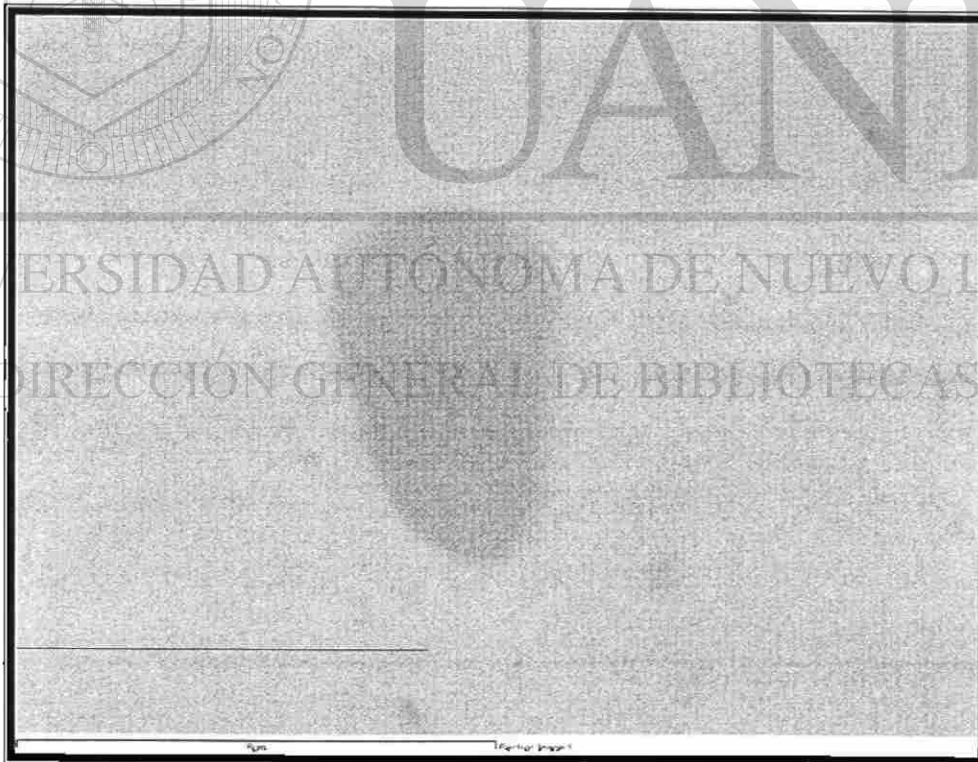


Figura 5.33. – Micrografía de un precipitado de cromo formado en el material base de los electrodos.

5.7 PRUEBAS DE SOLDABILIDAD.

En esta sección se presentan los resultados obtenidos en la prueba de calidad de la soldadura y la prueba de resistencia del electrodo, así como la posterior caracterización, inspección y evaluación de los puntos en ellas realizados a través de las técnicas mencionadas en el Capítulo 4.

5.7.1 Inspección visual.

La Figura 5.34 muestra la apariencia de puntos de soldadura representativos de la prueba de calidad de soldadura realizados para dos valores de HT (5 y 90 ciclos).

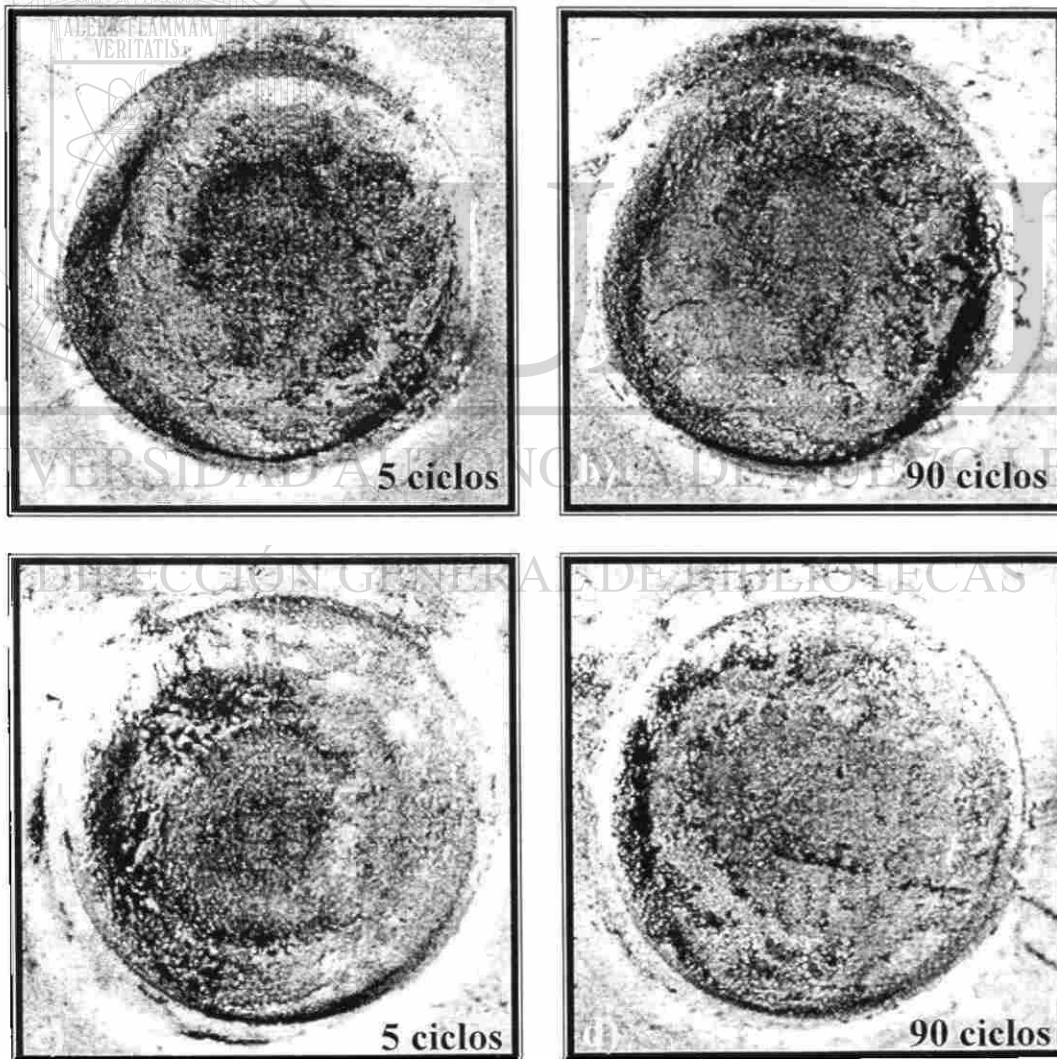


Figura 5.34. – Aspecto superficial de los puntos de soldadura. a) y b) bajo Sb; c) y d) alto Sb. a) Panel 1, punto 7. b) Panel 3, punto 4. c) Panel 1, punto 5. d) Panel 3, punto 1.

5.7.2 Análisis microestructural.

La Figura 5.35 muestra la microestructura en sección transversal de los botones de soldadura (zona de fusión) para cada tiempo de sostenimiento.

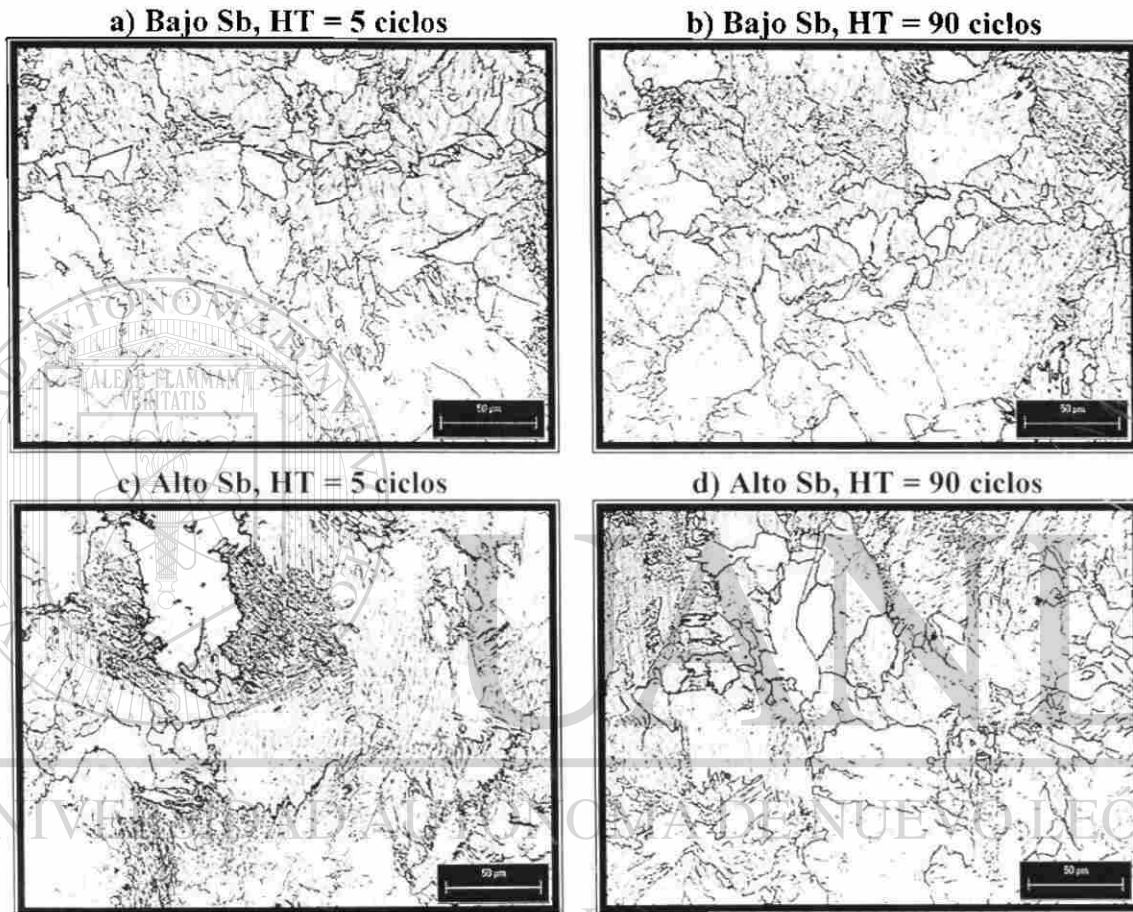


Figura 5.35. – Micrografías de la microestructura de los botones de soldadura. a) Panel 2, punto 4 b) Panel 4, punto 1. c) Panel 2, punto 7. d) Panel 4, punto 4.

5.7.3 Corriente de soldadura.

Las Figuras 5.36 y 5.37 muestran gráficamente la evolución de la corriente de soldadura y el porcentaje de calor suministrados por la máquina soldadora durante las pruebas de calidad de soldadura de los materiales con bajo y alto Sb respectivamente. La corriente utilizada para la realización de los paneles de prueba fue de 7.5kA para la condición de bajo Sb y de 7.9kA en la de alto Sb. Se observa además que el intervalo de operación inicial es mucho mayor en el material con la condición de bajo Sb, al

presentar un intervalo de 4.0kA, con una I_{\min} de 4.1kA ($D_{\min} = 3.42\text{mm}$) y una I_{\max} de 8.1kA ($D_{\max} = 6.54\text{mm}$), mientras que el material procesado con alto Sb presentó un intervalo de sólo 1.3kA, con una I_{\min} de 6.9kA ($D_{\min} = 3.99\text{mm}$) y una I_{\max} de 8.2kA ($D_{\max} = 6.83\text{mm}$).

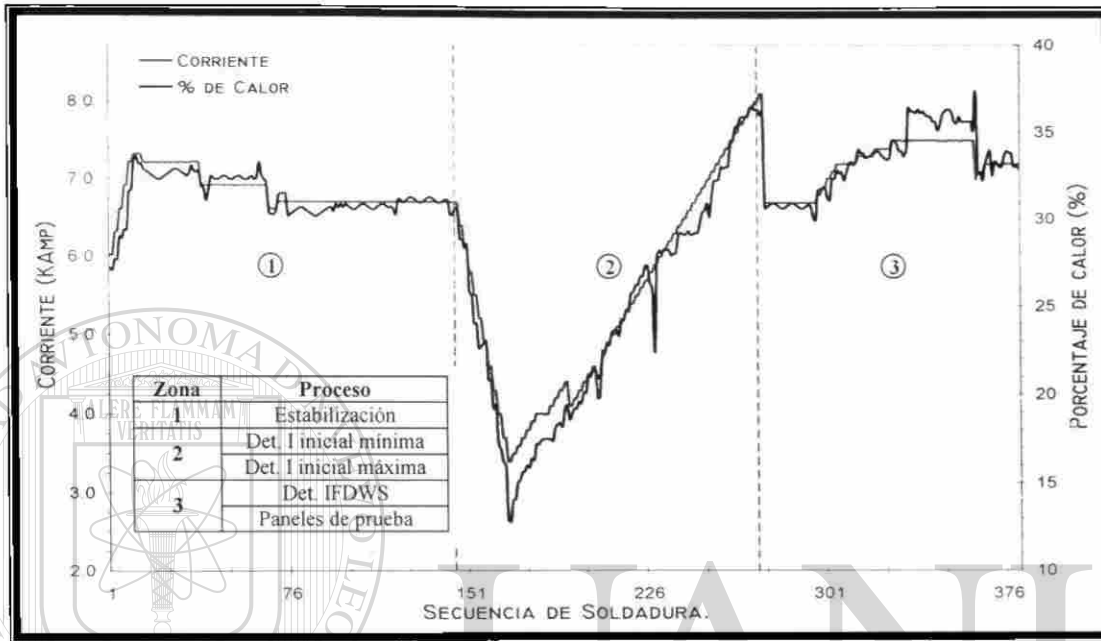


Figura 5.36. – Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de bajo Sb.

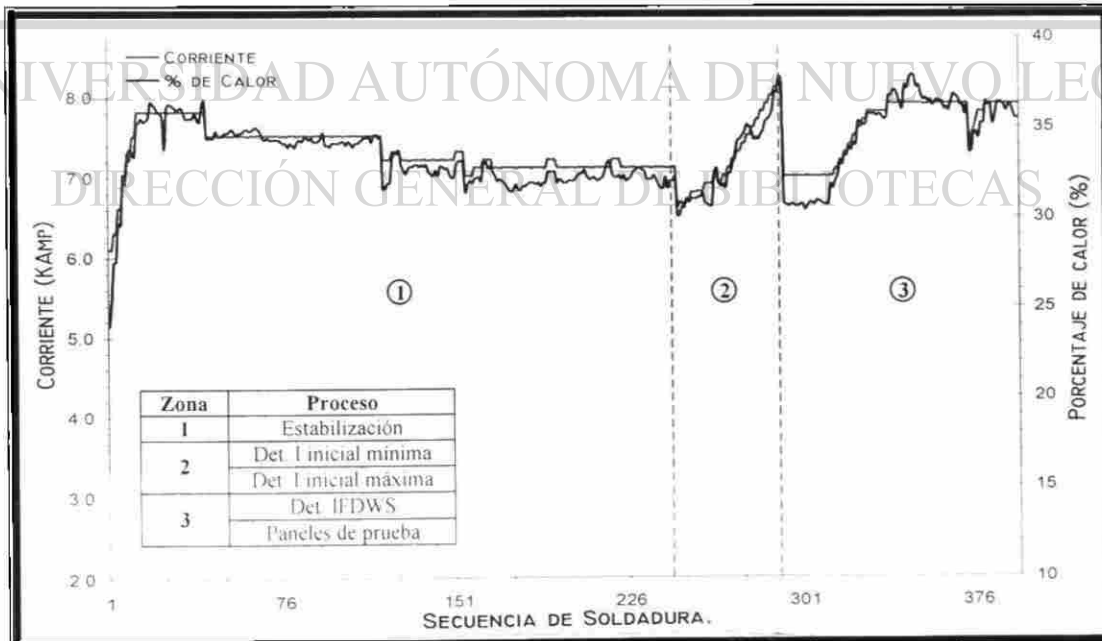


Figura 5.37. – Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de alto Sb.

5.7.4 Ensayos de arranque y de resistencia a la tensión a corte.

La Tabla 5.13 muestra la media de los valores obtenidos en los ensayos de tensión con esfuerzo de corte y la prueba de arranque, así como la cantidad de probetas que presentaron modo de fractura regular e irregular.

Tabla 5.13. – Resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de corte y de arranque.

Ensayo	Material	HT	Fractura		Diámetro	Carga Máx.
		Ciclos	Regular	Irregular	mm	N
Tensión	Bajo Sb	5	3 de 3	0 de 3	5.58 ± 0.27	2640 ± 60
		90	3 de 3	0 de 3	5.09 ± 0.20	2590 ± 80
	Alto Sb	5	3 de 3	0 de 3	5.73 ± 0.13	2722 ± 34
		90	3 de 3	0 de 3	5.63 ± 0.12	2710 ± 70
Arranque	Bajo Sb	5	7 de 7	0 de 7	5.35 ± 0.13	---
		90	7 de 7	0 de 7	5.29 ± 0.14	---
	Alto Sb	5	7 de 7	0 de 7	5.17 ± 0.07	---
		90	7 de 7	0 de 7	4.99 ± 0.14	---

Mediciones para tensión ($\eta = 3$) y para arranque ($\eta = 7$).

La Figura 5.38 muestra la imagen de dos botones con fractura regular después de haber sido ensayados, uno en el ensayo de tensión con esfuerzo de corte y otro resultado de un ensayo de arranque, en ambos casos se observa que la fractura ocurre en el material que se encuentra en la periferia del botón de soldadura. Las Figuras 5.39 y 5.40 muestran gráficamente los valores de carga máxima y diámetro de los botones registrados en ambos materiales durante los ensayos de tensión con esfuerzo de corte. Los resultados individuales de ambos ensayos se incluyen en el Anexo B.1 y B.2.

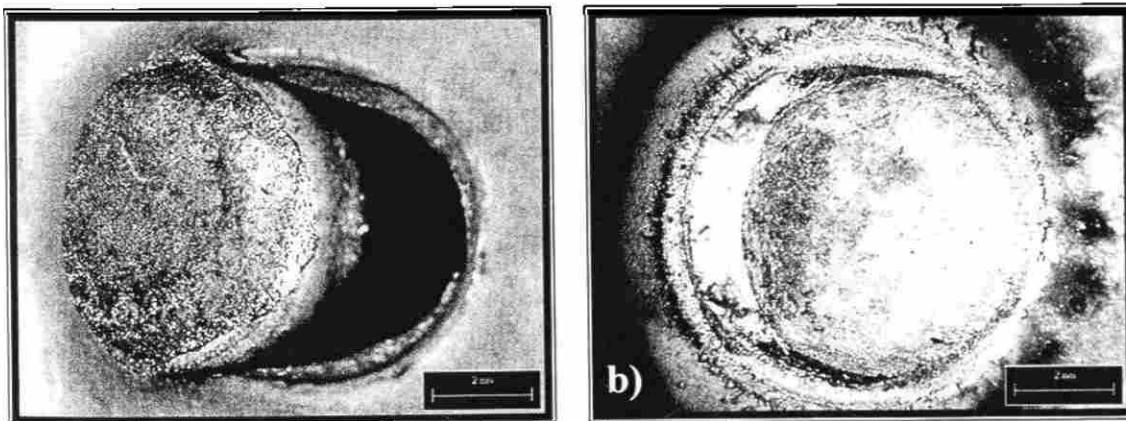


Figura 5.38. – Botones de soldadura que presentan fractura regular después de haber sido ensayados. a) Ensayo de tensión con esfuerzo de corte. b) Ensayo de arranque.

