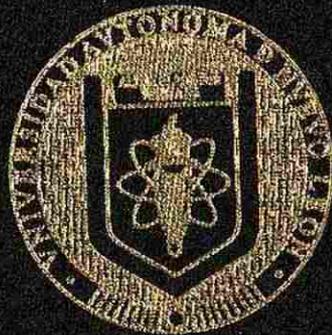


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



SOLIDABILIDAD DE ACEROS HSLA TERMOALVANIZADOS
PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES

TESIS

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

PRESENTA

SALVADOR MEZA VAZQUEZ.

CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO DEL 2004

TM
Z5853
.M2
FIME
2004
.M49

SOLIDABILIDAD DE ACEROS HELIA TECNOCALVAHIZADOS
PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES

S.M.V.

JON



1020150049



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

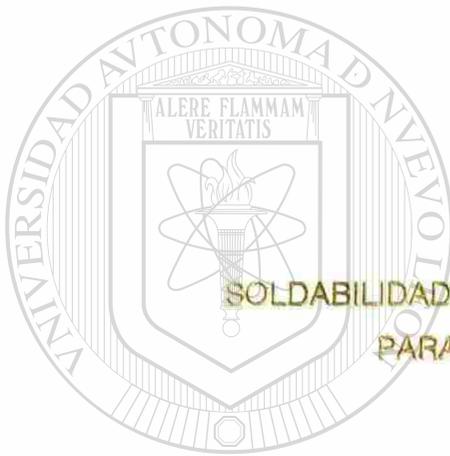
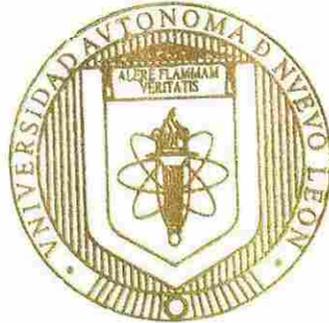


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



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

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

TESIS

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

®

PRESENTA

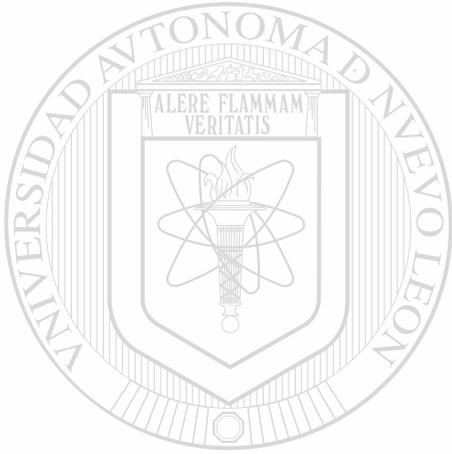
SALVADOR MEZA VAZQUEZ

CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO DEL 2004

520089

TH
ZS853
.M2
11ML
2004
.M49



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

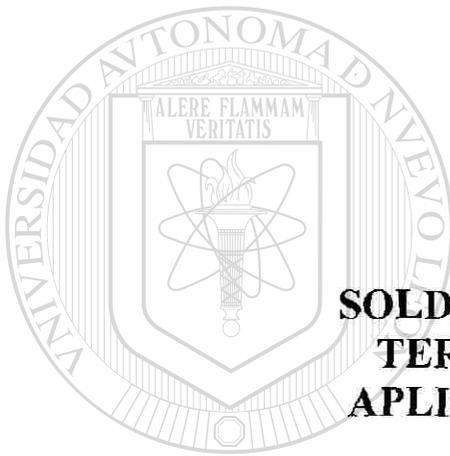
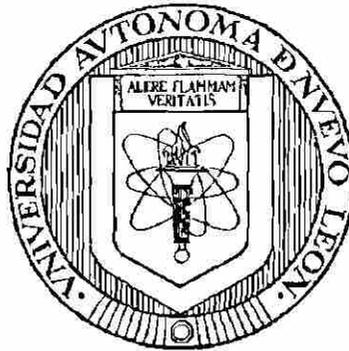


FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



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

TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

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

PRESENTA

SALVADOR MEZA VAZQUEZ

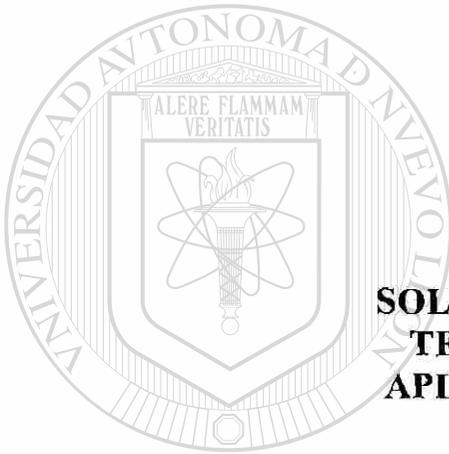
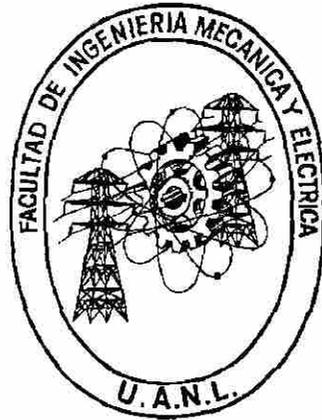
CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO DEL 2004