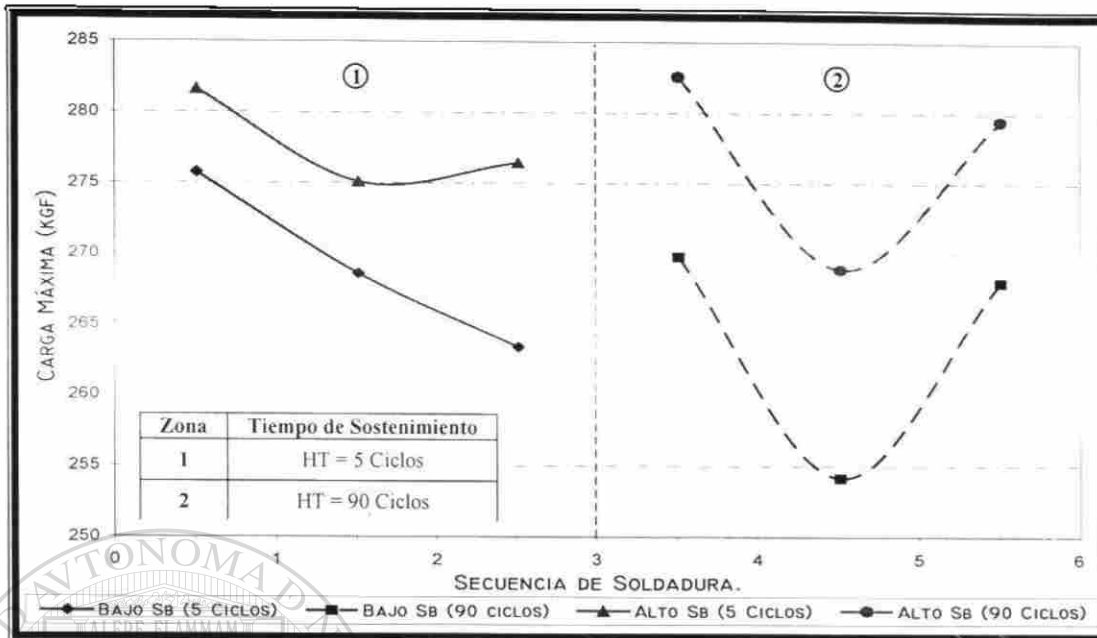


Figura 5.39. – Carga máxima que soportaron los botones de soldadura en los ensayos de tensión con esfuerzo de corte para ambos valores de HT.

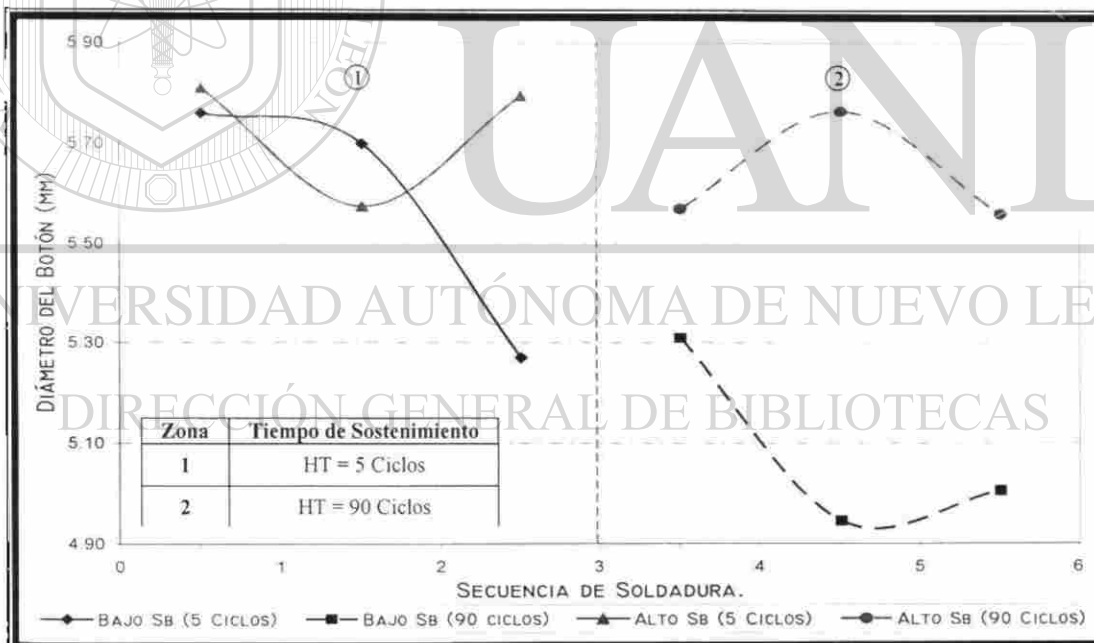


Figura 5.40. – Diámetro de los botones de soldadura en las probetas ensayadas a tensión con esfuerzo de corte de ambos valores de HT

Mientras que la Figura 5.41 muestra gráficamente los valores obtenidos al medir el diámetro de los botones de soldadura a los que se les practicó la prueba de arranque, (paneles de sensibilidad 1 y 3).

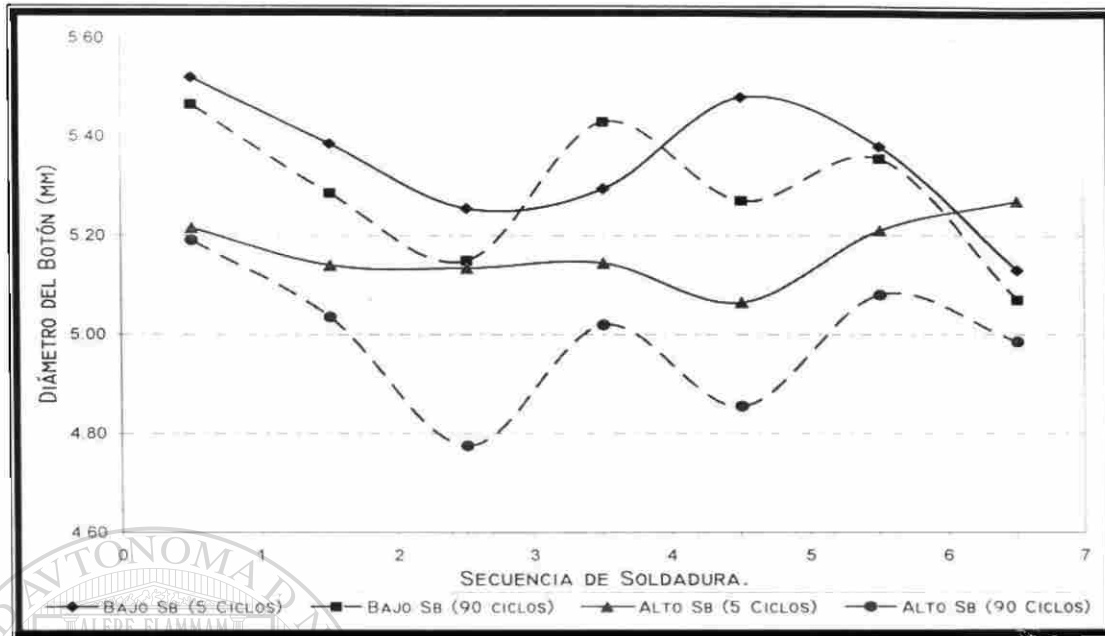


Figura 5.41. – Diámetros de los botones de soldadura en las pruebas de arranque.

5.7.5 Inspección y evaluación dimensional del botón de soldadura.

El análisis dimensional fue realizado a través de metalografías en la sección media transversal de los botones de soldadura de los paneles de sensibilidad 2 y 4, mostrando los resultados gráficamente a través de las Figuras 5.42 a 5.44, mientras que sus valores promedio se concentran en la Tabla 5.14. Los parámetros de penetración de la soldadura e indentación del electrodo se presentan como porcentaje con respecto al espesor promedio de la lámina de acero recubierto.

Para la evaluación de estos parámetros se consideraron los criterios recomendados por las normas Chrysler^[81], y GM para aceros de alta resistencia^[82], ya que la norma utilizada^[80] no incluye un criterio para la evaluación de estos parámetros. Por lo que:

- Los botones serán aceptables si tienen un diámetro mayor o igual al MWS^[80].
- La penetración de la zona fundida no deberá ser menor al 20% del espesor original de la hoja de metal^[81-82]. Mientras que la depresión superficial no deberá exceder el 30% del espesor original de la lámina^[81-82].
- No deberá presentar grietas en el botón, ni en el metal alrededor del mismo^[81].

Material	HT	Diámetro mm	Penetración		Indentación.	
	Ciclos		mm	mm	%	mm
Bajo Sb	5	5.56 ± 0.16	0.719 ± 0.029	51.9	0.146 ± 0.014	21.0
	90	5.43 ± 0.09	0.717 ± 0.028	51.7	0.143 ± 0.013	20.7
Alto Sb	5	5.15 ± 0.16	0.695 ± 0.043	50.1	0.140 ± 0.022	20.2
	90	4.96 ± 0.14	0.695 ± 0.018	50.1	0.131 ± 0.021	18.9

Mediciones para ($\eta = 7$).

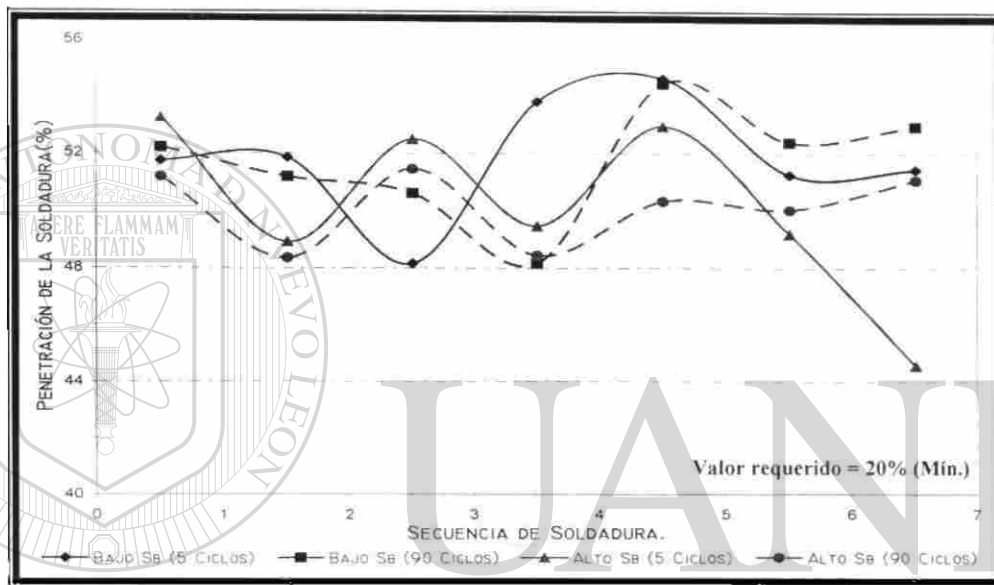


Figura 5.42. – Resultados del porcentaje de penetración de la soldadura en función de la secuencia de soldadura.

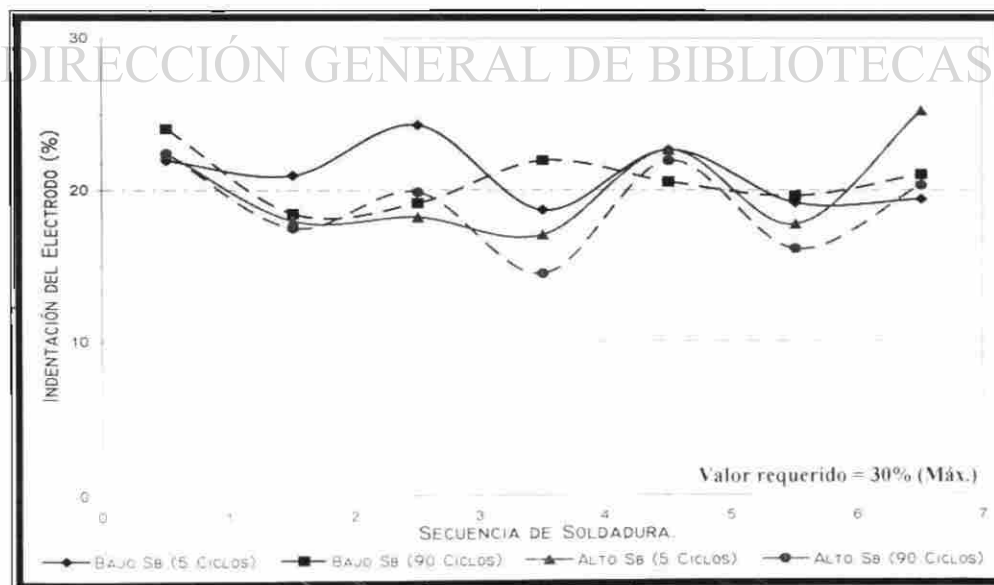


Figura 5.43. – Resultados del porcentaje de indentación del electrodo en función de la secuencia de soldadura.

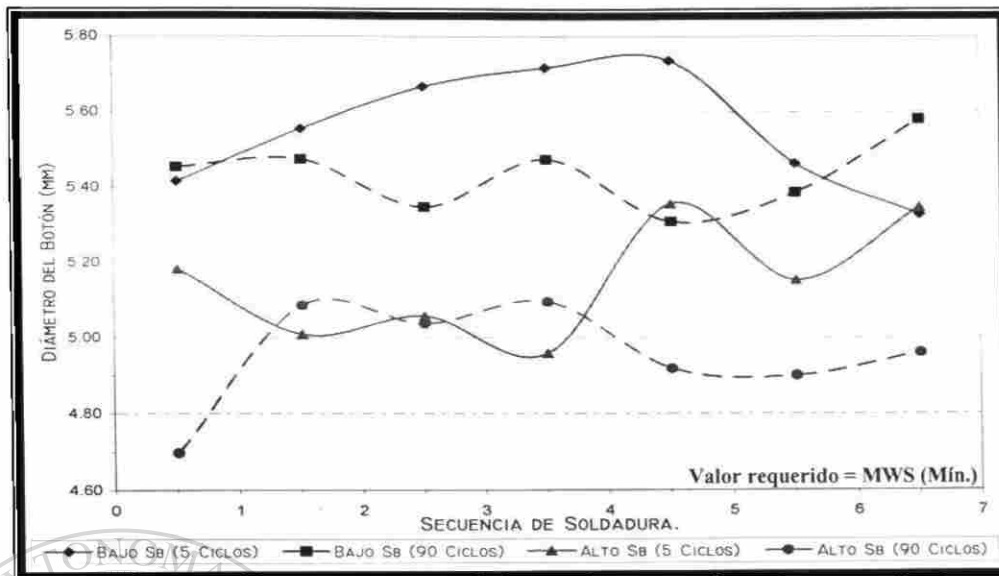


Figura 5.44. – Resultados del diámetro del botón de soldadura en función de la secuencia de soldadura.

Las Figuras 5.45 y 5.46 muestran metalografías de la sección media transversal de los botones de soldadura en los que se realizó el análisis dimensional, mientras que las mediciones a detalle de cada punto de soldadura se incluyen en el Anexo B.3.

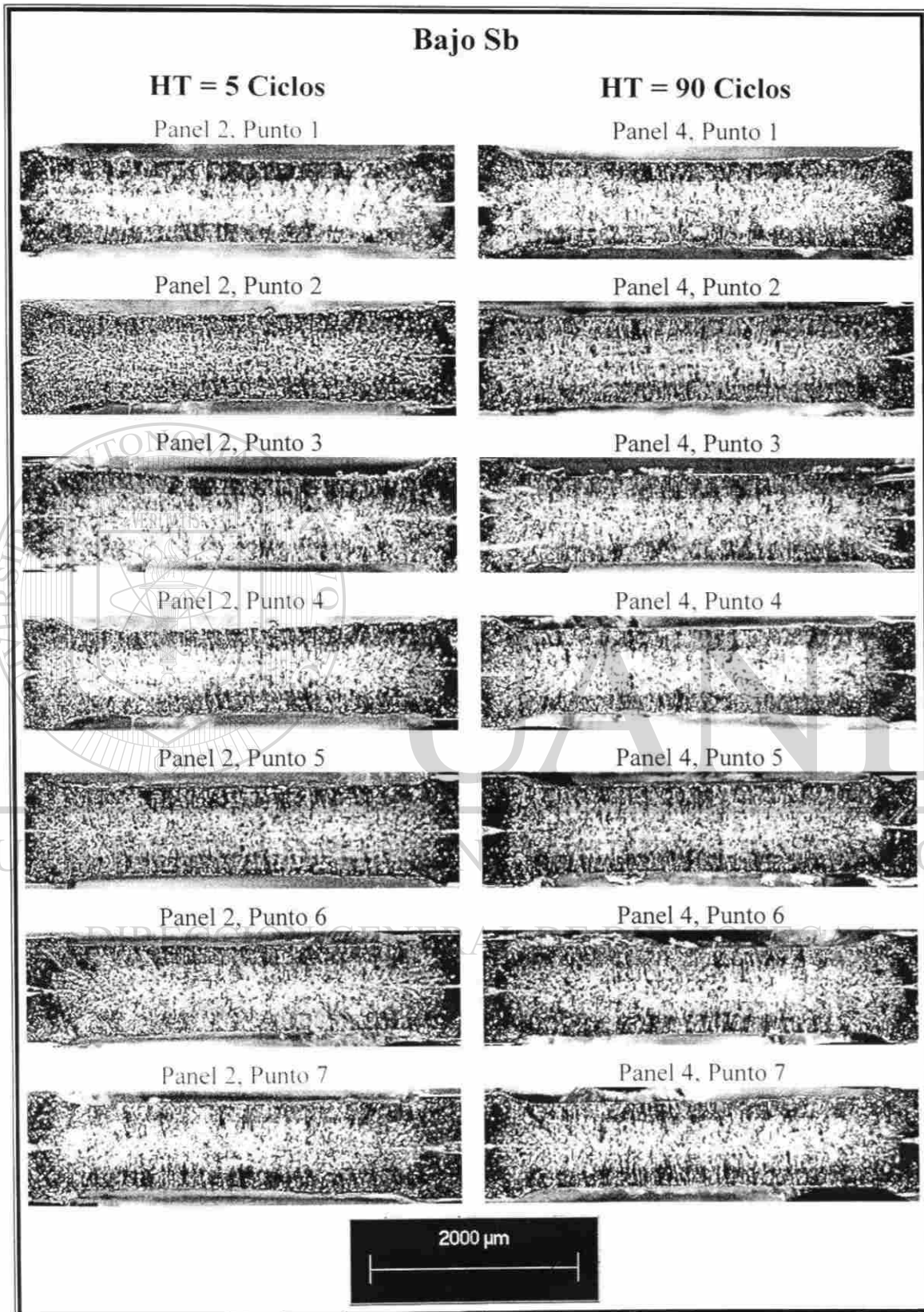


Figura 5.45. – Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la condición de bajo antimonio.

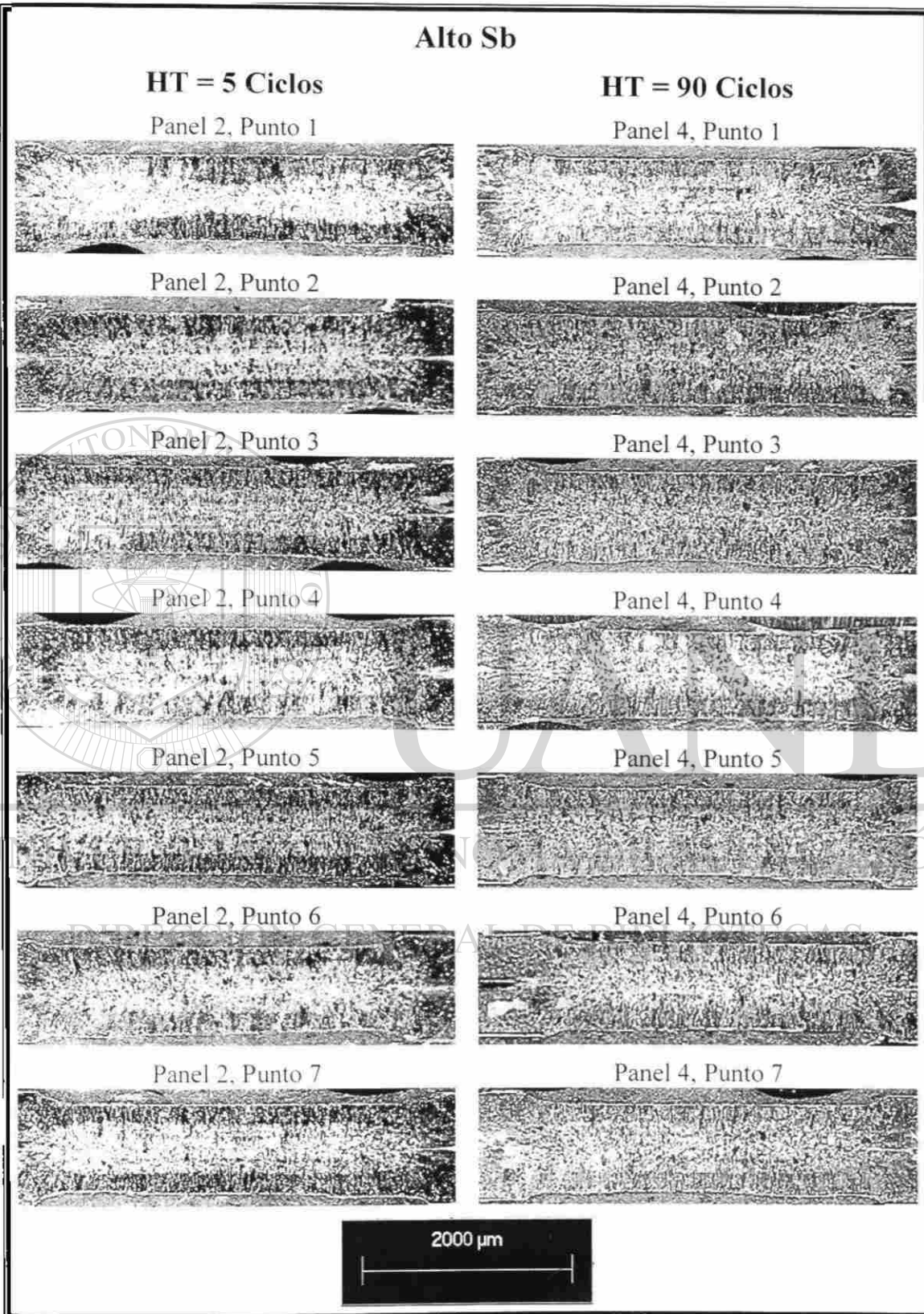


Figura 5.46. – Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la condición de alto antimonio.

5.7.6 Ensayo de microdureza.

La Figura 5.47 fue construida con los valores de microdureza promedio ($\eta = 7$), realizados sobre la diagonal transversal de los botones de soldadura, los cuales se encuentran ordenados en función de la distancia entre la indentación y el centro del botón, mientras que los valores individuales se incluyen en Anexos B.4 y B.5.

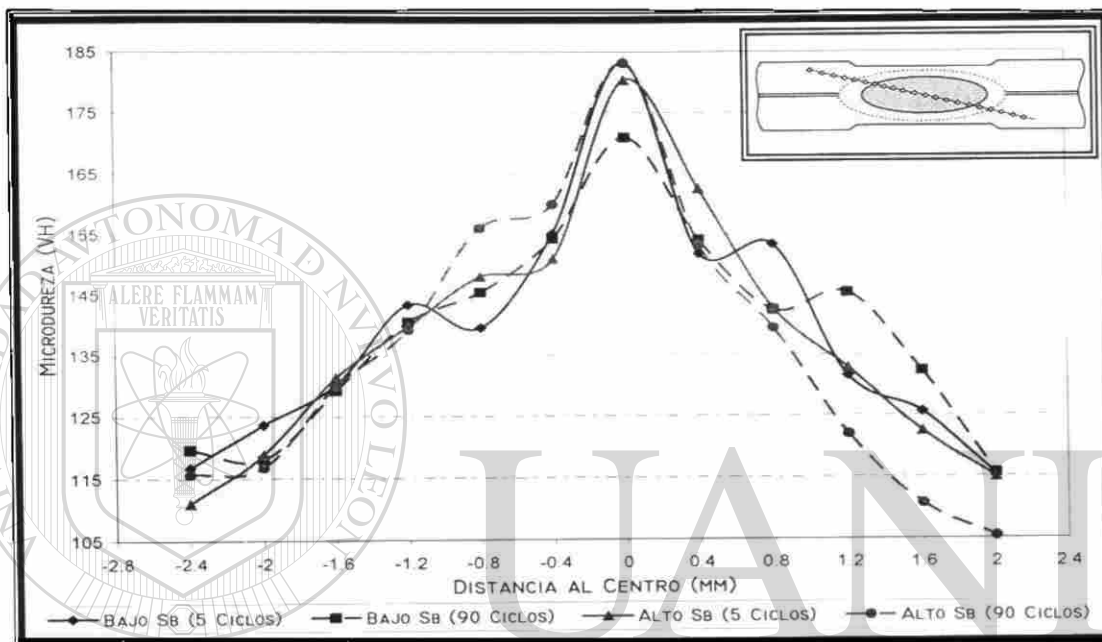


Figura 5.47. – Perfil de microdureza promedio sobre la diagonal transversal de los botones de soldadura de ambos materiales.

5.7.7 Prueba de resistencia.

La Figura 5.48 muestra gráficamente la evolución de la corriente de soldadura y el calor aportado durante el proceso de estabilización y determinación de corrientes iniciales de la prueba de resistencia, registrando un intervalo de operación inicial de 3.9kA con una I_{\min} de 3.8kA ($DI_{\min} = 3.48\text{mm}$) y una I_{\max} de 7.7kA ($DI_{\max} = 6.26\text{mm}$); la prueba se realizó con una corriente de operación de 7.5kA, registrando un valor de resistencia límite de 6200 puntos y un intervalo de operación final de 0.9kA con una I_{\min} de 8.2kA y una I_{\max} de 9.1kA. Por su parte, la Figura 5.49 muestra gráficamente la evolución del diámetro del botón durante la prueba de resistencia, mientras que los datos registrados y las huellas del electrodo en papel carbón se exhiben en el Anexo B.6.



Figura 5.48. – Evolución de la corriente de soldadura y del calor durante la estabilización y la determinación de las corrientes iniciales de la prueba de resistencia de los electrodos.

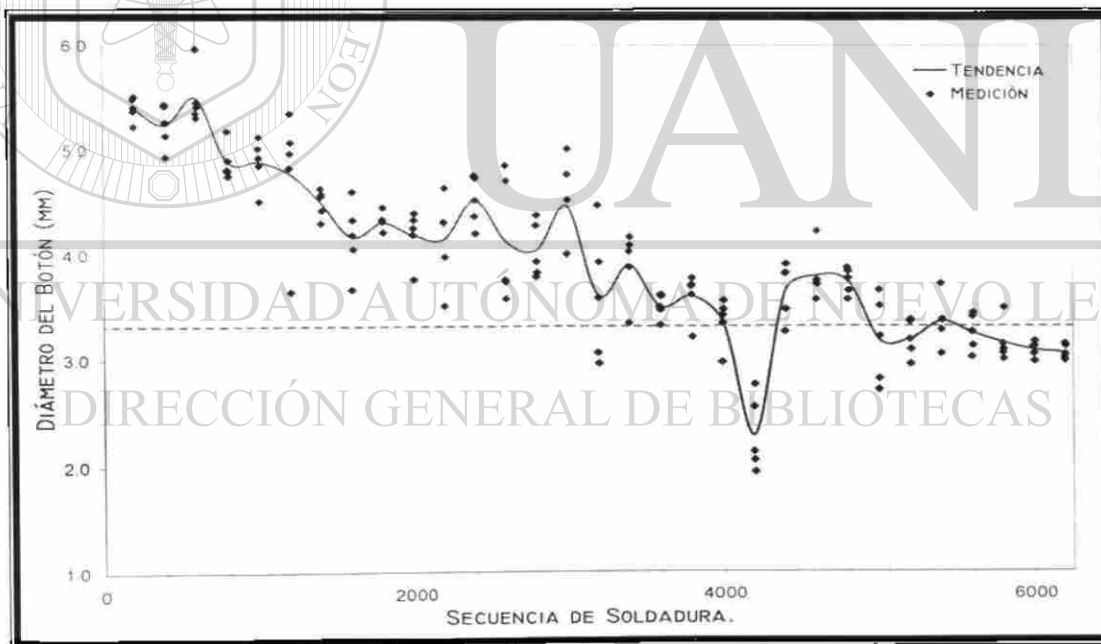


Figura 5.49. – Mediciones del diámetro del botón realizadas durante la prueba de resistencia de los electrodos (la línea punteada indica el MWS).

En la Figura 5.50 aparecen tres imágenes de la sección transversal de los electrodos utilizados durante la prueba de resistencia, en las cuales se aprecia el evidente deterioro y la alta deformación de la superficie de contacto del electrodo, además de un

ligero achatamiento en la periferia del mismo. También se observa la formación de una capa uniforme de latón β de $9.97 \pm 1.6\mu\text{m}$, otra de latón γ de $72 \pm 5\mu\text{m}$ y una gran cantidad de adherencia proveniente del recubrimiento GA.

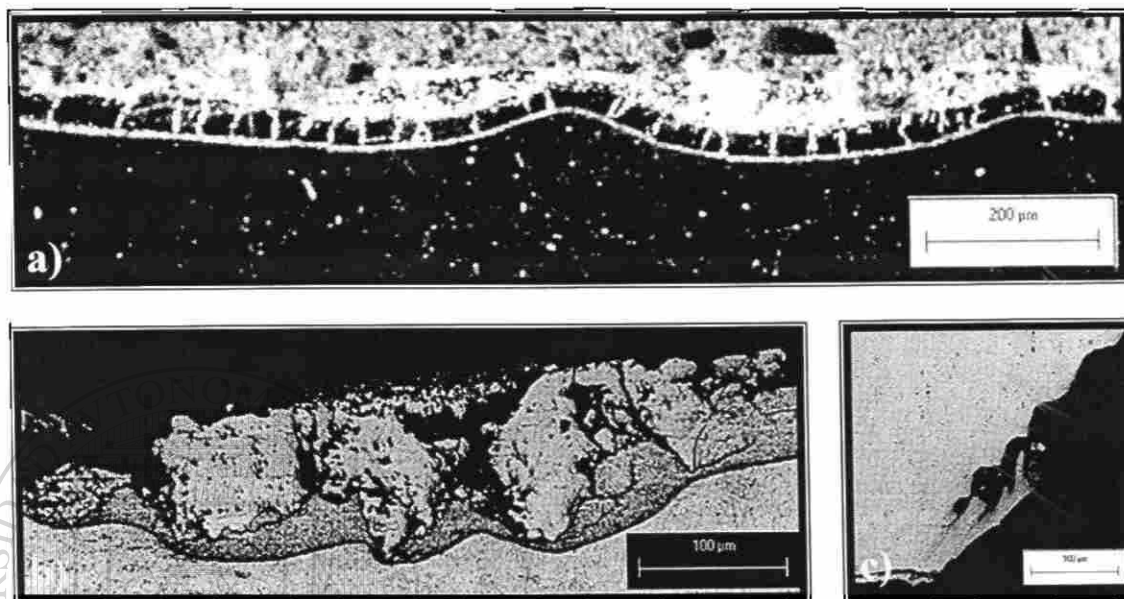


Figura 5.50. – Imágenes del deterioro de los electrodos en la prueba de resistencia. a) Alta deformación en la superficie de contacto. b) Adherencia de recubrimiento GA. c) Deformación excesiva y achatamiento en la periferia del electrodo.

5.7.8 Defectos de la soldadura.

La Figura 5.51 muestra dos tipos de defecto en las pruebas de calidad de la soldadura realizadas, mientras que la frecuencia de aparición se encuentra en la Tabla 5.15. Además, cabe mencionar el gran tamaño de grano formado en el HAZ del botón (Figura 5.52), el cual aumenta considerablemente el factor de riesgo de falla por fatiga.

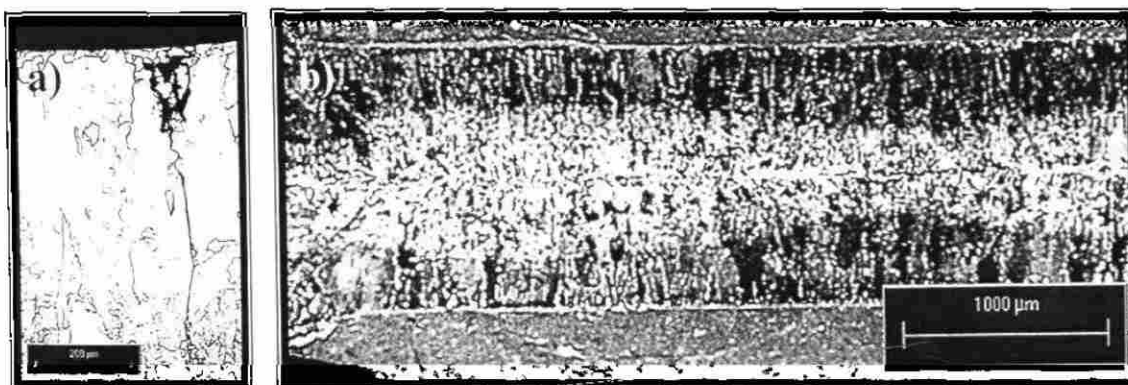


Figura 5.51. – Tipos de Defectos de soldadura formados. a) Grieta. b) Doble botón.

Tabla 5.15. – Frecuencia de aparición de defectos en los puntos soldados.			
Material	HT (Ciclos)	Grieta	Doble botón
Bajo Sb	5	3 de 7	0 de 7
	90	3 de 7	0 de 7
Alto Sb	5	2 de 7	1 de 7
	90	2 de 7	0 de 7

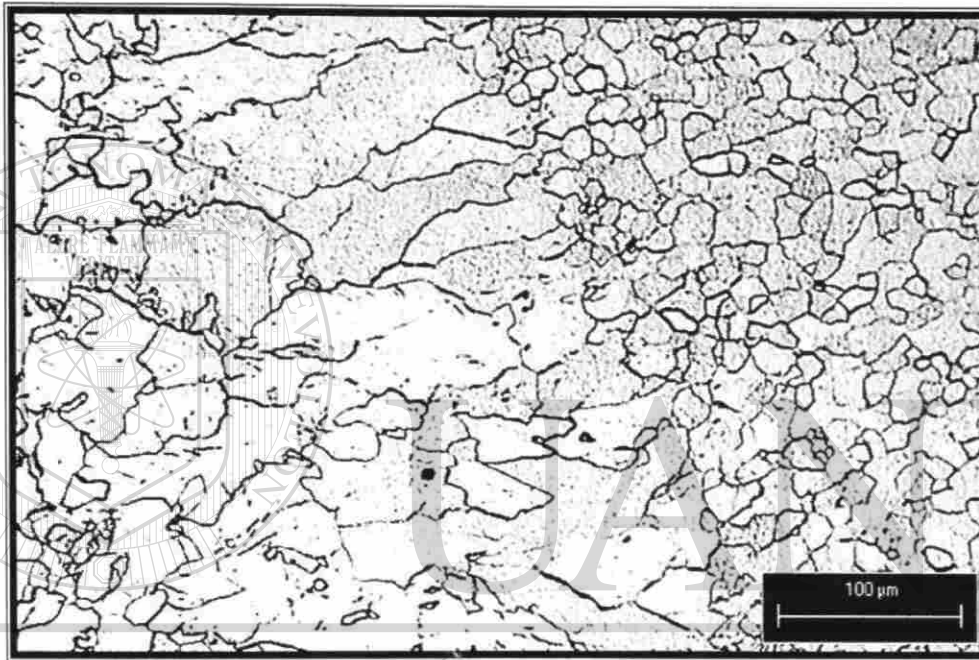


Figura 5.52. – Zona de transición HAZ - metal base en un punto de soldadura, en el que se aprecia el gran tamaño de grano de la zona afectada térmicamente.

Finalmente la Figura 5.53 muestra la imagen de un tipo de grietas particulares del material con la condición de bajo Sb (fractura intergranular), las cuales aunque son poco frecuentes resultan de importancia por las características de este tipo de falla que de ser más frecuentes y severas podrían provocar la generación y propagación de grietas al soldar el material con un proceso RSW.

Se realizó un análisis de composición química a lo largo de la grieta mostrada por medio del microscopio electrónico de barrido, encontrándose una composición aproximada de 5% de Zn en el inicio de la grieta, misma que disminuía hasta desaparecer según aumentaba la distancia de la superficie del recubrimiento.

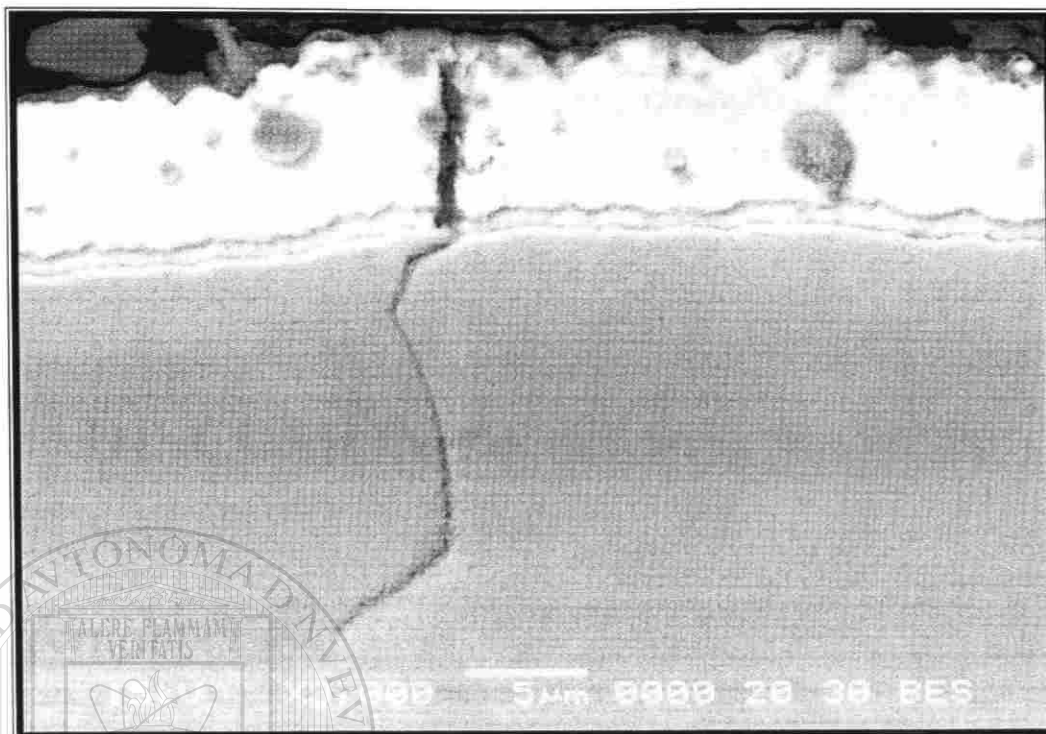


Figura 5.53. – Agrietamiento del recubrimiento por fractura intergranular encontrado en el material con bajo Sb.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO VI

DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

6.1 INTRODUCCIÓN.

En este capítulo se presenta el análisis de los resultados mostrados en el Capítulo IV, considerando tanto las características propias del material de trabajo como sus condiciones de procesamiento y la influencia de estas características en la soldabilidad del material. Además de revisar las variables del proceso de soldadura y su efecto en las propiedades y características del boton formado.

6.2 PROCESAMIENTO.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El procesamiento térmico utilizado para el recocido de la lámina negra en los dos materiales mostrado en la Figura 5.1 exhibe condiciones muy similares en los intervalos de temperatura, siendo sólo la temperatura del horno de tubos radiantes ligeramente mayor (30 °C) para la condición de alto Sb, mientras que la velocidad de procesamiento utilizada presenta una diferencia mínima (0.8m/min) que se considerará no significativa. El propósito de este recocido es el de brindarle al acero las propiedades mecánicas necesarias para alcanzar el grado automotriz deseado ^[33]. Por su parte, las velocidades de enfriamiento y las temperaturas utilizadas en la zona de inmersión se encuentran dentro de los niveles recomendados y no presentan diferencia significativa entre ambos materiales.



La temperatura de recocido en el horno de inducción fue registrada a la salida de éste, ya que la temperatura real a la que se realiza el tratamiento del recubrimiento no se puede medir directamente, ésta es más elevada y depende de la potencia del horno de inducción, por lo que los parámetros del mismo mostrados en la Tabla 5.1 se consideran suficientes para darle reproducibilidad al evento. Se observa además que los parámetros del horno inductor no presentan cambios de importancia en el procesamiento de ambos materiales, por lo que se considerarán sin diferencia significativa.