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



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

TESIS

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

PRESENTA

SALVADOR MEZA VAZQUEZ

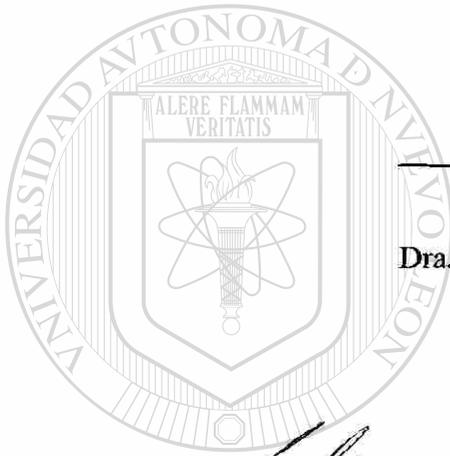
CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO DEL 2004

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Soldabilidad de Aceros HSLA Termogalvanizados para Aplicaciones Automotrices” realizada por el Ing. Salvador Meza Vázquez, matrícula 899280, 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



Asesora

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Cóasesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Cóasesor

Dr. Eduardo Valdés Covarrubias

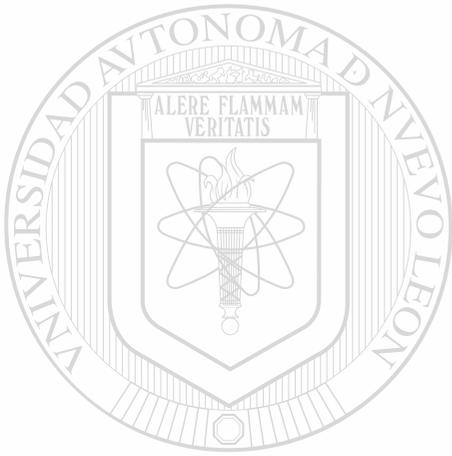
Vo.Bo.

Dr. Gpe. Alan Castillo Rodríguez

División de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza; Nuevo León, Junio del 2004.

A DIOS



A MIS PADRES

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**A MIS
HERMANOS**

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León así como a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por permitirme formar parte de su alumnado de licenciatura y postgrado por todos estos años.

Se agradece el apoyo económico brindado por parte del CONACYT para solventar mis estudios de postgrado y poder culminarlos con el presente trabajo.

A la empresa GALVAK por el material donado y el equipo prestado para la realización de esta investigación, principalmente al Ing. Rene Garza.

Al personal del laboratorio de investigación y desarrollo de GALVAK, Dr. Antonio Maní Medrano, Ing. Antonio Sánchez, Ing. Abel González, Ing. Nelly Cárdenas, Ing. Carmen Guerrero y Sugeheidi Carranza, por su ayuda en pruebas, ensayos y análisis concernientes a este trabajo.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata por todo el entusiasmo, paciencia y apoyo, así como sus comentarios, pero principalmente por su excelente calidad como persona que permitió que la realización de este trabajo se diera de la mejor manera.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por sus valiosos comentarios y su accesibilidad en todo momento, además de sus éticas enseñanzas.

Al Dr. George F. Vander Voort por su sencillez al recibirme en su laboratorio de BUEHLER y por toda su ayuda en la preparación y ataque de muestras metalográficas.

Al Dr. Eduardo Valdés por la revisión de este trabajo.

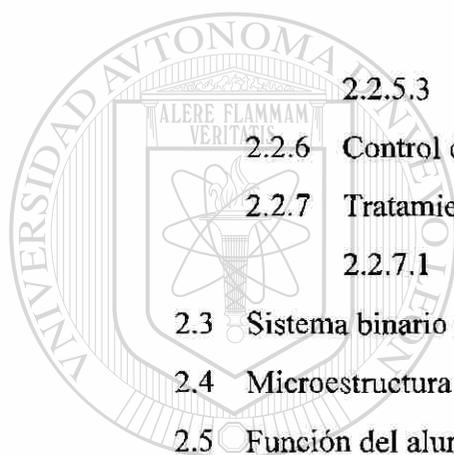
A los profesores del PDIM, principalmente al Dr. Alberto Pérez y al Dr. Rafael Mercado.

A mis compañeros y amigos del PDIM, Adela con sus nanotubos, a Alvaro más que poquito, Gemma con su súper bocho, Dione dual phase, Teresita y sus maletas, Diana y la sábila, Nelson (clámate paquito!), Lalo Rdz. y la televisión, Julián (ya no choques), Mayra, Efrén, Rodrigo, Moya y sus glorias de linares, Erendira, Jaime, los de la cueva: Niño, Nieto, Queque, Castor, Brad, Rambo, Leo, Marco; a Lili, la pequeñita Yuri, Juanito y los hielos, Fernando, Chicho, Castulo, Angelina, Maritrini, Mónica, Angélica, Fabiola, Román, Chuy, Aldaco, Claudia, a las cabañas. A Isabel, Además a Blas, Shawn, Toño Ibarra, Meme, Nice y George.

INDICE

Capítulo	Página
I. ACEROS HSLA MICROALEADOS	
1.1 Introducción	1
1.2 Clasificación de aceros HSLA	2
1.3 Designación de los aceros HSLA	3
1.4 Control de propiedades	4
1.4.1 Mecanismos de endurecimiento de ferrita	4
1.4.1.1 Refinamiento de grano	5
1.4.1.2 Endurecimiento por precipitación	5
1.4.2 Elementos de aleación	6
1.4.2.1 Titanio, vanadio y niobio como microaleantes en aceros HSLA	9
1.4.2.1.1 Productos de solubilidad	10
1.4.2.1.2 Efecto de retardo por anclaje del soluto	13
1.4.2.1.3 Carbonitruros	14
1.4.3 Control de laminación	15
1.4.3.1 Laminación controlada convencional	16
1.4.3.2 Laminación controlada por recristalización	17
1.4.3.3 Laminación controlada por recristalización dinámica	17
II. PROCESO DE GALVANIZADO	
2.1 Introducción	19
2.2 Proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente	20
2.2.1 Alimentación de acero	21

2.2.2	Procesos de pre-limpieza y acondicionamiento de la lámina	21
2.2.3	Proceso de limpieza	22
2.2.3.1	Etapa de oxidación	23
2.2.3.2	Etapa de reducción	23
2.2.3.3	Método de limpieza por fundentes	24
2.2.4	Sección de recocido	25
2.2.5	Recubrimiento por inmersión	25
2.2.5.1	Adición de aleantes al baño	25
2.2.5.2	Influencia de aleantes en las características de los granos de zinc	26
2.2.5.3	Formación de escoria	27
2.2.6	Control del espesor del recubrimiento	29
2.2.7	Tratamientos posteriores	31
2.2.7.1	Fosfatizado	33
2.3	Sistema binario de aleación Fe-Zn	33
2.4	Microestructura y morfología de fases Fe-Zn	36
2.5	Función del aluminio en el galvanizado	38
2.5.1	Reacciones interfaciales	38
2.5.2	Adiciones de aluminio	39
2.5.3	Inhibición de las reacciones Fe-Zn	40
2.5.4	Morfología de las reacciones interfaciales	43
2.5.5	Contenido de aluminio en el recubrimiento	44
2.6	Granos de zinc	45
2.6.1	Formación de los granos de zinc durante solidificación	45
2.6.2	Crecimiento dendrítico	48
2.6.3	Recubrimientos sin granos dendríticos	49
2.6.4	Textura del recubrimiento de zinc	50
2.6.5	Relación entre la textura del recubrimiento y su comportamiento frente a la corrosión	50



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



2.7	Termogalvanizado	51
2.7.1	Cinética de formación de fases	54
2.7.2	Parámetros de proceso del termogalvanizado	56
2.7.3	Integridad del recubrimiento	59

III. SOLDADURA POR RESISTENCIA

3.1	Introducción	61
3.2	Principios del proceso de soldadura por puntos	62
3.3	Ciclos de soldadura	67
3.4	Medición de parámetros de soldadura	68
3.5	Curvas de soldabilidad	70
3.6	Estándares y procedimientos de calificación de soldadura por puntos	71
3.6.1	Práctica recomendada	72
3.6.2	Estándares de calificación	72
3.6.3	Estándares de proceso	73
3.7	Parámetros involucrados en la soldadura por puntos y su influencia en la soldabilidad	74

3.7.1	Efecto de la corriente de soldadura	74
3.7.2	Efecto del tiempo de soldadura	75
3.7.3	Efecto de la fuerza de soldadura	77
3.7.4	Efecto del electrodo	78
3.7.4.1	Efecto del material del electrodo	79
3.7.4.2	Efecto del diseño del electrodo	80
3.7.5	Efecto del tiempo de sostenimiento	82
3.7.6	Efecto de la secuencia de soldadura y desvíos de corriente	83
3.7.7	Efecto de los tratamientos posteriores	85
3.7.8	Efecto del espesor de la lámina	85
3.7.9	Efecto de la condición superficial	86

3.7.10	Efecto de la limpieza del acero	86
3.7.11	Efecto de la composición química del acero	87
3.7.11.1	Influencia del carbono equivalente en la soldabilidad	88
3.7.12	Efecto del espesor del recubrimiento	89
3.7.13	Efecto de la composición química y microestructura del recubrimiento	90
3.7.14	Efecto de la integridad y dureza del recubrimiento	90
3.8	Propiedades mecánicas de los puntos de soldadura	90

IV. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1	Introducción	92
4.2	Determinación de parámetros de proceso	92
4.3	Caracterización de la lámina termogalvanizada	94
4.3.1	Preparación de muestras	94
4.3.2	Análisis del metal base	96
4.3.2.1	Ensayo de tensión	96
4.3.2.2	Análisis químico	97
4.3.2.3	Ensayo de dureza	98
4.3.2.4	Análisis óptico	99
4.3.3	Análisis del recubrimiento	99
4.3.3.1	Medición de rugosidad	99
4.3.3.2	Análisis químico	100
4.3.3.3	Análisis óptico	101
4.3.3.4	Peso del recubrimiento	101
4.3.3.5	Integridad del recubrimiento	102
4.4	Prueba Chrysler de calidad de soldaduras	103
4.4.1	Limitantes y consideraciones de aplicación del estándar	104
4.4.2	Preparación de muestras	104

4.4.3	Preparación de máquina	107
4.4.4	Procedimiento de ajuste de corriente de prueba	108
4.4.5	Pruebas de soldabilidad	111
4.4.6	Técnicas de evaluación de aceptabilidad de las soldaduras	112
4.4.6.1	Inspección visual de los puntos de soldadura	113
4.4.6.2	Análisis microestructural	113
4.4.6.3	Análisis dimensional del botón de soldadura	113
4.4.6.4	Ensayo de corte a tensión	115
4.4.6.5	Registro del diámetro del botón	116
4.4.6.6	Ensayo de microdureza	116
4.4.7	Criterios de evaluación de soldaduras	116
4.5	Análisis del electrodo	117

V. RESULTADOS

5.1	Introducción	118
5.2	Determinación de parámetros de proceso	118
5.3	Caracterización de la lámina termogalvanizada	120
5.3.1	Análisis del metal base	120
5.3.1.1	Análisis químico	120
5.3.1.2	Ensayo de tensión	120
5.3.1.3	Ensayo de dureza	121
5.3.1.4	Análisis óptico	122
5.3.2	Análisis del recubrimiento	124
5.3.2.1	Medición de rugosidad	124
5.3.2.2	Análisis óptico	124
5.3.2.3	Análisis químico	127
5.3.2.4	Peso del recubrimiento	130
5.3.2.5	Integridad del recubrimiento	130
5.4	Prueba de soldabilidad	131