La composición química del baño usada en la condición de alto Sb corresponde a la cantidad óptima de Al (0.135%) para operaciones de termogalvanizado^[55], mientras que es ligeramente menor en la condición de bajo Sb. Como se explicó en el Capítulo II el contenido de Sb en el baño se varía para afectar la tensión superficial y así regular el tamaño del grano dendrítico del recubrimiento^[54].

6.3 MATERIAL.

6.3.1 Metal base.

La rugosidad del material recubierto depende de la temperatura de GA, el acabado superficial del molino de laminación superficial y especialmente de la tensión aplicada en el tensonivelador. Al respecto, los valores de la Tabla 5.3 mostraron ser ligeramente mayores (parámetros Ra y R_{Pc}) para el material de alto Sb, probablemente por usar una menor fuerza en el tensonivelador, sin embargo la rugosidad de ambos materiales es baja y no se encontró diferencia significativa entre la rugosidad de la cara superior e inferior, ni entre la rugosidad medida en el sentido transversal y longitudinal. A pesar de que la resistencia superficial inicial se ve afectada por la rugosidad del recubrimiento, ésta se compensa por el efecto de la fuerza aplicada en el electrodo y el colapso de asperezas ocurrido durante la operación de soldado. Por lo cual, no resulta en un factor de importancia para el proceso de soldadura por puntos, aunque si afecta fuertemente la calidad final del producto en el proceso de pintado automotriz.



Al observar las propiedades mecánicas mostradas en las Figuras 5.2 y 5.3 y las Tablas 5.4 y 5.5 se observa que ambos materiales presentan las propiedades características de los aceros IF como bajos valores de cedencia continua, esfuerzo de cedencia y relación de esfuerzos, así como elevados valores de \bar{E} , n y porcentaje total de elongación. Al compararlos, se observa que aunque sus propiedades mecánicas son muy similares, éstas son ligeramente mejores en el material de alto Sb, mientras que el material de bajo Sb presenta el mayor grado de formabilidad. Sin embargo, ambos materiales coinciden con las propiedades de un acero con calidad EDDQ de acuerdo con la nomenclatura de la AISI, y con un acero automotriz laminado en frío grado 5 de acuerdo con la nomenclatura SAE J2329, ambas presentadas en el Capítulo I.

En lo referente a la composición química del acero, ésta cumple con el estándar requerido para un acero formable automotriz grado 5 por la norma SAE J2329, y al observar la Tabla 5.6 se comprueba la alta pureza de este tipo de acero, destacándose el contenido ultrabajo de C (50ppm), así como la presencia de Ti y Nb como elementos estabilizadores, la adición de Mn y P como endurecedores por solución sólida y la pequeña adición de B (2ppm) para controlar la fragilización por deformación en frío secundaria. Cabe mencionar que los elementos que pudieran influir en la soldabilidad por puntos (P, S, Si, Mn y Ti) se encuentran en cantidades en las que no provocan efecto alguno.

Al revisar la microestructura de los materiales presentadas en las Figuras 5.4 a 5.6, se encontró que consiste de una estructura equiaxial muy homogénea formada por granos de ferrita poligonal de entre 13 y 16 μ m, siendo más fina en el material de alto Sb, razón por la que éste presenta mejores propiedades mecánicas, el fino tamaño de grano se debe al efecto del Nb y Ti durante la alta reducción en frío de la lámina negra y al recocido y enfriamiento controlados del material.

Los resultados de dureza y microdureza de la Tabla 5.7 registran valores muy bajos y con muy poca variabilidad, esperados en materiales altamente homogéneos y con



un alto grado de formabilidad como el acero IF. Los resultados de ambas pruebas son congruentes entre sí y no muestran diferencia significativa entre ambos materiales.

El análisis químico y la imagen que muestra la Figura 5.7 confirman la formación de precipitados muy finos ($2\mu\text{m}$) de Ti en forma de carbunitruros simples en el acero, los cuales son de geometría cuadrada y se encuentran uniformemente distribuidos, combinándose con otras inclusiones del material (principalmente Al_2O_3).

6.3.2 Recubrimiento.

En los resultados de la composición química del recubrimiento mostrados en la Tabla 5.8 y obtenidos en el espectrofotómetro de emisión por plasma, ambos materiales muestran un contenido de Al mayor al contenido en el baño, éste enriquecimiento en el contenido de Al es consecuencia de la fuerte afinidad del Al por el Fe, concentrándose en la interfase entre el acero y el zinc y en las fronteras de grano del recubrimiento. En lo referente al contenido de Sb en el recubrimiento (que es el principal parámetro de variación) se observa que éste es mucho menor en el recubrimiento que el contenido utilizado en la paila para ambos materiales, esto debido a la baja solubilidad del Sb en el zinc sólido que trae como consecuencia la segregación del mismo durante el crecimiento de fases y la solidificación del recubrimiento, por lo que de afectar la soldabilidad del material sería una consecuencia de su efecto sobre el proceso de recubrimiento y no por su presencia dentro del mismo. En cuanto al contenido de Pb se observa que presenta un valor muy bajo, lo cual vuelve al material apto para las aplicaciones de pintado utilizadas en la industria automotriz, además de evitar la susceptibilidad a la corrosión intergranular en el recubrimiento. Por su parte los contenidos de Fe y Zn corresponden a valores por arriba del intervalo de composición límite de la fase δ , sugiriendo la ausencia de fase ζ , así como la presencia de una fase δ rica en Fe y una fase Γ de espesor considerable. Sin embargo, se debe considerar también la imprecisión en las mediciones del contenido de Fe y Zn, ya que para el análisis del contenido de Fe por medio del espectrofotómetro de emisión por plasma se diluye la solución inicial en proporción 20 a 1, además de que al diluir el recubrimiento en ácido se puede también diluir parte del



sustrato. mientras que el contenido de Zn se obtiene como la diferencia a 100% de la suma de los elementos encontrados.

En las Figuras 5.8 y 5.9 se puede observar que en los recubrimientos de ambos materiales se encuentran presentes únicamente las fases δ y Γ , esto a pesar de haber sido procesados con una alta velocidad de línea es debido al alto contenido de ferrita y el bajo nivel de elementos de aleación contenidos en el metal base, además de que los aceros IF tienen los límites de grano muy débiles. lo cual permite a la ferrita difundir con facilidad a través del Zn y viceversa. Además se observa que aunque ambos materiales fueron procesados con valores de temperatura y velocidad muy similares. las fases formadas en el recubrimiento presentan una composición química significativamente diferente. con una fase δ más rica en Fe para la condición de bajo Sb y una fase Γ más rica en Fe para la condición de alto Sb, lo cual es congruente con los perfiles de intensidad presentados en las Figuras 5.10 y 5.11. Considerando que la temperatura en el horno de GA, la velocidad de procesamiento y la composición y microestructura del sustrato son significativamente iguales, como se observó al inicio de este Capítulo, es lógico suponer que el cambio en la concentración del Fe es una consecuencia del contenido de Sb en la paila, ya que al bajar la tensión superficial permite lograr un recubrimiento de menor espesor en el que la difusión del Fe alcanza más rápidamente la superficie libre con el posterior enriquecimiento de la fase Γ y la formación de un recubrimiento sobrealeado. Es necesario destacar que el contenido de Fe en el recubrimiento puede influir en la soldabilidad del material al afectar la resistencia ofrecida por el recubrimiento al paso de la corriente, y el valor de corriente necesario para llevar a cabo la unión.

Cabe mencionar que el recubrimiento procesado con bajo Sb presenta un mayor número de grietas. localizadas principalmente en la fase δ , probablemente como consecuencia del alto contenido de Fe que presenta en esta fase. Mientras que el recubrimiento procesado con alto Sb presenta un menor agrietamiento y tiene la diferencia de que sus grietas atraviesan ambas fases (δ y Γ), lo que sugiere que éstas son causadas por el mayor espesor y el mayor contenido de Fe de su fase Γ . volviéndola más frágil y propagando la fractura a través de la fase δ . Además de lo mencionado



anteriormente se encontró agrietamiento causado por corrosión de metal líquido en el recubrimiento de bajo Sb.

Al revisar las micrografías del recubrimiento de las Figuras 5.12 a 5.15 se observa que el espesor del recubrimiento es significativamente mayor en el material de bajo Sb, presentando una media un 25% mayor que el recubrimiento de alto Sb, además de una fase Γ más delgada y uniforme y una razón de fases δ/Γ mucho menor (7) que en la razón en el material de alto Sb (11); como se explicó anteriormente, estas diferencias son el resultado del cambio en la tensión superficial originado por el contenido de Sb en la paila. Cabe mencionar que el espesor del recubrimiento puede afectar de manera directa la soldabilidad del material al aumentar el deterioro de los electrodos y disminuir su periodo de vida útil.

El peso o densidad del recubrimiento de acuerdo a la Tabla 5.9 es mayor en el material con bajo Sb, lo cual era de esperarse al ser el recubrimiento que presenta el mayor espesor, como ya se mencionó antes esto es debido al contenido de Sb en la paila y, al igual que el espesor, éste puede afectar la soldabilidad del material al disminuir la vida útil de los electrodos. Se aprecia además que el peso está distribuido casi equitativamente (55 – 45%) en ambas caras y que esa proporción se conserva aunque de forma invertida en ambos materiales.

En la distribución del peso del recubrimiento mostrada en las Figuras 5.16 a 5.19, se encontró que el peso del recubrimiento se mantiene constante a lo ancho de la lámina para ambos materiales. Mientras que la diferencia de peso entre las caras de la lámina se reduce a lo largo del material con bajo Sb y aumenta a lo largo del material con alto Sb. Sin embargo se descarta que estas diferencias de peso hayan influenciado los resultados del espesor y composición de fases del recubrimiento, ya que los datos pertenecen a muestras de material de las distintas zonas del rollo como se indica en la Tabla 4.2.

En lo referente a la integridad del recubrimiento la Tabla 5.10 y las Figuras 5.20 a 5.23 muestran que la cantidad de recubrimiento desprendida es mayor para el ensayo de



doblez a 60° . Mientras que al comparar los materiales se observa que aunque ambos presentan un nivel de polvos intermedio, en las dos pruebas el material procesado con bajo Sb presentó el mayor desprendimiento de recubrimiento y por tanto un mayor nivel de polvos, lo cual se debe al mayor espesor y peso en el recubrimiento de este material, a su mayor grado de agrietamiento y, principalmente, a que presenta una fase δ con una mayor cantidad de Fe. Aunque el tener un recubrimiento con menor agrietamiento sugiere una conductividad eléctrica y térmica más uniforme, el nivel de polvos no afecta directamente la soldabilidad del material. Sin embargo, la integridad del recubrimiento es primordial en operaciones de formado y pintado del material, especialmente en aplicaciones automotrices.

En las gráficas de distribución se encontró que la integridad del recubrimiento del material con bajo Sb tiende a ser mejor en la parte central de la lámina y a la mitad del rollo, mientras que con el material de alto Sb ocurre lo contrario, presentando el más alto nivel de polvos al centro de la lámina y a la mitad del rollo de material.

6.4 SOLDABILIDAD.

6.4.1 Electrodo.

El electrodo presenta la microestructura de la Figura 5.24 compuesta por una matriz de cobre con partículas de cromo y zirconio finamente dispersas, mientras que la Figura 5.25 muestra su composición química y valor de dureza, los cuáles corresponden al material RWMA clase 2 Cu-Cr que es el indicado por el estándar utilizado. La dureza del electrodo es ligeramente mayor a la dureza del acero en el sustrato, lo cual sugiere que no sufrirán deformación excesiva alargando su vida útil promedio, pero producirán una mayor indentación sobre el material.

El deterioro sufrido en la cara de los electrodos se puede ver a través de las impresiones de la Tabla 5.11, se observa que la geometría de contacto se pierde de forma localizada cerca de la periferia del electrodo, se aprecia además que la zona afectada es



más grande en el material con alto Sb y presenta la forma de un anillo, mientras que para el material con bajo Sb es menor, en forma de media luna y se localiza en un extremo del electrodo. La pérdida en la geometría de contacto se relaciona con la interacción del recubrimiento y el material del electrodo, lo cual se confirma en la Figura 5.26, en donde se aprecia que la pérdida en la geometría de contacto inicial coincide con la formación de aleación y adherencia del recubrimiento en el electrodo, también se aprecia que ésta es mucho más severa en los electrodos de la prueba de alto Sb a pesar de que en ambas se realizó casi el mismo número de puntos, probablemente como consecuencia de una mayor afinidad entre el recubrimiento y el material del electrodo o por el uso de una mayor corriente de soldadura. Pero de igual manera, la demanda de una corriente mayor en la máquina soldadora podría ser consecuencia directa de la calidad del recubrimiento termogalvánico.

También se encontró que el desgaste de los electrodos es mayor en el material de alto Sb, aumentando el diámetro de sus electrodos un 20% más que los de la prueba de bajo Sb. Lo anterior se explica en función del uso de una mayor corriente de soldadura y el consecuente aumento de temperatura y deformación en los electrodos, otra indicación del uso de mayor corriente y por tanto mayor temperatura en la prueba de alto Sb, es la mancha más oscura que presenta sobre la cara y alrededor del electrodo.

Al revisar la sección transversal del electrodo se identificaron dos fases continuas de aleación Cu-Zn formadas sobre la cara del electrodo (Figura 5.27) y adherencia procedente del recubrimiento (Figura 5.28). Donde el espesor de las dos capas resultó mayor en los electrodos del material de alto Sb, un 30% la capa interna y un 80% la segunda. También se encontró que las zonas de mayor deterioro coincidían con la presencia de adherencia, por lo que el mayor deterioro en los electrodos del material de alto Sb podría deberse al mayor contenido de Fe y espesor de su fase Γ que por su fragilidad se desprende en forma de hojuelas durante las operaciones de soldado por resistencia por puntos y se concentra como adherencia en la superficie del electrodo, afectando la soldabilidad del material al modificar la superficie de contacto y disminuir considerablemente la vida útil de los electrodos.



De acuerdo a las micrografías de las Figuras 5.29 y 5.30 y los análisis de composición química de la Tabla 5.12, se formaron una serie de fases sobre la cara de los electrodos utilizados en las pruebas de calidad de la soldadura, principalmente una aleación Fe-Zn, latón γ y latón β . Las cuales de acuerdo al barrido de intensidad de Fe, Cu y Zn mostrado en las Figuras 5.31 y 5.33 se encuentran bien localizadas y definidas. Al comparar ambos materiales se aprecia que los electrodos utilizados en la prueba de bajo Sb presentan capas de fase Fe-Zn mucho más pequeñas y uniformes que las del material de alto Sb, mientras que el espesor y la composición de las fases de latón γ y latón β no tienen diferencia significativa en ambos materiales.

6.4.2 Prueba de calidad de la soldadura.

En la inspección visual de los puntos de la prueba de calidad de la soldadura (Figura 5.34), se aprecian puntos representativos y se observa el desplazamiento del recubrimiento en la zona de contacto de los electrodos, así como un tono más oscuro en los puntos realizados con un tiempo de sostenimiento corto (5 ciclos), debido a la mayor temperatura a la que se liberó la pieza de trabajo comparada con la temperatura de liberación de los puntos realizados con un tiempo de sostenimiento largo (90 ciclos).

En el análisis de la microestructura de la zona de fusión mostrada en la Figura 5.35 se encontró una microestructura heterogénea, compuesta principalmente por ferrita alotriomórfica, así como ferrita Widmanstätten y ferrita acicular concentradas en zonas muy pequeñas y localizadas al centro de la unión. Lo cual es de esperarse, pues es común encontrar estas microestructuras en aplicaciones de soldadura por fusión; mientras que la presencia dominante de ferrita alotriomórfica y la baja presencia de estructuras aciculares se explica en función del ultrabajo contenido de C que acelera el crecimiento de la ferrita y la alta pureza del material que ofrece pocos sitios de nucleación para estructuras aciculares.

Al acercarse al centro de la zona de fusión la estructura es aún más heterogénea y posee un menor tamaño, mientras que al alejarse se encuentra granos más definidos y



orientados siguiendo las líneas de enfriamiento del material. En ambos materiales se observa una estructura con un tamaño menor y un patrón ligeramente más definido cuando se utiliza un HT largo (90 ciclos), que con un HT corto (5 ciclos), debido a la diferencia en la velocidad de enfriamiento; mientras que no se aprecia diferencia significativa entre la microestructura de los dos materiales.

Mientras que la microestructura del HAZ, está formada por grandes granos de ferrita con forma columnar orientados en la dirección de enfriamiento forzado del material; éstos se forman como resultado de un recocido localizado consecuencia del sobrecalentamiento en el área adyacente a la zona de fusión y el débil límite de grano de los aceros IF.

La evolución de la corriente de soldadura y el porcentaje de calor durante las pruebas de calidad de soldadura se muestra en las Figuras 5.36 y 5.37, en ellas se observa que el porcentaje de calor varía en forma directa con la corriente programada en la máquina soldadora. Se requirió de un mayor número de puntos para el proceso de estabilización en el material de alto Sb, debido a la mayor adherencia de Zn en los electrodos de esta prueba, que disminuye a su vez el área de contacto real de los mismos, concentrando la corriente en un área menor y elevando la temperatura. Lo anterior sugiere menores diámetros en los botones de soldadura que se realicen, así como un menor intervalo de operación inicial.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Confirmando lo anterior, el intervalo de operación inicial es tres veces mayor en el material de bajo Sb, lo cual se debe al mayor deterioro en las caras de los electrodos causado por la adherencia localizada de recubrimiento y el posterior aumento de temperatura que ésta provoca. El menor intervalo de operación afecta considerablemente la soldabilidad del material, ya que como se mencionó en el Capítulo III, ésta se puede definir en función de un intervalo de corriente en el que el material forme botones aceptables, que como acaba de mencionarse es muy diferente para ambos materiales. Mientras que la corriente utilizada para la realización de los paneles de prueba fue de



7.5kA para la condición de bajo Sb y de 7.9kA en la de alto Sb, que concuerda con lo supuesto anteriormente.

Se revisaron los resultados de la prueba de arranque y el ensayo de tensión a corte de los puntos de soldadura de los Anexos B.1 y B.2 que se resumen en la Tabla 5.13 y se muestran gráficamente en las Figuras 5.38 a 5.41, encontrando que no se presentó la condición de fractura interfásial, pues todos los puntos de soldadura ensayados en las pruebas de arranque y tensión a corte mostraron un modo de fractura del tipo regular (redondo u ovalado), además de que todos los puntos realizados tienen un diámetro mucho mayor al tamaño mínimo aceptable que es de 3.33mm; cumpliendo así con los dos requisitos del estándar para estas pruebas (diámetro de botón \geq MWS y modo de fractura regular).

Todos los puntos realizados en el material procesado con alto Sb soportaron más carga que sus equivalentes en el material con bajo Sb, esto debido al modo de fractura que presentan (Figura 5.38) en el que el botón se desprende el botón completo de la probeta ensayada al actuar la periferia del botón como un concentrador de esfuerzos cediendo el material de la lámina y no el botón; por lo que los resultados coinciden por completo con los resultados del ensayo de tensión realizados en el material base,

manteniéndose sin cambio significativo en ambos valores de HT. Además y contrario a lo esperado, el diámetro del botón formado en las pruebas de tensión (Figura 5.40) resultó ser mayor en 5 de 6 casos para el material de alto Sb, probablemente porque en los cupones de tensión no hay efectos de desvío de corriente en los puntos de soldadura previos, que ocurren como se explicó en el Capítulo III, y el botón se forma en función de la corriente de soldadura total, que es mayor en el material de alto Sb. Los resultados de este ensayo en función del tiempo de sostenimiento muestran que sólo el material de bajo Sb es sensible al HT formando un botón de mayor tamaño con el HT de 5 ciclos, mientras que los resultados se mantienen estables para el material de bajo Sb.