5.4.1	Inspección visual de los puntos de soldadura	132
5.4.2	Análisis microestructural	133
5.4.3	Corriente de soldadura	135
5.4.4	Diámetro del botón	138
5.4.5	Resistencia a la tensión	141
5.4.6	Análisis dimensional del botón de soldadura	147
5.4.7	Ensayo de microdureza	155
5.4.8	Defectos de soldadura	156
4.5	Análisis del electrodo	157

VI. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

6.1	Introducción	160
6.2	Procesamiento	160
6.3	Material	161
6.3.1	Acero	161
6.3.2	Recubrimiento	162
6.4	Soldabilidad	164

VII. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1	Conclusiones	172
7.2	Recomendaciones	174

REFERENCIAS	175
--------------------	-----

ANEXO I: TABLAS DE MICRODUREZA	179
---------------------------------------	-----

ANEXO II: GRAFICAS DEL COMPORTAMIENTO DEL BOTON	188
--	-----

LISTADO DE FIGURAS	192
---------------------------	-----

LISTADO DE TABLAS	200
--------------------------	-----

CAPITULO I

ACEROS HSLA MICROALEADOS

1.1 Introducción

Una gran cantidad de investigación empezó a ser dirigida hacia el mejoramiento de las características de los aceros HSLA en hoja durante los años 80's. El principal motivador de esta actividad fue la necesidad de la industria automotriz de reducir el consumo de combustible mientras se incrementaba la seguridad de los vehículos⁽¹⁾.

Los aceros de alta resistencia baja aleación HSLA, por sus siglas en inglés, microaleados están diseñados para proveer mejores propiedades mecánicas que los aceros al carbón convencionales. Estos no son considerados como aceros de aleación en el sentido normal debido a que están diseñados para cumplir propiedades mecánicas específicas en vez de una composición química. La composición química de un acero HSLA específico puede variar para diferentes espesores para cumplir las propiedades mecánicas requeridas. Estos aceros tienen bajos contenidos de carbono (0.05 a 0.25%C) para asegurar la formabilidad y la soldabilidad^(2, 3).

Comparados con otros materiales como las aleaciones ligeras de aluminio y magnesio, o plásticos y materiales compósitos, la alta resistencia aunada a la reducción de peso poseen la ventaja adicional de tener un procesamiento similar al del acero de bajo carbono convencional, por lo tanto los costos totales de fabricación no se ven incrementados con el beneficio del ahorro de peso, exactamente lo opuesto a lo que sucede con los demás materiales competidores, actualmente y dependiendo de los requerimientos de resistencia y formabilidad hay una variedad de aceros disponibles como se muestra en la Figura 1.1⁽⁴⁾.

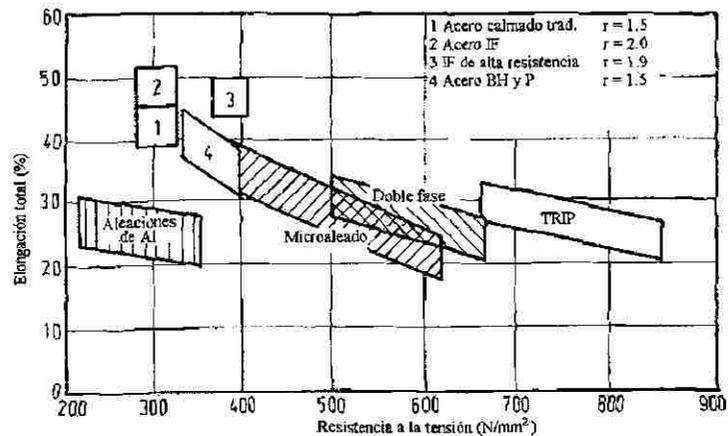


Figura 1.1. Propiedades de resistencia y formado en frío de varios materiales automotrices en hoja⁽⁴⁾.

1.2 Clasificación de aceros HSLA

Los aceros de alta resistencia baja aleación incluyen muchos grados estándar designados para proveer combinaciones de propiedades deseadas tales como resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad. Los aceros HSLA son clasificados como una categoría separada de los aceros de aleación, la cual es similar a los aceros de bajo carbono en su condición de laminado, con propiedades mecánicas mejoradas obtenidas por la adición de pequeñas cantidades de elementos de aleación y técnicas de procesamiento especiales como laminado controlado y métodos de enfriamiento acelerado. Todo esto se refleja en que estos aceros son vendidos sobre la base de aceros al carbono y no sobre la base de los aceros de aleación, generalmente basados en un mínimo de propiedades mecánicas, con el contenido de elementos de aleación dejado a discreción del productor^(2, 5).

Los tipos de aceros HSLA comúnmente usados incluyen:

- *Aceros microaleados ferrítico-perlíticos*, los cuales contienen muy pequeñas adiciones (generalmente menos de 0.10%) de elementos formadores de carburos o carbonitruros como niobio, vanadio o titanio para endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y posible control de la temperatura de transformación.
- *Aceros perlíticos en su condición de laminado*, los cuales pueden incluir aceros al carbono-manganeso, pueden tener también pequeñas adiciones de aleantes para mejorar la resistencia, tenacidad, formabilidad, y soldabilidad.