El tamaño de los botones del ensayo de arranque, de acuerdo a lo esperado y con diferencia del ensayo de tensión, resultó ser menor en el material de alto Sb como



resultado de la mayor adherencia en los electrodos de este material. Además el tamaño de los botones en este ensayo resultó dependiente del HT, mostrando un mayor diámetro en todos los puntos realizados con un HT de 5 ciclos (Figura 5.41), esto es ocasionado por el cambio en la velocidad de enfriamiento.

El análisis y evaluación dimensional de las metalografías mostradas en las Figuras 5.45 y 5.46, cuyos resultados se muestran gráficamente en las Figuras 5.42 a 5.44, se resumen en la Tabla 5.14 y se muestran a detalle en el Anexo B.3, visualmente ambos materiales muestran un botón de soldadura uniforme, con una penetración e indentación bien definidas y una amplia zona afectada térmicamente.

La penetración no se vio afectada por el valor de HT, mientras que su media resultó ligeramente superior en el material de bajo Sb (Figura 5.42), ya que aunque la corriente de soldadura era mayor en el material de alto Sb sus electrodos ofrecían un contacto superficial más pobre como consecuencia del mayor espesor en las fases formadas en las caras de los electrodos y la mayor adherencia que presentaban. Sin embargo se aprecia claramente que los botones en ambos materiales están muy por encima de la penetración mínima requerida de un 20% del espesor de la lámina.

La indentación de los electrodos (Figura 5.43) se comportó de manera muy estable en ambos materiales y no fue afectada ni por el HT, ni por el material, manteniéndose en el intervalo entre el 15 y 25%, que resulta un valor muy aceptable sobre todo si se considera la baja dureza medida en el acero IF. Sin embargo los valores de indentación registrados están por debajo del valor de indentación máximo permitido de 30%.

El comportamiento en el diámetro de los botones analizados (Figura 5.44) coincide con los resultados de la prueba de arranque. Mostrando un menor tamaño en el material de alto Sb como consecuencia del mayor deterioro en sus electrodos, además de mostrar sensibilidad al valor de HT, ofreciendo mejores resultados al utilizar un valor de 5 ciclos, debido al cambio en la velocidad de enfriamiento.



En lo referente a los perfiles de microdureza realizados con los valores promedio de las mediciones de los Anexos B.4 y B.5 y graficados en función de la distancia al centro del botón en la Figura 5.47, se observa un comportamiento simétrico con respecto a la distancia al centro, registrándose un valor máximo de aproximadamente 170 HV en el centro del botón, el cual disminuye en forma gradual al alejarse del centro hasta alcanzar un valor mínimo de entre 105 y 115 HV en las fronteras del HAZ. Este comportamiento simétrico es el óptimo cuando se unen láminas con iguales espesores y condiciones de recubrimiento, en donde la variación de dureza coincide con el perfil de temperaturas causado al formar el botón y su grado de afectación en la microestructura interna del material. El patrón de comportamiento fue el mismo en ambos materiales y para ambos tiempos de sostenimiento, a pesar de la diferencia de corriente empleada, lo que sugiere que aunque la afectación en la microestructura del material si está en función del calor generado y la rapidez de enfriamiento, este efecto tiene un valor límite que es alcanzado dentro de los parámetros utilizados.

6.4.3 Prueba de resistencia.

La prueba de resistencia o vida útil de los electrodos se realizó únicamente en material recubierto con la condición de bajo Sb. Por lo que el proceso de estabilización y determinación de corrientes iniciales de esta prueba mostrado en la Figura 5.48, es muy similar al de la prueba de calidad del mismo material, registrando un intervalo de operación inicial de 3.9kA (de 3.8 a 7.7kA), una corriente de operación de 7.5kA, un valor de resistencia límite de 6200 puntos y un intervalo de operación final de 0.9kA (de 8.2 a 9.1kA).

En cuanto al límite de resistencia de 6200 puntos, este resultado es considerado muy recomendable, pues como se menciona en la Tabla 3.1 al soldar materiales con recubrimiento Fe-Zn se espera que un electrodo clase 2 tenga una vida útil de 2000 a 4600 puntos, lo que representa un 35% arriba del límite superior. Este resultado se debió principalmente a las características del recubrimiento, en cuanto a espesor, uniformidad y contenido de Fe en las fases que lo forman; que generaban relativamente poco



desprendimiento de recubrimiento y por tanto poca adherencia en los electrodos y requerían una transferencia de corriente no muy elevada.

La evolución en el diámetro del botón durante la prueba de resistencia mostrada en la Figura 5.49, presenta una tendencia amortiguada compuesta por dos pendientes, la primera más pronunciada que abarca el 30% de los puntos y la segunda con un mayor declive y que se mantiene hasta el final. Este comportamiento coincide con el deterioro de los electrodos como sugiere la evolución de huellas del Anexo B.6. y corresponde con el esquema de crecimiento del electrodo presentado en el Capítulo III (Figura 3.7).

En la inspección y valoración de los electrodos una vez finalizada la prueba, que se muestra en las imágenes de la Figura 5.50, se encontraron varias causas interesantes: una alta deformación en las caras de los electrodos, deformación excesiva y un ligero achatamiento en la periferia del electrodo ($195\mu\text{m}$), la formación de gruesas capas de aleación en la superficie del electrodo y una gran cantidad de adherencia proveniente del recubrimiento GA, concentrada en los puntos en donde se perdió el contacto superficial de los mismos.

6.4.4 Defectos.

Por su efecto directo sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada, la presencia de defectos en los botones de soldadura es uno de los principales criterios a considerar en los estándares de soldabilidad de un material. En las pruebas de calidad de la soldadura del material de alto Sb se presentaron dos tipos de defecto (Figura 5.51), doble botón (1 de 7) y grietas (3 de 7), mientras que el material de bajo Sb únicamente presentó grietas en la soldadura (2 de 7). El doble botón es un problema sólo si se presenta acompañado de fallas interfaciales (que no es el caso), pues reduce considerablemente la resistencia de la unión a la tensión, mientras que los estándares son menos tolerantes en cuanto a la presencia de grietas en el material. Por otra parte no se detectó la presencia de poros o fallas interfaciales en ninguno de los dos materiales.



El número de grietas encontrado en ambos materiales es moderado, aunque éstas son más frecuentes y severas en el material de alto Sb, como resultado del deterioro de los electrodos y la mayor corriente de soldadura que generó una temperatura mayor. Sin embargo, la ubicación de las grietas en el botón no les permite actuar como concentradores de esfuerzos, ni afectar las propiedades del botón y su forma (Figura 5.51a) sugiere que éstas se propagaron por fractura intergranular a través de los límites de grano del HAZ.

Cabe mencionar que por las características propias de los aceros IF al ser soldados forman granos de gran tamaño en el área del HAZ, como se aprecia en la Figura 5.52, que tienen forma alargada y se orientan siguiendo las líneas de enfriamiento de la unión, por lo que las uniones realizadas en estos materiales podrían presentar problemas si se someten a un ciclo de fatiga, al propagarse una grieta rápidamente a través de los débiles límites de grano del acero IF.

También se menciona la aparición de un tipo de agrietamiento muy peculiar en el recubrimiento con la condición de bajo Sb, el cual se muestra en la Figura 5.53. Este tipo de falla se conoce como agrietamiento por corrosión de metal líquido y es causado por la propagación de una fractura intergranular, la cual se origina en los límites de grano del acero y se propaga a través de las fases del recubrimiento^[87]. Esta fractura intergranular en el sustrato se produce en la paila, cuando al entrar en contacto con el zinc fundido, éste penetra y se propaga a través de los débiles límites de grano del acero IF generando la falla, lo cual concuerda con el hecho de haber encontrado un porcentaje de Zn en el análisis de composición química realizado a lo largo de la grieta. Sin embargo, cabe destacar que la baja frecuencia de este tipo de defecto en el material de bajo Sb, no representa un peligro potencial para la calidad de la soldadura por puntos producida.



CAPÍTULO VII

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

7.1 CONCLUSIONES.

El procesamiento de los dos materiales de prueba no es significativamente diferente, pues se consideró que las variables que afectan la formación del recubrimiento (temperaturas del ciclo, velocidad de la línea, parámetros del horno GA y características del sustrato) fueron las mismas, con excepción del contenido de Sb en el baño que es la variable de control del experimento.

Ambos materiales presentan una rugosidad baja, que se mantiene constante a lo largo del material y no resulta afectada por la cara del recubrimiento ni la dirección de medición.

Los dos materiales presentan características mecánicas y microestructurales muy similares alcanzando ambos una calidad EDDQ y un grado 5 automotriz SAE J2329. Mientras que su composición química no presenta elementos de aleación en cantidades que pudieran afectar de modo alguno la soldabilidad por puntos del material.

Los resultados mostraron que el Sb no afecta directamente la calidad de la soldadura debido a que ocurre segregación durante la solidificación del recubrimiento variando su contenido inicial, el cual tiene un límite permitido de 0.03% que debe



considerarse en líneas que cambian frecuentemente su producción de galvanizado a termogalvanizado y viceversa.

Sin embargo, el contenido de Sb en la paila si afecta las características del recubrimiento GA y las fases que lo conforman; ya que un aumento en el contenido del mismo permite la obtención de un recubrimiento de menor espesor al disminuir la tensión superficial del Zn líquido.

En congruencia con lo anterior, el material procesado con alto Sb en el baño presenta un recubrimiento de menor espesor, que posee una fase δ con menor contenido de Fe, pero a la vez presenta una fase Γ de mayor espesor relativo y más rica en Fe que el material procesado con bajo Sb.

La disminución en el espesor del recubrimiento permite al Fe alcanzar la superficie libre del recubrimiento más rápidamente, permitiendo el uso de mayores velocidades en la línea de procesamiento logrando así aumentar la productividad de la línea.

Sin embargo, un valor muy alto de velocidad no le permitiría al Fe difundir adecuadamente con la consecuente formación de fase ζ en un recubrimiento subaleado; mientras que un valor muy bajo permitiría el desarrollo de una fase Γ de mayor espesor y más rica en Fe formando un recubrimiento sobrealeado.

Además, el uso de un menor espesor en el recubrimiento permite disminuir en gran medida los costos operativos y de materia prima en las operaciones de recubrimiento por inmersión en caliente continua.

El aumento en el espesor del recubrimiento resulta en un mayor valor de polvos en operaciones de formado, pero esto no implica necesariamente que se forme una mayor adherencia en los electrodos, ya que ésta depende además de la calidad de las fases que conforman al recubrimiento, así como de la corriente de soldadura aplicada.



La cantidad de desprendimiento de recubrimiento durante la realización de los puntos de soldadura, con la consecuente formación de adherencias en los electrodos, no está en función del espesor del recubrimiento, sino del espesor de la fase Γ y de su contenido de Fe, así como de la relación de fases δ/Γ .

La integridad del recubrimiento evaluada en las pruebas de doblez a 60° y 90° depende directamente del espesor y peso del recubrimiento, y es afectado además por el espesor y el contenido de Fe de las fases que forman el recubrimiento. Y considerando la importancia de esta integridad en operaciones de formado y pintado, la obtención de un recubrimiento con menor espesor resulta muy benéfica en la calidad del producto final.

En cambio, el desprendimiento del recubrimiento durante las pruebas de soldadura y su posterior adherencia sobre la cara del electrodo se presenta con dos mecanismos diferentes, en el material de bajo Sb al fracturarse y desprenderse pequeñas partículas de fase δ (polvo), y más severamente en el material de alto Sb al fracturarse la fase Γ y desprenderse partículas mayores de ambos recubrimientos (hojuelas).

El principal causante del deterioro de los electrodos es la adhesión del recubrimiento sobre la cara de los mismos y el uso de una mayor corriente de soldadura que también puede ser causada por la pérdida de la superficie de contacto que a su vez es provocada por la adherencia de recubrimiento en los electrodos.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Basado en los resultados de las pruebas de arranque, tensión a corte, análisis dimensional y perfil de microdurezas se afirma que ambos materiales se pueden unir formando puntos de soldadura con propiedades y características adecuadas para aplicaciones automotrices, sin embargo, el material de bajo Sb tuvo un mejor desempeño en lo referente a la afectación en la vida útil de los electrodos ya que las características del recubrimiento en este material y su menor desprendimiento y posterior adherencia sobre la cara del electrodo conservaron mejor la geometría de contacto inicial y permitieron el uso de una menor corriente de soldadura, deformando y afectando menos a las caras de los electrodos empleados.



El uso de mayores tiempos de sostenimiento permite la obtención de estructuras aciculares más pequeñas y definidas, sin embargo no afecta de manera significativa las propiedades mecánicas en la unión soldada de aceros IF.

El intervalo de operación inicial es afectado en gran medida por la presencia de adherencia en los electrodos y la consecuente pérdida de la superficie de contacto real, que a su vez son resultado de la calidad del recubrimiento y las fases que lo componen.

La indentación, penetración y diámetro de los botones de soldadura no resultaron afectados de manera significativa por los cambios en el tiempo de sostenimiento y mostraron ser iguales para ambos materiales.

Los resultados de la prueba de resistencia en el material de bajo Sb cumplen satisfactoriamente con lo esperado de un acero con recubrimiento Fe-Zn, presentando un valor límite de resistencia de 6200 puntos, mientras que se espera que el material de alto Sb cumpla también con el límite esperado pero alcanzando un valor mucho menor.

La aparición de defectos en la soldadura (principalmente grietas) se relaciona con la adherencia de Zn sobre la cara de los electrodos y la consecuente distorsión en sus propiedades térmicas. Mientras que su rápido crecimiento y propagación a través del HAZ es consecuencia de la forma y el gran tamaño de los granos en esta zona del material.

La presencia de fractura intergranular en el material base y su propagación a través del recubrimiento es consecuencia de la entrada de Zn fundido a través de los débiles límites de grano del acero IF durante el rompimiento de la capa inhibidora.

7.2 RECOMENDACIONES.

Se recomienda el uso de tiempos de sostenimiento cortos en la soldadura de aceros IF por RSW, ya que aunque un mayor valor de HT permite la obtención de estructuras



aciculares más pequeñas y definidas, el cambio en las propiedades mecánicas es muy sutil en estos materiales, resultando más conveniente la reducción de tiempo en el proceso de unión por RSW.

Se recomienda realizar pruebas de resistencia o vida útil del electrodo bajo este mismo estándar, variando el contenido de Sb en el procesamiento de otros aceros con un mayor % de CE, para revisar la afectación sobre la vida útil del electrodo.

Se recomienda realizar un análisis de fatiga en probetas soldadas por RSW de este material para conocer la afectación real de grietas la velocidad de propagación en estos materiales, así como los límites en sus aplicaciones. Se recomienda también realizar un análisis de resistencia eléctrica estática y dinámica del material recubierto para determinar su influencia en este tipo de soldaduras.

Se recomienda el análisis de dobléz en V a 60° para la evaluación de la integridad del recubrimiento sobre el análisis de dobléz en V a 90°. Además se recomienda realizar ensayos de tensión directa o tensión en cruz, para evaluar las características de la unión bajo un esfuerzo de tensión pura.

Se recomienda ampliamente el uso del estándar AWS/SAE D8.9M:2002 para la evaluación de la calidad de la soldadura en materiales recubiertos sobre los estándares que trabajan en la zona de expulsión del material, pues representa mejor las condiciones de operación real, controla mejor los parámetros y permite la obtención de una mayor cantidad de información adicional.

Al utilizar el estándar AWS SAE se recomienda realizar el doble de paneles de sensibilidad y de cupones de tensión a corte y en cruz, con el fin de asegurar la repetitividad de los resultados que se obtengan. Así como el uso de uno o dos tiempos de sostenimiento adicionales que sean intermedios de los dos establecidos por la norma.

ANEXO A

Descripción de procesos.

A.1 Proceso de estabilización ^[80].

- 1 Programar una corriente de 6.0kA y con ella soldar y evaluar un panel de prueba de arranque (PTS por su nombre en inglés, peel test sample) como muestra la Figura A1, repetir el proceso reduciendo la corriente en decrementos de 1.0kA hasta obtener la condición de no fusión en la unión.

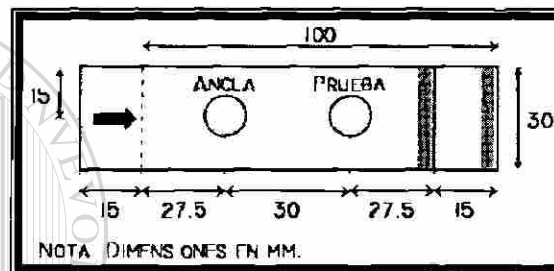


Figura A1. – Localización de soldaduras y espaciamiento del PTS ^[80].

- 2 Aumentar la corriente en incrementos de 0.3kA, soldando y evaluando un PTS en cada incremento hasta que el diámetro medido alcance un 70% - 80% del tamaño de botón de estabilización (SWS por su nombre en inglés, stabilization weld size).
3. Aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando dos PTS en cada incremento hasta que el promedio de los PTS alcance un valor $SWS \pm 0.1mm$.
4. Realizar un ciclo, (un ciclo consta de una línea de 19 botones de soldadura en un panel estándar, seguido de dos PTS cuyo diámetro promedio representa al ciclo). Evaluando como sigue:
 - a Si el valor del ciclo no es mayor que el $SWS - 0.1mm$, la corriente se mantendrá sin cambio, pasando al siguiente paso (5)
 - b Si el valor del ciclo obtenido es mayor que el $SWS + 0.1mm$, se reducirá la corriente en decrementos de 0.3kA, soldando y evaluando dos PTS en cada decremento, hasta que el valor obtenido sea menor que el del ciclo más

reciente, para enseguida aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando dos PTS en cada incremento, hasta que el promedio de ellos alcance un valor $SWS = 0.1mm$.

5. Si se cumple alguna de las condiciones del paso 6, el procedimiento ha terminado. sino se repetirá el paso 4 hasta cumplir con alguna de ellas.
6. Condiciones para finalizar el proceso:
 - a. Se han realizado un total de 250 puntos durante el procedimiento.
 - b. La corriente para producir el SWS permanece estable durante tres ciclos consecutivos ($\pm 0.1kA$).
 - c. La corriente para producir el SWS ha aumentado más de 0.3kA con respecto a la corriente del primer ciclo
7. Tomar mediciones de la huella individual y compuesta de la cara de los electrodos conforme al Punto 4.6.2.

A.2 Determinación de valores de $I_{mín}$ y $I_{máx}$ iniciales ^[80].

1. Después de terminar el proceso de estabilización (Anexo A.1), ajustar la corriente para producir una soldadura que sea al menos 0.5mm menor que el tamaño mínimo de botón aceptable (MWS por su nombre en inglés), soldar y evaluar un PTS con orientación L (la orientación de un PTS se refiere al movimiento relativo entre la probeta y la maquina, la Figura A2 muestra las tres orientaciones posibles). Si el resultado es menor que el MWS - 0.5mm continuar con el paso 2; sino aumentar la corriente en incrementos de 0.3kA, soldando y evaluando un PTS en cada incremento sin variar la orientación hasta obtener un botón menor al MWS - 0.5mm.
2. Aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando un PTS hasta que el diámetro del botón formado satisfaga el MWS y presente un modo de fractura ovalar o redondo, registrando el valor de corriente mínima uno ($I_{mín1}$).

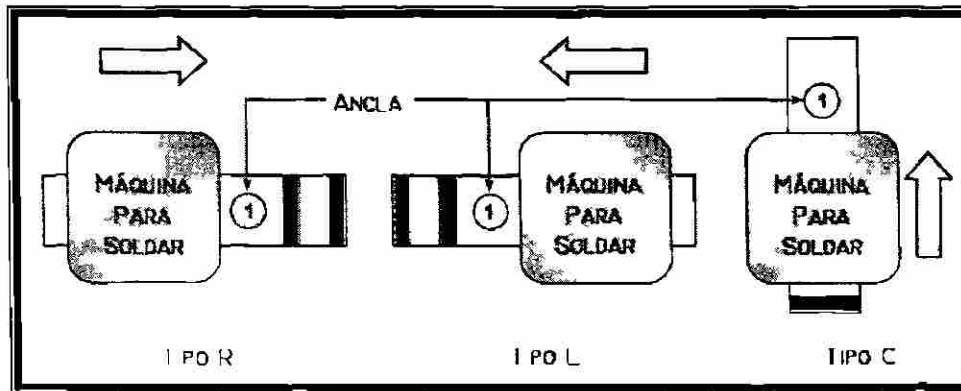


Figura A2. – Orientaciones de los PTS. Las flechas señalan el movimiento relativo del cupón con respecto a la máquina soldadora ⁸¹.

3. Realizar dos PTS cambiando la orientación (R, C), si cumplen con el MWS y el modo de fractura pasar al paso 4; sino aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA hasta cumplir ambos criterios para ambas orientaciones, registrando los valores de corriente mínima dos y corriente mínima tres (I_{min2} y I_{min3})
4. Calcular la corriente mínima inicial (II_{min}), como el promedio de I_{min1} , I_{min2} y I_{min3} . Así como el promedio de los tres botones de soldadura formados (DI_{min}).
5. Iniciando con la II_{min} , aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, variando la orientación secuencialmente (L, R, C), soldando y evaluando un PTS con cada incremento hasta que se presente la condición de expulsión en el material, registrando el valor de corriente máxima (II_{max}), así como el diámetro del botón producido (DI_{max}) y el número de puntos realizados para determinar II_{min} y II_{max} .
6. Tomar mediciones de la huella individual y compuesta de la cara de los electrodos conforme al Punto 4.6.2.

A.3 Prueba de calidad de la soldadura ^[80].

1. Una vez determinadas los valores de la II_{min} y II_{max} (Anexo A.2), ajustar la corriente para producir un botón con un diámetro de entre 80 y 90% del tamaño de la cara del electrodo (FDWS por su nombre en ingles, electrode face diameter weld size) y



soldar 19 puntos en un panel estándar, con el fin de reestabilizar la cara de los electrodos.

2. Enseguida aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando un PIS en cada incremento, hasta alcanzar el FDWS con una tolerancia de $\pm 0.2\text{mm}$. (I_{FDWS} Preliminar)
3. Utilizando el valor de la I_{FDWS} Preliminar, se suelda un panel de sensibilidad al tiempo de sostenimiento (HTS por su nombre en inglés, hold time sensitivity panel sample) como muestra la Figura A3. Enseguida, cortar y evaluar mediante ensayos de arranque los 7 puntos formados y obtener su diámetro promedio, repitiendo el proceso con incrementos de 0.1kA hasta que el promedio del panel HTS cumpla con el $FDWS \pm 0.2\text{mm}$. (I_{FDWS} Final)

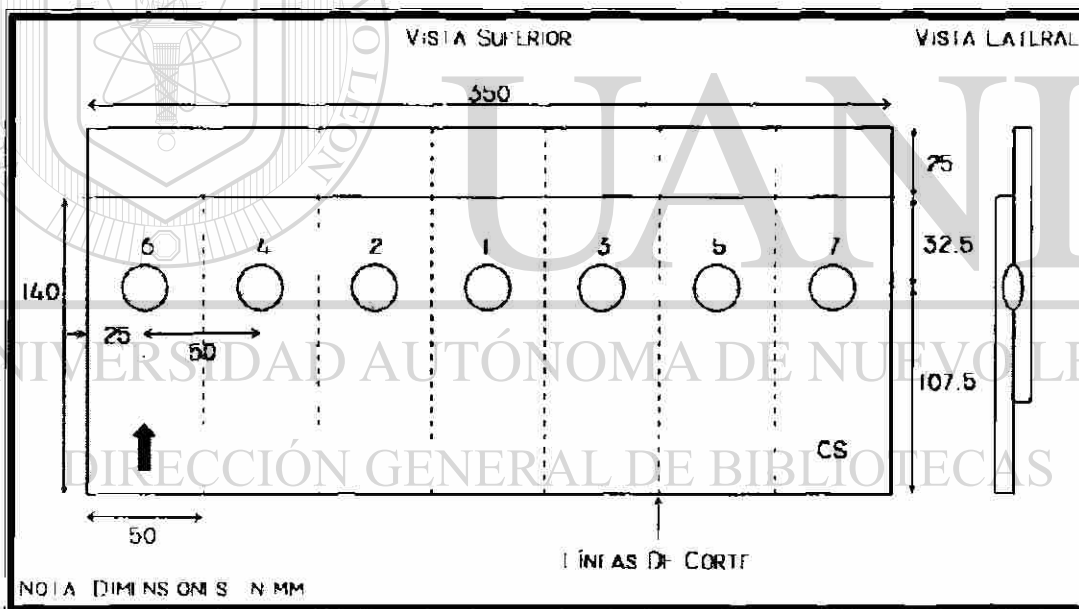


Figura A3. – Localización de soldaduras y espaciado en un panel HTS ⁸

4. Con la I_{FDWS} Final soldar dos paneles HTS (1, 2) usando un tiempo de sostenimiento corto (5 ciclos), y dos más (3, 4) con el tiempo de sostenimiento largo (90 ciclos). Donde los paneles 1 y 3 se usarán para evaluación metalográfica y microdureza y los paneles 2 y 4 para los ensayos de arranque.

5. Cambiar el tiempo de sostenimiento a 5 ciclos y reducir la corriente 0.5kA, soldar un cupón de tensión a corte (STS por su nombre en inglés, shear tension test sample) como indica la Figura A4, evaluándolo mediante un ensayo de arranque y repitiendo el proceso con incrementos de corriente de 0.1kA hasta obtener un botón del 90% del FDWS.

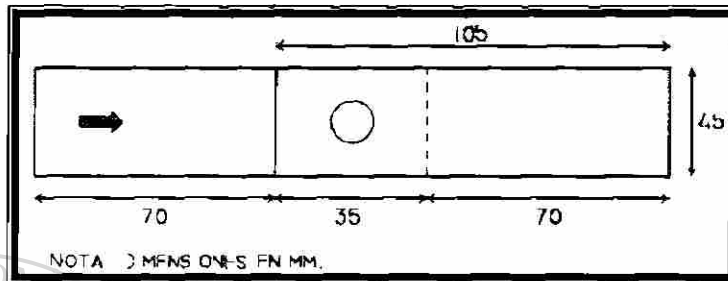


Figura A4. – Localización de soldaduras y espaciamento de un cupón STS ¹⁸⁰¹.

6. Soldar y evaluar mediante ensayos de arranque tres STS, repitiendo el proceso con incrementos de 0.1kA hasta que el promedio del botón obtenido cumpla con el $FDWS \pm 0.2mm$. (I_{FDWS2})
7. Usando un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos y la I_{FDWS2} soldar tres cupones STS (Figura A4) y tres cupones de tensión directa (CTS por su nombre en inglés, cross tension test sample) como indica la Figura A5. Aumentar el tiempo de sostenimiento a 90 ciclos y soldar tres paneles SIS y tres CTS más.

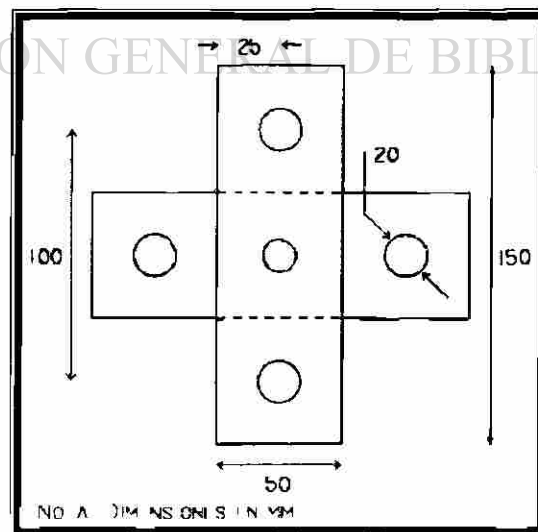


Figura A5. – Localización de soldaduras y espaciamento de un cupón CTS ⁸

A.4 Prueba de resistencia o vida útil de los electrodos ^[80].

1. Realizar los procesos de estabilización (Anexo A.1) y determinación de I_{\min} y I_{\max} (Anexo A.2). Enseguida ajustar el valor de corriente a 0.2kA abajo de la I_{\max} . Esta corriente es la corriente de operación y permanecerá constante durante el desarrollo de toda la prueba. (I_{OP})
2. Realizar una serie de 200 puntos, realizando 190 puntos en 5 paneles estándar (Figura A6) y 10 más para soldar y evaluar 5 PTS con su orientación alternada (L, R, C), registrando los valores promedio de la corriente y el tamaño de botón, tomar mediciones de la huella individual y compuesta conforme al Punto 4.6.2. Repitiendo este proceso hasta cumplir con el criterio establecido en el Paso 3.

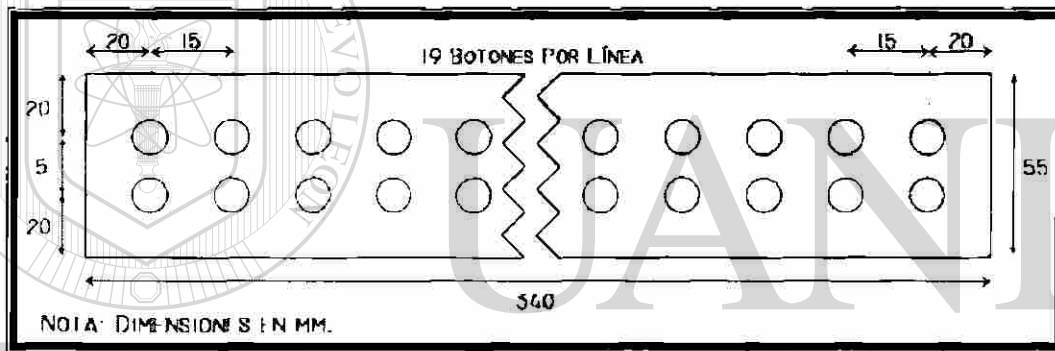
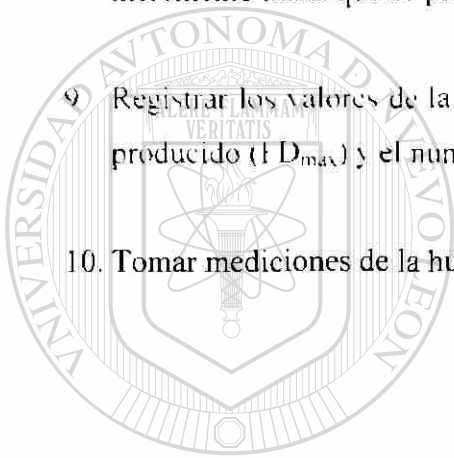


Figura A6. – Localización de soldaduras y espaciamiento del panel estándar ^[80].

3. El criterio de terminación de la prueba de resistencia se cumplirá cuando el tamaño del botón de cada uno de los 5 PTS en dos series consecutivas, sea menor que el MWS.
4. Determinar el valor de resistencia límite (número de puntos de soldadura realizados durante las series de 200 puntos).
5. Aumentar la corriente en incrementos de 0.1 kA a partir de la I_{OP} soldando y evaluando un PTS con orientación L en cada incremento, hasta obtener un botón con una fractura ovalar o redonda que satisfaga el MWS. (I_{\min} Preliminar)



6. Realizar tres PTS con diferente orientación (L, R, C), aumentando la corriente en incrementos de 0.1kA hasta que un grupo de tres PTS satisfaga el MWS con un modo de fractura aceptable. (FI_{min})
7. Calcular y registrar la corriente final mínima (FI_{min}), y el correspondiente promedio de los tres diámetros de botón resultantes. (FD_{min})
8. Iniciando con la FI_{min} , aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, variando la orientación de forma secuencial (L, R, C), soldando y evaluando un PTS en cada incremento hasta que se presente la condición de expulsión del material. (FI_{max})
9. Registrar los valores de la corriente final máxima (FI_{max}), el diámetro del botón que producido (FD_{max}) y el número de puntos realizados para determinar FI_{min} y FI_{max} .
10. Tomar mediciones de la huella individual y compuesta conforme al Punto 4.6.2.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





ANEXO B

Resultados.

B.1 Resultados de la prueba de arranque.

Tabla B1. – Detalle de los resultados de los ensayos de arranque.								
Ensayo	Mat.	HT Ciclos	Punto	Modo de Fractura	Eval.	Diámetro		
						Mín.	Máx.	Prom.
Arranque	Bajo Sb	5	1	OB	✓	5.45	5.59	5.52
			2	RB	✓	5.38	5.39	5.39
			3	OB	✓	5.18	5.33	5.26
			4	RB	✓	5.29	5.30	5.30
			5	RB	✓	5.47	5.49	5.48
			6	OB	✓	5.28	5.48	5.38
			7	OB	✓	5.05	5.21	5.13
	90	1	OB	✓	5.32	5.61	5.47	
		2	RB	✓	5.28	5.29	5.29	
		3	OB	✓	5.05	5.25	5.15	
		4	OB	✓	5.32	5.54	5.43	
		5	RB	✓	5.25	5.29	5.27	
		6	OB	✓	5.22	5.49	5.36	
		7	RB	✓	5.04	5.10	5.07	
Alto Sb	5	1	RB	✓	5.21	5.22	5.22	
		2	OB	✓	5.06	5.22	5.14	
		3	RB	✓	5.11	5.16	5.14	
		4	RB	✓	5.11	5.18	5.15	
		5	RB	✓	5.05	5.08	5.07	
		6	OB	✓	5.14	5.28	5.21	
		7	RB	✓	5.24	5.30	5.27	
	90	1	RB	✓	5.15	5.23	5.19	
		2	RB	✓	5.00	5.07	5.04	
		3	OB	✓	4.73	4.82	4.78	
		4	OB	✓	4.83	5.21	5.02	
		5	OB	✓	4.78	4.93	4.86	
		6	OB	✓	4.97	5.19	5.08	
		7	OB	✓	4.86	5.11	4.99	

Mat. = Material; Eval. = Evaluación (✓ = botón regular); Mín. = Mínimo; Máx. = Máximo;
Prom. = Promedio. Valores de diámetro en mm.

B.2 Resultados del ensayo de tensión con esfuerzo de corte.

Tabla B2. – Detalle de los resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de corte.									
Ensayo	Mat.	HT Ciclos	Punto	Modo de Fractura	Eval.	Diámetro			Carga Máx.
						Mín.	Máx.	Prom.	
Tensión	Bajo Sb	5	1	RB	✓	5.57	5.95	5.76	275.8
			2	OB	✓	5.48	5.92	5.70	268.6
			3	OB	✓	5.05	5.49	5.27	263.4
		90	1	RB	✓	5.28	5.34	5.31	269.8
			2	RB	✓	4.57	5.32	4.95	254.1
			3	OB	✓	4.76	5.25	5.01	268.0
	Alto Sb	5	1	OB	✓	5.31	6.31	5.81	281.6
			2	OB	✓	5.14	6.01	5.58	275.1
			3	OB	✓	5.38	6.21	5.80	276.4
		90	1	OB	✓	5.32	5.82	5.57	282.6
			2	RB	✓	5.61	5.92	5.77	268.9
			3	OB	✓	5.27	5.85	5.56	279.5

Mat. = Material; Eval. = Evaluación (✓ = botón regular); Mín. = Mínimo; Máx. = Máximo.
Prom. = Promedio; Valores de diámetro en mm; Valores de carga máxima en kgf.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

B.3 Resultados del análisis dimensional.

Tabla B3. – Mediciones de los parámetros obtenidos en el análisis dimensional de los botones de soldadura de los paneles de sensibilidad 2 y 4.								
Mat.	HT	Punto	Huella (mm)	Diámetro (mm)	Penetración		Indentación	
					mm	%	mm	%
Bajo Sb	5 Ciclos	1	5.225	5.52	0.717	51.7	0.152	21.9
		2	5.169	5.39	0.719	51.9	0.145	21.0
		3	5.183	5.26	0.667	48.2	0.168	24.3
		4	5.169	5.30	0.746	53.8	0.129	18.7
		5	5.226	5.48	0.758	54.7	0.157	22.6
		6	5.070	5.38	0.711	51.3	0.133	19.1
		7	5.155	2.13	0.713	51.5	0.134	19.4
	90 Ciclos	1	5.183	5.47	0.724	52.2	0.167	24.0
		2	5.099	5.29	0.709	51.2	0.128	18.4
		3	5.183	5.15	0.701	50.6	0.133	19.1
		4	5.268	5.43	0.668	48.2	0.152	21.9
		5	5.212	5.27	0.755	54.5	0.142	20.5
		6	5.226	5.36	0.726	52.4	0.136	19.6
		7	5.127	5.07	0.734	53.0	0.146	21.0
Alto Sb	5 Ciclos	1	5.324	5.22	0.738	53.3	0.155	22.4
		2	5.395	5.14	0.678	48.9	0.125	18.0
		3	5.368	5.14	0.728	52.5	0.126	18.2
		4	5.366	5.15	0.686	49.5	0.118	17.0
		5	5.352	5.07	0.734	53.0	0.157	22.6
		6	5.381	5.21	0.682	49.2	0.123	17.7
		7	5.437	5.27	0.620	44.6	0.175	25.2
	90 Ciclos	1	5.310	5.19	0.709	51.2	0.155	22.4
		2	5.332	5.04	0.670	48.4	0.121	17.5
		3	5.408	4.78	0.713	51.5	0.137	19.8
		4	5.338	5.02	0.671	48.4	0.100	14.5
		5	5.451	4.86	0.698	50.3	0.152	21.9
		6	5.395	5.08	0.694	50.0	0.112	16.1
		7	5.366	4.99	0.708	51.1	0.141	20.3

Mat. = Material; HT = Tiempo de sostenimiento.



B.4 Resultados de microdureza.

Tabla B4. – Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de bajo Sb.									
HT	Distancia al centro (mm)	Punto soldado							
		1	2	3	4	5	6	7	Prom.
5 Ciclos	- 0.32	---	---	119.0	119.1	130.8	132.2	---	
	- 0.28	132.1	---	125.1	110.3	136.1	131.4	---	
	- 0.24	86.1	---	130.7	113.9	140.0	117.5	112.1	117 ± 18
	- 0.20	111.4	---	132.9	118.1	148.3	116.9	114.5	124 ± 14
	- 0.16	115.6	---	140.5	133.7	135.3	139.1	116.8	130 ± 11
	- 0.12	125.0	---	158.1	163.1	135.3	157.3	121.2	143 ± 18
	- 0.08	138.3	---	152.7	137.4	140.7	133.7	134.5	140 ± 7
	- 0.04	154.4	---	170.2	171.5	140.8	155.5	138.3	155 ± 14
	0	202.3	---	183.9	179.3	170.6	179.5	184.1	183 ± 11
	0.04	153.4	---	160.0	143.2	131.6	154.6	167.4	152 ± 13
	0.08	166.3	---	140.2	151.8	130.8	158.2	172.7	153 ± 16
	0.12	152.7	---	129.2	111.4	116.9	124.5	154.5	132 ± 18
	0.16	128.6	---	113.7	122.5	121.9	112.7	154.4	126 ± 15
	0.20	146.4	---	108.6	103.3	115.0	106.1	112.7	115 ± 16
	0.24	120.5	---	127.8	110.3	136.8	127.3	119.9	124 ± 9
0.28	115.0	---	105.5	119.2	---	100.4	106.0		
0.32	156.2	---	---	---	---	---	130.0		
90 Ciclos	- 0.32	131.5	118.9	135.2	---	---	---	---	
	- 0.28	111.0	108.5	118.1	---	---	112.8	120.1	
	- 0.24	122.5	112.4	116.8	117.9	117.6	136.9	113.4	120 ± 8
	- 0.20	127.2	110.6	118.6	112.6	114.0	121.4	122.0	118 ± 6
	- 0.16	148.2	153.3	151.1	109.8	112.8	112.8	116.4	129 ± 20
	- 0.12	152.6	166.9	152.4	114.4	116.4	140.1	140.9	141 ± 19
	- 0.08	148.1	170.9	143.0	125.8	130.2	140.1	159.5	145 ± 16
	- 0.04	135.1	165.7	146.3	144.7	164.5	153.8	169.7	154 ± 13
	0	156.3	181.4	177.7	163.1	165.5	180.7	171.8	171 ± 10
	0.04	139.8	156.8	170.3	143.9	157.6	150.7	159.5	154 ± 10
	0.08	151.9	141.8	121.0	144.7	145.9	131.5	160.4	142 ± 13
	0.12	152.7	134.9	134.3	159.2	164.4	140.7	130.9	145 ± 13
	0.16	123.1	121.4	143.7	135.7	149.1	120.6	132.4	123 ± 11
	0.20	115.6	126.1	118.5	127.0	115.7	107.7	98.7	116 ± 10
	0.24	103.9	119.6	126.2	115.4	120.7	101.0	106.7	113 ± 10
0.28	123.1	121.5	131.3	116.6	96.3	106.1	90.3		
0.32	---	---	---	117.0	124.0	104.0	117.6		

Mat. = Material; HT = Tiempo de sostenimiento; Valores de microdureza en HV.
Los valores en gris no aparecen en la gráfica de la Figura 5.42.