- *Aceros de ferrita acicular*, los cuales son aceros de bajo carbono (menos de 0.05% C) con una excelente combinación de esfuerzo de cedencia (690MPa o 100ksi), soldabilidad, formabilidad, y buena tenacidad.
- *Aceros doble fase*, los cuales tienen una microestructura de martensita dispersa en una matriz de ferrita la cual provee una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tensión.
- *Aceros con inclusión de forma controlada*, los cuales proveen ductilidad y tenacidad a través del espesor mejoradas por las pequeñas adiciones de calcio, zirconio, titanio o elementos de las tierras raras para que la forma de las inclusiones de azufre sea cambiada de tiras alargadas, a pequeños y dispersos glóbulos casi esféricos.
- *Aceros resistentes a agrietamiento inducido por hidrogeno*, con bajo contenido de carbono y azufre, inclusión y segregación de manganeso controlada, además de contenidos de cobre mayores a 0.26%.

Estas categorías no son necesariamente grupos distintos, así que un acero HSLA puede tener características de más de un grupo, es decir, todos los tipos de aceros antes mencionados pueden tener inclusiones de forma controlada⁽²⁾.

1.3 Designación de los aceros HSLA

De acuerdo a la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE), los grados específicos de estos aceros son identificados en una nomenclatura de seis dígitos que describen el nivel de resistencia, composición química general, nivel general de carbono y desoxidación o control de inclusión de sulfuros como sigue⁽⁵⁾:

- Primero, segundo y tercer caracter. Mínimo esfuerzo de cedencia expresado en miles de libras por pulgada cuadrada (ksi): 35, 40, 45, 50, 60, 70, y 80 expresados como 035, 040, 045, 050, 060, 070, y 080 respectivamente.
- Cuarto caracter. Composición química general:
 - X – Alta resistencia baja aleación, que puede ser, Cr, Cu, Mo, Nb, Ni, Si, Ti, V, Zr cualquiera ligeramente o en combinación, con 10ksi (70 MPa) de diferencia entre la especificación mínima de cedencia y resistencia a la tensión. N y P pueden ser usados en combinación con cualquier otro de los elementos antes mencionados.

Y – Con el mismo significado de X pero con 15 ksi (100 Mpa) de diferencia entre la especificación mínima de cedencia y la resistencia a la tensión.

Z – Con el mismo significado de X pero con 20 ksi (140 Mpa) de diferencia entre la especificación mínima de cedencia y la resistencia a la tensión.

- Quinto caracter. Nivel general de carbono.

H – Máximo nivel de carbono 0.23%

L – Máximo nivel de carbono 0.13%

- Sexto caracter. Práctica de desoxidación o de control de inclusión de sulfuros:

K – Calmado con práctica de grano fino.

F – Calmado con práctica de grano fino y control de inclusiones de sulfuros⁽⁵⁾.

1.4 Control de propiedades

La mayoría de los aceros HSLA son entregados en su condición de laminación en caliente con microestructura de ferrita y perlita. Las excepciones son aquellos aceros con microestructura de ferrita acicular y los de doble fase los cuales utilizan la formación de una estructura mixta para su endurecimiento, mientras que los aceros ferrítico perlíticos generalmente requieren del endurecimiento de ferrita. La perlita es generalmente un agente de endurecimiento indeseable en aceros estructurales debido a que reduce la tenacidad al impacto y requiere altos contenidos de carbono⁽²⁾.

1.4.1 Mecanismos de endurecimiento de ferrita

La ferrita en aceros HSLA es típicamente endurecida por refinamiento de grano, endurecimiento por precipitación y en menor medida por solución sólida. El refinamiento de grano es el mecanismo de endurecimiento más deseable ya que no sólo mejora la resistencia, sino que también lo hace con la tenacidad⁽²⁾.

1.4.1.1 Refinamiento de grano

Este es afectado por los efectos del diseño de aleación y los métodos de procesamiento utilizados en las diferentes etapas del laminado en caliente, los cuales incluyen:

- La adición de titanio o aluminio para retardar el crecimiento de grano austenítico cuando el acero es recalentado para deformación en caliente o subsecuente tratamiento térmico.
- El laminado controlado de aceros microaleados para condicionar la austenita para que transforme a ferrita de grano fino.
- El uso de aleantes o rápidas velocidades de enfriamiento para reducir la temperatura de transformación de austenita a ferrita.

El uso de altas velocidades de enfriamiento para refinamiento de grano puede requerir consideraciones de su efecto en el endurecimiento por precipitación y la posibilidad de productos indeseables de transformación⁽²⁾.

1.4.1.2 Endurecimiento por precipitación

Ocurre de la formación de partículas finamente dispersas desarrolladas durante el calentamiento y enfriamiento. Debido a que el endurecimiento por precipitación es generalmente asociado con una reducción en tenacidad, el refinamiento de grano es a menudo utilizado en conjunto con el endurecimiento por precipitación para mejorar la tenacidad⁽²⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El endurecimiento por precipitación está influenciado por el tipo de carbonitruro, su tamaño de grano y por el número de carbonitruros precipitados, la formación de carburos (MC) resulta ser más efectivo en el endurecimiento por precipitación de los aceros microaleados con niobio o titanio. Para obtener el mismo incremento en la resistencia, mayor cantidad de titanio es necesario comparado con el niobio (Figura 1.2)⁽⁴⁾. El número de partículas finas de MC formadas durante el calentamiento y enfriamiento está determinado por la solubilidad de los carburos en la austenita⁽²⁾.