Tabla B5. – Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de alto Sb.

HT	Distancia al centro (mm)	Punto soldado							Prom.
		1	2	3	4	5	6	7	
5 Ciclos	- 0.32	121.8	---	---	109.2	149.2	---	---	
	- 0.28	105.0	155.5	113.3	121.8	100.5	139.8	139.9	
	- 0.24	109.9	103.5	106.0	118.0	115.0	109.8	114.7	111 ± 5
	- 0.20	107.7	110.9	113.2	132.1	112.1	113.8	142.3	119 ± 13
	- 0.16	123.1	114.4	132.2	148.3	137.5	115.6	148.2	131 ± 14
	- 0.12	146.6	135.2	131.5	146.3	140.8	128.0	149.9	140 ± 8
	- 0.08	135.1	137.5	154.6	176.0	149.1	134.5	149.1	148 ± 15
	- 0.04	168.5	132.1	142.3	176.0	154.5	141.5	141.4	151 ± 16
	0	180.5	174.8	187.7	179.4	186.5	164.4	189.1	180 ± 9
	0.04	178.2	174.6	172.7	138.1	139.9	164.3	169.3	163 ± 17
	0.08	144.8	135.3	157.2	118.6	140.7	162.2	139.8	143 ± 14
	0.12	140.7	137.5	160.3	111.5	128.0	122.5	129.4	133 ± 16
	0.16	116.8	118.0	154.6	115.6	125.2	111.0	116.1	123 ± 15
	0.20	114.4	108.37	118.1	125.1	117.5	110.4	110.4	115 ± 6
0.24	121.9	108.8	114.5	97.1	125.3	119.3	102.9	113 ± 10	
0.28	128.0	107.1	122.6	---	120.6	100.4	---		
0.32	---	---	123.1	---	---	97.6	---		
90 Ciclos	- 0.32	134.6	101.3	122.4	126.6	117.0	---	119.3	
	- 0.28	106.7	113.8	122.4	113.9	102.4	---	99.6	
	- 0.24	109.8	114.3	119.4	107.2	111.0	143.2	104.9	116 ± 13
	- 0.20	115.7	149.3	116.1	102.6	107.9	118.7	107.1	117 ± 16
	- 0.16	137.4	152.8	140.7	116.3	122.7	113.3	126.6	130 ± 14
	- 0.12	164.3	150.8	151.0	135.3	134.0	111.6	127.0	139 ± 18
	- 0.08	157.8	165.2	153.3	134.4	168.3	150.9	162.2	156 ± 11
	- 0.04	163.2	158.3	158.9	164.1	164.7	133.5	177.1	160 ± 13
	0	174.1	167.7	191.8	182.1	170.6	204.0	191.8	183 ± 13
	0.04	138.1	161.0	149.1	160.3	136.3	194.8	133.0	153 ± 22
	0.08	127.4	124.6	131.4	145.5	140.8	167.0	139.1	139 ± 14
	0.12	109.8	109.2	123.6	126.5	118.1	154.6	112.1	122 ± 16
	0.16	102.3	107.1	103.8	111.6	111.1	129.2	109.9	111 ± 9
	0.20	116.3	105.2	106.0	99.1	97.7	109.8	103.5	105 ± 6
0.24	---	---	126.5	103.4	118.8	104.0	115.5	114 ± 10	
0.28	---	---	---	---	---	123.1	---		
0.32	---	---	---	---	---	101.8	---		

Mat. = Material; HT = Tiempo de sostenimiento; Valores de microdureza en HV.

Los valores en gris no aparecen en la gráfica de la Figura 5.42.










B.5 Resultados de la prueba de resistencia del electrodo.

Tabla B6. – Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de soldadura formado durante la prueba de resistencia del electrodo.

	Huella Comp.	Diámetro del botón formado			Huella Comp.	Diámetro del botón formado		
		Mediciones	Media			Mediciones	Media	
200		5.49	5.23	5.40 ± 0.11		3.76	4.86	4.1 ± 0.6
		5.38	5.52			3.74	3.58	
		5.41				4.71		
400		5.43	5.94	5.24 ± 0.21		4.28	3.79	4.04 ± 0.27
		5.44	5.14			3.94	4.38	
		5.27				3.83		
600		5.36	5.97	5.50 ± 0.27		4.01	4.01	4.5 ± 0.5
		5.31	5.46			4.77	4.53	
		5.42				5.02		
800		4.82	5.19	4.89 ± 0.17		3.07 *	4.48	3.6 ± 0.6
		4.80	4.91			3.59	2.97	
		4.76				3.93		
1000		5.02	4.93	4.89 ± 0.23		3.35	4.03	3.90 ± 0.33
		5.13	4.86			3.88	4.09	
		4.52				4.17		
1200		4.83	4.97	4.8 ± 0.7		3.50	3.33 *	3.50 ± 0.12
		5.35	3.65			3.47	3.62	
		5.08				3.60		
1400		4.61	4.56	4.50 ± 0.13		3.70	3.62	3.60 ± 0.22
		4.31	4.58			3.71	3.78	
		4.43				3.22		
1600		3.67	4.61	4.17 ± 0.35		2.98 *	3.42	3.36 ± 0.23
		4.19	4.34			3.35	3.48	
		4.06				3.56		
1800		4.34	4.32	4.31 ± 0.10		2.14 *	2.56 *	2.29 ± 0.35
		4.46	4.22			2.06 *	2.77 *	
		4.22				1.95 *		
2000		4.19	4.26	4.19 ± 0.25		3.27 *	3.82	3.66 ± 0.28
		3.77	4.34			3.83	3.48	
		4.40				3.91		
2200		4.32	4.31	4.15 ± 0.43		3.57	3.73	3.80 ± 0.25
		3.51	4.64			3.76	4.23	
		3.98				3.72		
2400		4.76	4.37	4.52 ± 0.24		3.88	3.57	3.74 ± 0.13
		4.53	4.74			3.78	3.84	
		4.21				3.66		

Tabla B6 (Continuación). – Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de soldadura formado durante la prueba de resistencia del electrodo.

Huella Comp.	Diámetro del botón formado		Huella Comp.	Diámetro del botón formado	
	Mediciones	Media		Mediciones	Media
5000 	2.72 *	3.66	5800 	3.15 *	3.06 *
	2.82 *	3.51		3.10 *	3.00 *
	3.22 *			3.49	
5200 	3.19 *	3.36	6000 	3.12 *	3.05 *
	3.38	2.96 *		3.13 *	2.98 *
	3.10 *			3.17 *	
5400 	3.72	3.06 *	6200 	3.02 *	3.15 *
	3.28 *	3.37		2.98 *	3.05 *
	3.38			3.13	
5600 	3.02 *	3.26 *	Fin	* Punto de soldadura con un diámetro menor al MWS	
	3.41 *	3.13 *			
	3.44 *				
Huella Comp. – Huella compuesta; Mediciones del diámetro del botón en mm.					



REFERENCIAS.

1. Hoile S.; Processing And Properties Of Mild Interstitial Free Steels; Materials Science and Technology, Año 16, Vol. 10, Octubre 2000, Inglaterra, pp 1079-1080
2. Internet. [www.ks.co.id product/ifsteel/index.asp](http://www.ks.co.id/product/ifsteel/index.asp); Página de la compañía Krakatau Steel, 2004, Indonesia.
3. De Meo L.J., O'Reilly I.P. y Simanovic Z.: "Development Of Interstitial Free Steels At Dofasco", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 145-156.
4. Stouvenot F., Chatelain F. y Huin D.: "Kinetics Of Decarburization ULC Steels In The Vacuum Tank Degasser At Sollac Frorange". 39th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXV; Editorial ISS Internacional; Octubre 1997, EUA, pp 283-288.
5. Krauss G., Wilshynsky D.O. y Matlock D.K.; "Processing And Properties Of Interstitial Free Steels", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 1-14.
6. Mitchell P. y Gladman T.: "Vanadium In Interstitial Free Steels", 39th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXV; Editorial ISS Internacional; Octubre 1997, EUA, pp 37-48.
7. Fekete J.R., Strugala D.C. y Yao Z.; Advanced Sheet Steels For Automotive Applications; Journal of Materials. Enero 1992, EUA, pp 17-21.
8. American Iron and Steel Institute & Auto/Partners Steel Committee; Automotive Design Manual, Revisión 6.1; Editorial AISI Internacional, Agosto 2002, EUA, secciones 2.2 y 2.3.
9. Takechi H.: Recent Developments In The Metallurgical Technology Of Continuous Annealing For Cold Rolled And Surface Coated Sheet Steels; The Minerals, Metals & Materials Society, 1992, EUA.
10. Mendoza R., Huante J., Alanis M., González-Rivera C. y Juárez-Islas J.A.: Processing Of Ultrafine Carbon Steels With Mechanical Properties Adequate For Automotive Applications In The As Annealed Condition; Materials Science and Engineering A, No 276, Vol. 1-2, Enero 2000, EUA, pp 203-209.
11. Butler J.F.: The Production Of Formable Hot Dip Galvanize Sheet; The Galvanizers Association Proceedings; 1991, EUA.



12. Baker L.J., Daniel S.R. y Parker J.D.; *Metallurgy And Processing Of Ultralow Carbon Bake Hardening Steels*; *Materials Science and Technology*. Año 18. Vol. 4, Abril 2002. Inglaterra, pp 355-368.
13. Cramb A.W. y Byrne M.; "Steelmaking And Casting Practices For High Quality". *Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products*; *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1990. EUA, pp 3-28.
14. Gupta I. y Bhattacharya D.; "Metallurgy Of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels". *Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products*; *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1990, EUA, pp 43-72.
15. Bleck W., Bode R. y Hahn F.J.; "Interstitial Free Steels Processing, Properties And Application", *Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products*; *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1990, EUA, pp 73-90.
16. Wilshynsky D.O., Krauss G. y Matlock D.K.; "Recrystallization Behavior Of Interstitial Free Sheet Steels", *International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties*; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 93-103.
17. Kino N., Yamada M., Tokunaga Y. y Tsuchiya H.; "Production Of Nb-Ti Added Ultra Low Carbon Steel For Galvannealed Application". *Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products*; *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1990, EUA, pp 197-214.
18. Perera M., Saimoto S. y Boyd D.; "Precipitation And Microstructural Evolution In Ferrite In A Ti - Nb IF Steel", *International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties*; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 55-64.
19. ASM International Handbook Committee; "High Strength Structural And High Strength Low Alloy Steels". *ASM Handbook Volume I: Properties And Selection: Irons, Steels And High Performance Alloys*; Editorial ASM International; 1990, EUA: pp 389-423.
20. Subramanian S.V., Prikryl M., Ulabhaje A. y Balasubramanian K.; "Thermokinetic Analysis Of Precipitation Behaviour Of Ti Stabilised Interstitial Free Steel". *International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties*; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 15-38.
21. Waterschoot T., Vandeputte S., De Cooman B.C. y Houbaert Y.; "The Influence Of P, Si, And Mn On The Mechanical Properties And Bake Hardening Of Ti ULC Steels", *41th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings*, Vol. XXXVII; Editorial ISS Internacional; Octubre 2002, Baltimore, EUA, pp 425-433.



22. Hua M., García C.I. y De Ardo A.J.; "The Grain Boundary Segregation Of P, B, C And Nb In ULC Steels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, E.U.A. pp 877-881.
23. Hoydick D.P. y Osman I.M.; "Influence Of Phosphorus Content On The Recrystallization Behavior And Mechanical Properties Of Boron Bearing Ti-Nb Fully Stabilized Steels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 195-204.
24. Yamada T., Oda M. y Akisue O.; "Effects Of Copper, Nickel, Chromium And Tin On Mechanical Properties Of Titanium Bearing Extralow Carbon Steel Sheets", ISIJ International, Vol. 35, No. 11; Noviembre 1995, Japón, pp 1422-1429.
25. Krause A.R., Davies R.G. y Chernenkoff R.A.; "Fatigue Of Spot Welded Interstitial Free Steel", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties: Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 195-204.
26. Isunoyama K., Satoh S., Yamazaki Y. y Abe H.; "Recent Advance In Interstitial Free Steels For Formable Cold Rolled Sheet Applications". Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products: The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 127-142.
27. Tokunaga Y. y Kato H.; "Application Of Interstitial Free (IF) Steel Sheets To Automobile Parts", Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products: The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 91-108.
28. Vanderschueren D. y Vandeputte S.; "Industrial Development Of IF High Strength Steels With And Without BH", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA. pp 205-211.
29. De A.D., Vandeputte S. y De Cooman B.C.; "Static Strain Aging In ULC BH Steels - An Overview". 43rd Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXIX; Editorial ISS Internacional: Octubre 2001, Charlotte, E.U.A. pp 569-581.
30. Maehara Y., Mizui N. y Okamoto A.; "Cold Work Embrittlement Accompanied By Intergranular Fracture In Ultra Low Carbon Ti Added Sheet Steels", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties: Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 135-144.
31. Okada S., Satoh S., Kato T. e Ikeda T.; "Development Of Cold Rolled Extra Low Carbon Sheet Steels With High Fatigue Strength At Spot Welded Joints", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 205-213.



32. Llewellyn D.T.: Steels: Metallurgy And Applications; Editorial Butterworth Heinemann; 2ª Edición. 1995. Oxford, Inglaterra; pp 34-44.
33. Marder A.R.; The Metallurgy Of Zinc Coated; Progress In Materials Science, Año 45, Vol. 3, Junio 2000, EUA, pp 191-271.
34. Quantin D. y Ronin F.; "Hot Dip Galvanized Products For Automotive Outer Panels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998. Pittsburgh, EUA, pp 137-145.
35. Natale T. e Irving B.; "Automakers Set The Pace For Spot Welding The New Galvanized Steels": Welding Journal, Marzo 1992, EUA, pp 47-50.
36. Miyasaka A.; "Recent Progress And Perspective Of The Zn And Zn Alloy Coatings In Japan" GALVATECH 2004, 6th International Conference On Zinc And Zinc Alloy Coated Sheet Steels, Vol. VI; Editorial AIST Internacional; Abril 2004, Chicago, EUA, pp 3-8.
37. Goodwin F.E. y Silva E.A.: "Zinc Based Coating Production Capabilities For Steel Sheet: Current Technical Topics And Scientific Needs", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 365-379.
38. 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.
39. Jackson C.B.; "Coil Joining in Galvanizing Lines", 89th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1997, San Francisco, EUA, pp 1-17.
40. Bordignon L., Angeli G., Bolt H., Hekkens R., Maschek 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.
41. Robles R., Vázquez M. y Garza R.; "Galvanizing Steel From A Mini Mill", 89th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1997, San Francisco, EUA, pp 1-16.
42. Hesling S., Hochstetter K., Voss G. y Wallace G.; "Integration Of Coating Mass Control With Bath And Galvanneal Furnance Management, 93th Galvanizers Association Conference Proceedings; Septiembre, 2001, Portland, EUA, pp 1-19.



43. Hrymak A.N., Forbes J.F., Knight J., Elsadawy E., Balthazaar A. y Sheng Y.; "Air Knife Coating In Hot Dip Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002. Orlando, EUA, pp 853-861.
44. Caldwell L. y Forand J.; "The Use Of Siphons To Control Coating Mass at Strip Edges", 87th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1995. Toronto, Canadá, pp 1-20.
45. Faderl J., Angeli G., Gerdenitsch J., Hirtenlehner K. y Strutzenberger J.; "Key Features In The Landscape Of Hot Dip Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002. Orlando, EUA, pp 381-389.
46. ILZRO; "Protecting Galvanized Steel Sheet Products From Storage Stain", GalvInfo Note 07 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-6.
47. Lindsay J.L.; "The Impact Of The Zinc Layer On The Manufacture Of Automotive Sheet Steel", Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 281-294.
48. ILZRO; "Zinc Phosphate Treatments For Painted Galvanized And Galvannealed Sheet Products", GalvInfo Note 18 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-2.
49. Kunde N.D., Michal G.M. y Payer J.H.; "Performance Evaluation Of Prephosphated Galvannealed Steel Sheet", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 157-163.
50. Marder A.R.; "Microstructural Characterization Of Zinc Coatings", Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 55-82.
51. ASM International Handbook Committee; "Corrosion Of Specific System Alloys", ASM Handbook Volume XIII: Corrosion; Editorial ASM International; 1987, EUA; pp 765-766.
52. Anderson G.N. y Tang N.Y.; "Aluminum Distribution In A CGL Bath". 88th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre, 1996, Chicago, EUA. pp 1-20.
53. Goodwin F.E.; "An Integrated View Of Galvanizing Bath Flow And Dross Management", 93rd Galvanizers Association Conference Proceedings; Septiembre, 2001. Portland, EUA, pp 1-15.
54. Tang N.Y.; Determination Of Liquid Phase Boundaries In Zn-Fe-Mx Systems; Journal Of Phase Equilibria. Año 21, Vol. 1, Enero 2000. EUA, pp 70-77.



55. Chang S.K. y Chang S.; "Effect Of Minor Element Addition On Galvannealing Behavior", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA. pp 151-156.
56. ILZRO; "The Spangle On Hot Dip Galvanized Steel Sheet", GalvInfo Note 13 Rev 2.2; Septiembre 2003. EUA. pp 1-4.
57. Faderl J., Strutzenberger J., Angeli J., Ritsche S., Szinyur J. y Wolpers M.; "Al Oxid Layer On Hot Dip Galvanized Steel Sheet: Characterization And Influence On Weldability", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 845-852.
58. ILZRO; "The Role of Aluminum in Continuous Hot-Dip Galvanizing", GalvInfo Note 10 Rev 2.1; Agosto 2003. EUA, pp 1-5.
59. Kato T., Hong M.H., Nunome K., Sasaki K., Kuroda K. y Saka H.; Cross Sectional TEM Observation Of Multilayer Structure Of A Galvannealed Steel; Thin Solid Films, Vol. 1,2 No. 319; Abril 1998. EUA. pp 132-139.
60. Tang N.Y.; "Dross Management In Continuous Galvanizing", 91th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre. 1999, Jackson. EUA. pp 91-104.
61. Ajersch F., Trépanier L. y Goodwin F.E.; "Particle Size And Composition Of Dross Particles From Galvanize And Galvanneal Operations", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 771-780.
62. Liu Y.H., Tang N.Y., Zhang L. y Denner S.G.; "Dross Formation And Control During Transitions From Galvannealing To Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando. EUA. pp 781-790.
63. ILZRO; "Galvannealed Coatings How Do They Differ From Galvanized", GalvInfo Note 05 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-5.
64. L'Ecuyer J.D., Cheng C.C., Rangarajan V. y Franks L.L.; "Formability - Microstructure Relationships Of Galvanneal Coatings", 83th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre, 1991, Hermitage. EUA, pp 35-51.
65. Kanamaru T., Nakayama M. y Fujiwara T.; Alloying Reaction Control In Production Of Galvannealed Steel; Elsevier Science. 1996. Inglaterra, pp 69-87.
66. Dionne S., Charest M., Botton G. y Goodwin F.; "Influence Of Substrate Characteristics On The Inhibition Layer Breakdown And Galvannealing Kinetics",



- 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 405-415.
67. Marder A.R.: "Zinc Coating Of Interstitial Free Steel Sheet", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 157-174.
68. RWMA Handbook Committee; Resistance Welding Manual; 4a Edición: Capítulos 1, 2, 7, 8, 10, 18 y 24, Marzo 2003, Philadelphia. EUA.
69. Dickinson D.W., Republic Steel Corporation, Report on AISI Project No. 1201-409C: Welding In The Automotive Industry. State Of The Art; Febrero 1984. EUA. pp 1-400.
70. ASM International Handbook Committee; "Procedure Development And Process Considerations For Resistance Welding", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993. EUA; pp 833-850.
71. Williams, N.T.; "Resistance Spot Welding", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 226-229.
72. AWS Handbook Committee; Welding Handbook, Volume II: Welding Processes; 8a Edición; Cap. 17 y 19, Febrero 1992, Miami, EUA.
73. 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.
-
74. Feng Z., Babu S.S., Riemer B.W., Santella M.L. y Gould J.E.; Modelling Of Resistance Spot Welds; 1999, EUA, pp 1-14.
75. Mitchell J.W. y Chang U.I.; Resistance Spot Welding Of Microalloyed Steels For Automotive Applications; Micro Alloying 75; 2000, EUA, pp 599-609.
76. 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.
77. Campbell R.D. y Walsh D.W.; "Weldability Testing", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993. EUA; pp 603-613.
78. Somers B.R.; "Introduction To The Selection Of Carbon And Low Alloy Steels", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 405-407.