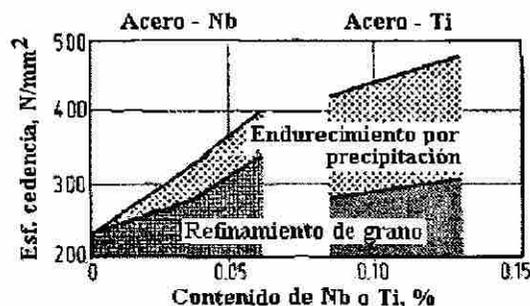


Figura 1.2. Mecanismos de endurecimiento en hojas de acero HSLA microaleado⁽⁴⁾.

1.4.2 Elementos de aleación

La principal función de los elementos aleantes es el endurecimiento de ferrita por refinamiento de grano, endurecimiento por precipitación y endurecimiento por solución sólida, el cual está relacionado con el contenido de aleación como lo muestra la Figura 1.3, mientras que el refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación dependen de los complejos efectos del diseño de aleación y tratamiento termomecánico⁽²⁾.

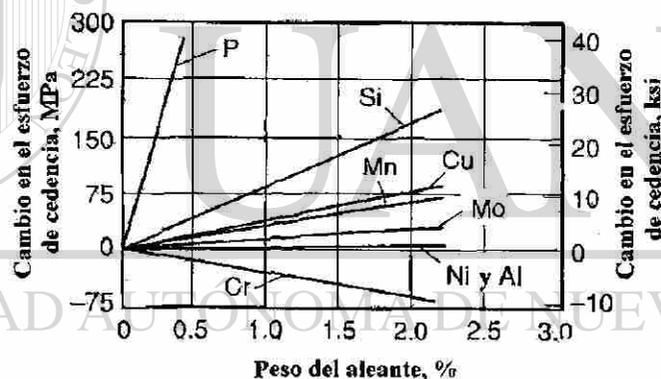


Figura 1.3. Endurecimiento por solución sólida de ferrita⁽²⁾.

Estos elementos son seleccionados para influir en la temperatura de transformación de austenita a ferrita cuyos productos de transformación son de grano muy fino, que es la mayor fuente de endurecimiento⁽²⁾.

Carbono. Incrementa notablemente la cantidad de perlita en la microestructura y es uno de los más potentes y económicos elementos endurecedores, sin embargo, el alto contenido de este elemento reduce considerablemente la soldabilidad y la tenacidad al impacto del acero. El contenido máximo de carbono en los aceros HSLA en su condición de laminado es aproximadamente 0.20%.

Nitrógeno. Es utilizado en cantidades de hasta 0.02% para obtener la resistencia típica de los aceros HSLA a un bajo costo, su adición a aceros con contenido de vanadio mejora el endurecimiento por precipitación, la precipitación del nitruro de vanadio mejora el refinamiento de grano debido a su menor solubilidad en la austenita que el carburo de vanadio.

Manganeso. Principal elemento endurecedor en aceros de alta resistencia al carbono presente en cantidades de más de 1%, su función es como un endurecedor por solución sólida en ferrita, además de reducir la temperatura de transformación austenita-ferrita y mejorar el endurecimiento por precipitación de los aceros con contenido de vanadio.

Silicio. Utilizado como desoxidante en metal líquido, tiene un efecto significativo en el mejoramiento del esfuerzo de cedencia por endurecimiento por solución sólida, en cantidades superiores a 0.30% produce un deterioro en tenacidad y soldabilidad.

Cobre. Es agregado en cantidades de 0.20% para proveer resistencia a la corrosión atmosférica, la cual es mejorada cuando el fósforo está presente en cantidades de 0.05%. El cobre en cantidades de 0.50% mejora la resistencia del acero por endurecimiento de ferrita, acompañado con un ligero decremento en su ductilidad. En cantidades por encima de 0.60% precipita en cobre ϵ , que endurece la ferrita. Con alrededor de un 1% de cobre el esfuerzo de cedencia tiene un incremento de 70 a 140 MPa (10 a 20 ksi), sin embargo por encima de 0.75% presenta efectos adversos en su tenacidad y soldabilidad. El endurecimiento por precipitación de cobre le da al acero una mejor capacidad de ser formado.

Fósforo. Es un efectivo endurecedor por solución sólida en la ferrita, también mejora la resistencia a la corrosión, pero con un decremento en la ductilidad, a bajos niveles (<0.005%) pueden causar fragilización por segregación a las fronteras primarias de grano austenítico.

Cromo. Es a menudo agregado con el cobre para mejorar su resistencia a la corrosión

Níquel. Puede ser agregado en cantidades de hasta un 1%, incrementa moderadamente la resistencia por endurecimiento por solución en la ferrita, incrementa la resistencia a la corrosión atmosférica y en combinación con cobre y fósforo, también mejora la resistencia al agua marina.

Molibdeno. Es utilizado en aceros laminados en caliente para mejorar el endurecimiento cuando se desean productos de transformación diferentes a la ferrita y perlita, además, incrementa la solubilidad del niobio en la austenita, por lo tanto mejora la precipitación de NbC(N) en la ferrita, esto incrementa el efecto de endurecimiento por precipitación de Nb(C,N)

Niobio. Pequeñas adiciones (hasta 0.05%) incrementan el esfuerzo de cedencia por una combinación de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano, el niobio es el elemento refinador de grano más efectivo debido a que el carburo de niobio es más estable en la austenita que el carburo de vanadio a las temperaturas típicas de laminación, la menor solubilidad del carburo de niobio en la austenita provee partículas de precipitado más estables que retardan el crecimiento de grano austenítico al estar presentes en sus fronteras.

Aluminio. Es utilizado comúnmente como desoxidante, fue el primer elemento utilizado para controlar el crecimiento de grano austenítico durante el recalentamiento.

Vanadio. Incrementa la resistencia de los aceros HSLA por endurecimiento por precipitación en la ferrita y refinamiento del tamaño de grano ferrítico, la precipitación del carbonitruro de vanadio en la ferrita puede desarrollar un aumento significativo en la resistencia que depende tanto del proceso de formado, como de la composición base. La presencia de carbono (0.13 – 0.15%) y manganeso (1%) mejora el endurecimiento por precipitación, mientras que el refinamiento del tamaño de grano depende de las variables térmicas del procesamiento de rolado, así como del contenido de vanadio.

Titanio. Este elemento de aleación además de proveer endurecimiento por precipitación, ofrece control de forma de sulfuros. Pequeñas adiciones de este elemento limitan el crecimiento de grano austenítico, mientras que el endurecimiento por carburos se ve afectado con variaciones en el contenido de oxígeno, nitrógeno y azufre.

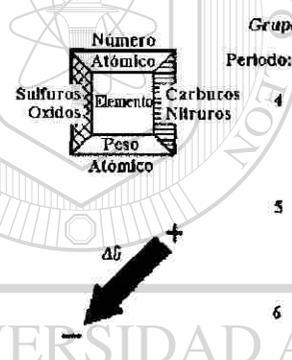
Zirconio. Puede ser agregado a los aceros HSLA calmados para mejorar las características de inclusiones, particularmente de sulfuros con cambios en su forma que mejoran la ductilidad.

Elementos de las tierras raras. Principalmente cerio, lantano y praseodimio pueden ser utilizados para el control de forma de inclusiones de sulfuros, el papel principal

de éstos es el de formar inclusiones de sulfuros y además inclusiones de oxisulfuros que no afectan la ductilidad al momento de formado. Estos elementos sin embargo se están dejando de utilizar debido a que producen aceros relativamente sucios y se prefiere al calcio para controlar la forma de inclusión⁽²⁾.

1.4.2.1 Titanio, vanadio y niobio como microaleantes en aceros HSLA

La influencia potencial de varios elementos se puede observar por su posición en la tabla periódica. La Figura 1.4 muestra los elementos de los períodos 4 a 6 de los grupos IVB a VIB. Estos elementos conocidos como materiales refractarios por su alto punto de fusión, tienen el potencial de formar carburos y nitruros el cual aumenta de la parte superior derecha a la parte inferior izquierda, además de que la tendencia a formar nitruros es más fuerte que la tendencia de formar carburos. Se muestra además la mayor tendencia de los elementos del grupo IVB de formar óxidos y sulfuros⁽⁶⁾.



Grupo:	IV B	V B	VI B
Período:	22	23	26
4	Ti	V	Cr
	47.88	50.94	52.00
	40	41	42
5	Zr	Nb	Mo
	91.22	92.91	95.94
	72	73	76
6	Hf	Ta	W
	178.49	180.95	183.85

Figura 1.4. Parte de la tabla periódica con el potencial de formar compuestos no metálicos⁽⁶⁾.

Por otro lado, los elementos del grupo VI B tienen menos afinidad de formar compuestos no metálicos y sus carburos de estructura ortorrómbica y hexagonal son menos favorables que los carburos cúbicos centrados en las caras de los elementos de los grupos IV B y V B⁽⁶⁾.

Debido a que para influenciar la microestructura las partículas precipitadas deben de estar inicialmente en solución sólida, los elementos zirconio y hafnio son casi insolubles en el acero debido a su gran tamaño con respecto al átomo de hierro y por lo tanto no tienen relevancia práctica, mientras que la poca disponibilidad y alto precio limita el uso de tántalo. Como resultado, los elementos microaleantes formadores de carbonitruros se enfoca al titanio, vanadio y niobio⁽⁶⁾.

1.4.2.1.1 Productos de solubilidad

Las condiciones de equilibrio para la disolución y formación de compuestos no metálicos son descritas por sus productos de solubilidad⁽⁶⁾.

El titanio es un elemento que tiene una fuerte tendencia a formar óxidos y sulfuros, así como nitruros y carburos, la Figura 1.5b resume los productos de solubilidad de algunos componentes de titanio e indica que el óxido será formado ya en la fase líquida. Incluso el nitruro de titanio, considerando los niveles típicos de nitrógeno en el acero, será formado antes o durante la solidificación. Tales partículas formadas en el acero líquido pueden ser separadas en escoria y no tener efecto en las propiedades del acero. Si esto no es así, éstas son relativamente grandes como resultado de su alta temperatura de formación y deben de ser consideradas como inclusiones, teniendo un efecto adverso en la ductilidad del acero. Con tamaños de partícula grandes, la capacidad de refinamiento de grano es disminuida. De todas maneras, un efecto positivo en las propiedades del acero permanece de la formación de TiO y TiN, por la reducción de cualquier óxido y nitrógeno libres, los cuales son elementos dañinos para la tenacidad del acero⁽⁶⁾.