79. Chen C.C. y Pollack A.; "Influence Of Welding On Steel Weldment Properties", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA: pp 416-428.
80. AWS D8 Committee on Automotive Welding, Approved by SAE & ANSI: Standard AWS/SAE D8.9M:2002 "Recommended Practices For Test Methods For Evaluating The Resistance Spot Welding Behavior Of Automotive Sheet Steel Materials"; Abril 2002, EUA, pp 1-65.
81. Chrysler Corporation Committee: Standard Laboratory Procedure Chrysler LP-461-K170 "Resistance Weldability Test For Bare, Galvanized, Galvannealed, High Strength, Low Carbon, And Interstitial Free (IF) Hot And Cold Rolled Steel Sheet"; Abril 1992, EUA, pp 1-46.
82. General Motors Corporation Committee; General Motors Engineering Standard GM-9769P "Sheet Steel Qualification Procedure For Uncoated And Coated, Carbon And High Strength Steel"; Julio 1996, EUA, pp 1-8.
83. Benscoter A.O.; "Carbon And Alloy Steels", ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 165-196.
84. ASM International Handbook Committee; "Coated Sheet Steel", ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 197-201.
85. ASM International Handbook Committee: "Copper And Copper Alloys". ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 399-414.
86. Miller N.J. y Miller J.C.: Estadística Y Quimiometría Para Química Analítica; Editorial Pearson Educación; 2002, Madrid, España; pp 21-50, 59-64.
87. Fontana M.G.; Corrosion Engineering; Editorial McGraw Hill; 1986, Ohio, EUA; pp 73-85.
88. Hutchings I.M.; Tribology: Friction and Wear Of Engineering Materials; Editorial Edward Arnold; 1992, Londres, Inglaterra; pp 8-11.



Listado de Figuras

Figura		Página
CAPÍTULO I		
1.1	Clasificación de aceros según el valor \bar{r} y el % Elongación ^[9-10] .	4
1.2	Esquema de producción de aceros IF ^[2,15] .	7
1.3	Proceso de descarburización de un acero IF en una unidad RH ^[15,38] .	8
1.4	Región rica en Fe del diagrama Fe-C ^[5] .	9
1.5	Proceso de laminación en caliente de los aceros IF ^[2] .	10
1.6	Efecto del porcentaje de elementos de aleación y la SRT sobre el valor	10
1.7	Efecto combinado del tamaño de grano y el porcentaje de reducción sobre el valor \bar{r} ^[11] .	10
1.8	Efecto de la temperatura de embobinado sobre las propiedades mecánicas ^[1] .	11
1.9	Proceso de laminación en frío de los aceros IF ^[2] .	12
1.10	Efecto del porcentaje de reducción sobre el valor \bar{r} en aceros IF. a) S. Hoile ^[1] , b) L.J. Baker, S.R. Daniel y J.D. Parker ^[12] .	12
1.11	Efecto de la temperatura de recocido sobre el valor \bar{r} ^[11] .	14
1.12	Relación entre el valor de \bar{r} del sustrato y la caída del valor \bar{r} al recubrir con GA ^[1] .	14
1.13	Efecto del contenido de C sobre el valor \bar{r} ^[5,12] .	16
1.14	Efecto del contenido de N sobre el valor \bar{r} ^[1] .	16
1.15	Efecto del contenido de azufre sobre el valor \bar{r} en los aceros IF ^[1] .	18
1.16	Efecto combinado del contenido de Mn y S sobre las propiedades mecánicas y el valor \bar{r} ^[5] .	18
1.17	Efecto del contenido de Mn, Si y P sobre TS y %E de los aceros IF ^[7] .	19
1.18	Comparación del YS y elongación en varios grados de acero ^[8] .	24
CAPÍTULO II		
2.1	Cambios de producción en las líneas de CGL en los últimos años ^[38] .	28
2.2	Esquema del proceso de galvanizado continuo de línea caliente	29



(Sendzimir) ^[38] .	
2.3 Esquema de la sección de recocido en una CGL ^[41] .	32
2.4 Esquema de la sección de recubrimiento en una CGL ^[42] .	33
2.5 Diagrama de control de espesor por medio de cuchillas de aire ^[43] .	33
2.6 Diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn ^[33,50] .	39
2.7 Esquina rica en Zn del diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn ^[33] .	39
2.8 Secuencia de formación de fases Fe-Zn ^[33] .	42
2.9 Microestructura de recubrimiento de Zn después de 300s. (1) Fase Γ . (2) Fase δ . (3) Fase ζ ^[53] .	42
2.10 Micrografía de la capa de inhibición Fe-Al en un recubrimiento GA ^[59] .	46
2.11 Diagrama de equilibrio del sistema de fases binario Al – Zn ^[33] .	47
2.12 Diagrama de equilibrio de fases ternario Zn-Fe-Al a 450°C ^[33] .	48
2.13 Esquina rica en Zn del diagrama de fases Zn-Fe-Al a 450°C ^[33] .	48
2.14 Micrografía óptica de partículas de escoria ^[52] .	49
2.15 Imagen de partículas de escoria obtenida por SEM ^[52] .	49
2.16 Esquema de un recubrimiento GA obtenida por a) TEM, b) SEM ^[39] .	52
2.17 Secuencia de formación del recubrimiento GA ^[33] .	54
2.18 Formación de polvos y hojuelas en el recubrimiento GA ^[53] .	56
2.19 Formación de una estructura tipo explosión ^[33,67] .	59
2.20 Formación de compuestos Fe-Zn posterior a la explosión ^[33,67] .	59
2.21 Efecto del Al en la cinética de formación de dos aceros (IF y SKDQ) ^[67] .	60
2.22 Efecto de la adición de Ti sobre la cinética de formación del GA ^[67] .	61
2.23 Efecto de la adición de Nb sobre la cinética de formación del GA ^[67] .	61
CAPÍTULO III	
3.1 Esquema del proceso de RSW ^[70] .	64
3.2 Resistencias involucradas en el circuito secundario de la RSW ^[35,69,72] .	68
3.3 Componentes del circuito eléctrico de una máquina soldadora por puntos ^[9,72] .	68
3.4 Formas estandarizadas de los electrodos para RSW ^[68-69,71,72] .	70
3.5 Fases que componen un ciclo típico de RSW ^[68-69,72-73] .	73



3.6	Curva de resistencia dinámica del proceso de RSW para un acero bajo carbono sin (A) y con recubrimiento galvánico (B) ^[73] .	75
3.7	Esquema de crecimiento de la punta del electrodo en la RSW ^[73] .	76
3.8	Micrografía de un electrodo de RSW utilizado en un acero GA ^[73] .	77
3.9	Construcción de una curva de soldabilidad por puntos ^[69,73] .	79
3.10	Efecto de la temperatura sobre la dureza en los materiales para electrodo ^[69] .	85
3.11	Efecto de la geometría del electrodo sobre las características de desgaste del mismo ^[65] .	87
3.12	Efecto de la fuerza sobre la resistencia total del circuito secundario ^[69] .	88
3.13	Efecto de la fuerza sobre la razón de diámetros del botón y la cara del electrodo ^[69] .	88
3.14	Efecto del Zn sobre la trayectoria de la corriente en la RSW ^[69] .	90
3.15	Efecto de desviación de corriente a botones formados previamente ^[68] .	92
3.16	Efecto del tipo de recubrimiento sobre la curva de soldabilidad de un mismo material ^[71] .	98

CAPÍTULO IV

4.1	Identificación de la superficie superior y dirección de rolado ^[80] .	102
4.2	Rugosímetro Hommel, Modelo 1500.	104
4.3	Maquina Universal de pruebas INSTRON, modelo 2525-802.	105
4.4	Cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160.	106
4.5	Prensa de montaje en caliente BUEHLER modelo 24-1410-115.	106
4.6	Microscopio electrónico de barrido Jeol, modelo JSM-5600.	107
4.7	Microscopio óptico marca Nikon, modelo Ephipot.	108
4.8	Durómetro digital Rockwell marca United, modelo UHT – 10.	109
4.9	Microdurometro marca Shimadzu.	109
4.10	Bocado circular de 80mm, usado en pruebas de recubrimiento.	110
4.11	Máquina dobladora para prueba V-Bend reversible.	112
4.12	Secuencia del actuador para prueba de doblez V-Bend. a) Inicio de carrera. B) Fin de carrera. C) Regreso de carrera	112
4.13	Bocado circular antes y después de efectuada la prueba V-Bend	113



4.14	Esquema de impresión para huella individual ^[82] .	114
4.15	Esquema de impresión para huella compuesta ^[80] .	114
4.16	Medición de resistencia de contacto estática ^[69] .	115
4.17	Máquina soldadora de pruebas marca ARO, modelo PA094-SC.	116
4.18	Cizalla Hidráulica.	118
4.19	Estereoscopio Olympus, modelo 5740.	121
4.20	Medición del diámetro de la huella.	121
4.21	Seccionado de paneles HTS para inspección metalográfica y perfil de microdurezas ^[80] .	122
4.22	Medición de la indentación del electrodo.	122
4.23	Medición de a) Penetración de la soldadura. b) Diámetro del botón.	122
4.24	Perfil transversal de microdureza del botón de soldadura ^[80] .	123
4.25	Esquema de la prueba de arranque ^[68] .	123
4.26	Esquema de evaluación del modo de fractura ^[80] .	124
4.27	Medición del diámetro del botón de soldadura según el tipo de fractura: a) Botón regular. b) Botón irregular c) Botón con fractura interfásica ^[80] .	124
4.28	Esquema de la prueba de tensión a corte ^[80] .	125
4.29	Evaluación del tipo de fractura de la prueba de tensión a corte ^[69] .	125

CAPÍTULO V

5.1	Diagrama de procesamiento de la lámina (recocido y termogalvanizado) para las condiciones de recubrimiento con alto y bajo Sb.	129
5.2	Diagrama esfuerzo – deformación para bajo Sb.	131
5.3	Diagrama esfuerzo – deformación para alto Sb.	131
5.4	Micrografía del acero IF procesado con bajo contenido de Sb. presenta una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de 9.14 ± 0.15 ($14.9 \pm 0.8\mu\text{m}$).	133
5.5	Micrografía del acero IF procesado con alto contenido de Sb. presenta una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de 9.45 ± 0.14 ($13.4 \pm 0.6\mu\text{m}$).	133
5.6	Micrografía del acero IF obtenida por microscopía electrónica de barrido	134



- 5.7 Micrografía y composición de una inclusión del acero IF obtenidas por SEM. 135
- 5.8 Fases del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb obtenida con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ($\eta = 6$). 136
- 5.9 Fases del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb obtenida con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ($\eta = 6$). 137
- 5.10 Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb. 137
- 5.11 Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb. 137
- 5.12 Micrografía del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de $10.6 \pm 1.5 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$). 138
- 5.13 Micrografía del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de $8.5 \pm 1.4 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$). 138
- 5.14 Micrografía del recubrimiento de bajo Sb obtenida en el MEB, la cual presenta una capa Γ uniforme de $0.74 \pm 0.16 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$), representando el 7.4% del espesor total. 139
- 5.15 Micrografía del recubrimiento de alto Sb obtenida en el MEB, la cual presenta una capa Γ uniforme de $0.87 \pm 0.17 \mu\text{m}$ ($\eta = 9$), representando el 12.5% del espesor total. 139
- 5.16 Distribución del peso del recubrimiento con bajo Sb a lo largo del rollo. 140
- 5.17 Distribución del peso del recubrimiento a lo ancho de la lamina en el material procesado con bajo Sb. 141
- 5.18 Distribución del peso del recubrimiento a lo largo del rollo en el material procesado con alto Sb. 141
- 5.19 Distribución del peso del recubrimiento a lo ancho de la lámina en el material procesado con alto Sb. 141
- 5.20 Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Doblez a 90°). 142



- 5.21 Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo 143
(Dobleza a 90°).
- 5.22 Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Dobleza 143
a 60°).
- 5.23 Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo 143
(Dobleza a 60°).
- 5.24 Micrografía del material de los electrodos, presenta una microestructura 144
poligonal endurecida con precipitados finamente dispersos de Cr y Zr.
- 5.25 Huella del ensayo de microdureza Vickers y valores promedio de 144
microdureza y composición química del material de los electrodos.
- 5.26 Cara de los electrodos al finalizar la prueba de calidad de soldadura. 145
a) Electrodo inferior, bajo Sb. b) Electrodo inferior, alto Sb.
- 5.27 Fases de aleación formadas sobre la cara del electrodo y su valor de 146
microdureza. Mediciones para ($\eta = 6$).
- 5.28 Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra adherencia 146
sobre la cara del electrodo.
- 5.29 Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases 147
de aleación formadas en el material de bajo Sb.
-
- 5.30 Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases 147
de aleación formadas en el material de alto Sb.
- 5.31 Línea de barrido de intensidades de Fe, Zn, Cu y Cr en un corte 148
transversal del electrodo utilizado en la prueba del material con bajo contenido de Sb.
- 5.32 Línea de barrido de intensidades de Fe, Zn y Cu en un corte transversal 148
del electrodo utilizado en la prueba del material con alto contenido de Sb.
- 5.33 Micrografía de un precipitado de cromo formado en el material base de 149
los electrodos.
- 5.34 Aspecto superficial de los puntos de soldadura. a) y b) bajo Sb; c) y d) 150
alto Sb. a) Panel 1, punto 7. b) Panel 3, punto 4. c) Panel 1, punto 5. d)
Panel 3, punto 1.



- 5.35** Micrografías de la microestructura de los botones de soldadura. a) Panel 2, punto 4. b) Panel 4, punto 1. c) Panel 2, punto 7. d) Panel 4, punto 4. 151
- 5.36** Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de bajo Sb. 152
- 5.37** Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de alto Sb. 152
- 5.38** Botones de soldadura que presentan fractura regular después de haber sido ensayados. a) Ensayo de tensión con esfuerzo de corte. b) Ensayo de arranque. 153
- 5.39** Carga máxima que soportaron los botones de soldadura en los ensayos de tensión con esfuerzo de corte para ambos valores de HT. 154
- 5.40** Diámetro de los botones de soldadura en las probetas ensayadas a tensión con esfuerzo de corte de ambos valores de HT. 154
- 5.41** Diámetros de los botones de soldadura en las pruebas de arranque. 155
- 5.42** Resultados del porcentaje de penetración de la soldadura en función de la secuencia de soldadura. 156
- 5.43** Resultados del porcentaje de indentación del electrodo en función de la secuencia de soldadura. 156
- 5.44** Resultados del diámetro del botón de soldadura en función de la secuencia de soldadura. 157
- 5.45** Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la condición de bajo antimonio. 158
- 5.46** Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la condición de alto antimonio. 159
- 5.47** Perfil de microdureza promedio sobre la diagonal transversal de los botones de soldadura de ambos materiales. 160
- 5.48** Evolución de la corriente de soldadura y del calor durante la estabilización y la determinación de las corrientes iniciales de la prueba de resistencia de los electrodos. 161



- 5.49 Mediciones del diámetro del botón realizadas durante la prueba de resistencia de los electrodos (la línea punteada indica el MWS). 161
- 5.50 Imágenes del deterioro de los electrodos en la prueba de resistencia. a) Alta deformación en la superficie de contacto. b) Adherencia de recubrimiento GA. c) Deformación excesiva y achatamiento en la periferia del electrodo. 162
- 5.51 Tipos de Defectos de soldadura formados. a) Grieta. b) Doble botón. 162
- 5.52 Zona de transición HAZ - metal base en un punto de soldadura, en el que se aprecia el gran tamaño de grano de la zona afectada térmicamente. 163
- 5.53 Agrietamiento del recubrimiento presentado en el material con bajo Sb. 164

ANEXOS

- A.1 Localización de soldaduras y espaciamiento del PTS ^[80]. 185
- A.2 Orientaciones de los PTS. Las flechas señalan el movimiento relativo del cupón con respecto a la máquina soldadora ^[80]. 187
- A.3 Localización de soldaduras y espaciamiento en un panel HTS ^[80]. 188
- A.4 Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón STS ^[80]. 189
- A.5 Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón CTS ^[80]. 189
- A.6 Localización de soldaduras y espaciamiento del panel estándar ^[80]. 190

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Listado de Tablas

Tabla	Página
CAPÍTULO I	
1.1	Propiedades mecánicas de dos aceros; Ti-IF y DQSK ^[7] . 3
1.2	SAE J2329 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz formable ^[8] . 5
1.3	SAE J2340 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz con resistencia al abollado, alta resistencia y ultra alta resistencia ^[8] . 5
1.4	Valores típicos utilizados en el procesamiento de aceros IF ^[11] . 9
1.5	Composición química típica de los aceros IF (% peso) ^[5,13] . 16
1.6	Propiedades mecánicas mínimas requeridas para aceros formables automotrices laminados en frío según la SAE J2329 ^[8] . 21
CAPÍTULO II	
2.1	Características de las fases Fe-Zn ^[33,50] . 38
2.2	Resumen de microestructuras encontradas en recubrimiento galvanizado continuo basadas en el contenido de Al ^[33] . 48
CAPÍTULO III	
3.1	Vida útil del electrodo promedio en aceros con y sin recubrimiento ^[26] . 76
CAPÍTULO IV	
4.1	Distribución de muestras para caracterización de la lámina. 103
4.2	Distribución de muestras para caracterización del recubrimiento. 110
4.3	Parámetros utilizados en el equipo, según el estándar GM ^[80] . 117
4.4	Dimensiones de los paneles utilizados en las pruebas de soldabilidad ^[80] . 117
CAPÍTULO V	
5.1	Parámetros de operación de la paila y el horno inductor. 129
5.2	Valores de espesor promedio por material. 130
5.3	Valores de rugosidad superficial por material, dirección y cara de la lamina. 130
5.4	Propiedades mecánicas de ambos materiales a 0°, 45° y 90°. 132



5.5	Parámetros de formabilidad de ambos materiales a 0°, 45° y 90°.	132
5.6	Análisis químico del metal base por espectrometría de chispa (ppm).	132
5.7	Valores de dureza superficial y microdureza transversal.	135
5.8	Composición química del recubrimiento con el espectrofotómetro de plasma.	136
5.9	Densidad del recubrimiento en cada cara de ambos materiales.	140
5.10	Resultados de las pruebas de dobléz en V60° y V90°.	142
5.11	Impresiones de la cara de los electrodos al inicio y fin de la prueba de la calidad de la soldadura en ambos materiales.	145
5.12	Composición química de las fases formadas en la superficie de los electrodos utilizados en la prueba de calidad de soldadura.	149
5.13	Resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de corte y de arranque.	153
5.14	Valores promedio de los parámetros de soldadura.	156
5.15	Frecuencia de aparición de defectos en los puntos soldados.	163

ANEXOS

B.1	Detalle de los resultados de los ensayos de arranque.	192
B.2	Detalle de los resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de corte.	193
B.3	Mediciones de los parámetros obtenidos en el análisis dimensional de los botones de soldadura de los paneles de sensibilidad 2 y 4.	194
B.4	Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de bajo Sb.	195
B.5	Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de alto Sb.	196
B.6	Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de soldadura formado durante la prueba de resistencia del electrodo.	197