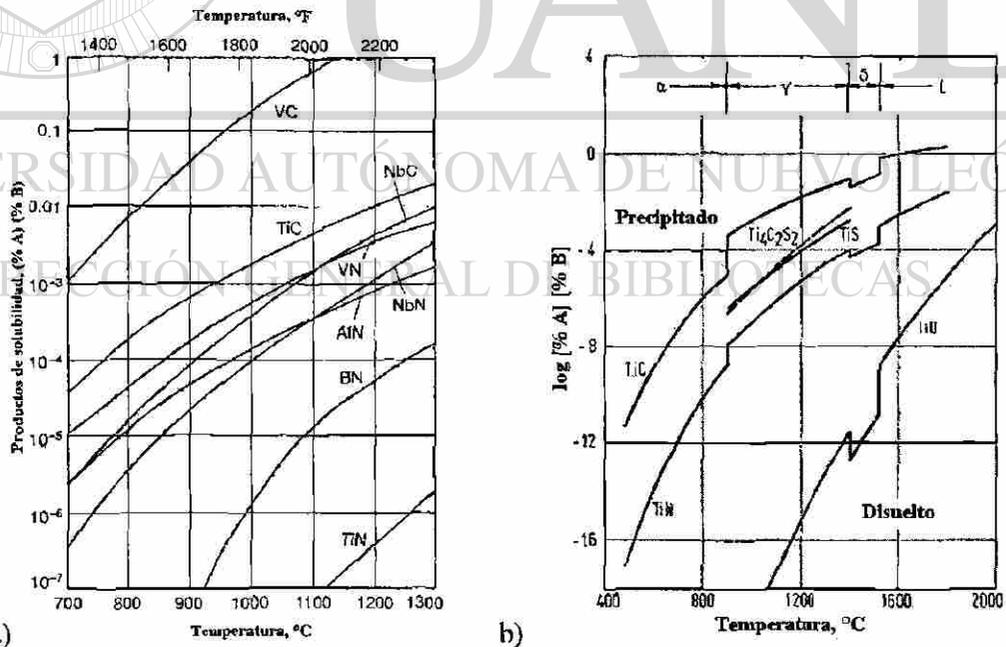
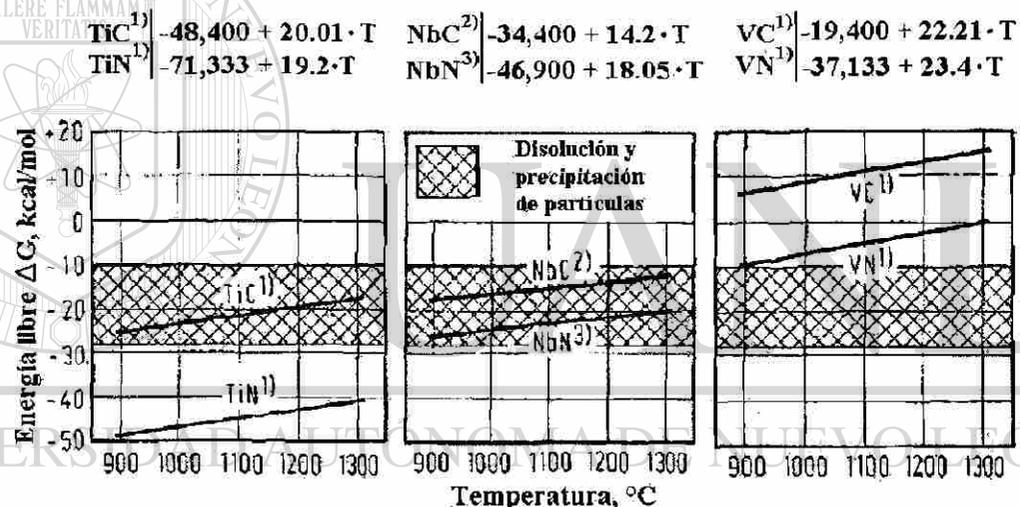


Figura 1.5. Productos de solubilidad de a) Compuestos de carbonitruros en austenita⁽²⁾ y b) Compuestos de titanio⁽⁶⁾.

Tan bajo sea el contenido de oxígeno, nitrógeno o titanio, tan bajo será la temperatura para la formación de TiO o TiN , resultando en precipitados de grano más fino. Las partículas finamente distribuidas y estables son capaces de controlar el tamaño de grano de la austenita y este efecto es usado durante el recalentamiento en el laminado en caliente y en el refinamiento de granos grandes en la zona térmicamente afectada durante soldadura. Además, la formación de carburo de titanio sigue en la región de austenita inferior o después de la transformación γ/α , si suficiente titanio está disponible⁽⁶⁾.

La energía libre para la formación de carburos y nitruros con vanadio, niobio y titanio en austenita está resumida en la Figura 1.6 la cual indica las diferentes posibilidades de cómo pueden ser obtenidos estos compuestos⁽⁶⁾.



¹⁾ H. Chino o. K. Wada ²⁾ H. Nordberg o. B. Aronsson ³⁾ R.P. Smith

Figura 1.6. Energías libres para la formación de carburos y nitruros⁽⁶⁾.

El nitruro de titanio es formado preferentemente a altas temperaturas y prácticamente no se disuelve en austenita, el efecto de tal compuesto estable es el de controlar el tamaño de grano a altas temperaturas, como ya se ha descrito⁽⁶⁾.

Por otro lado, el nitruro y carburo de vanadio son casi completamente disueltos en la región de austenita y por lo tanto no tienen influencia en el control de grano de austenita. Los compuestos de vanadio son precipitados solamente después de la transformación de γ a α . Los precipitados formados a tales bajas temperaturas son

muy finos y por lo tanto se suman al incremento de resistencia por endurecimiento por precipitación⁽⁶⁾.

La Figura 1.7 muestra las isotermas de solubilidad del NbC y TiC para las temperaturas correspondientes a las regiones de austenita superior e inferior y las compara con las dos isotermas de solubilidad del VN en la región de austenita inferior. La temperatura de 900 °C representa la situación obtenida durante el normalizado o un tratamiento térmico similar y la isoterma de 1200 °C representa la condición típica obtenida durante el recalentamiento antes de deformación en caliente⁽⁶⁾.

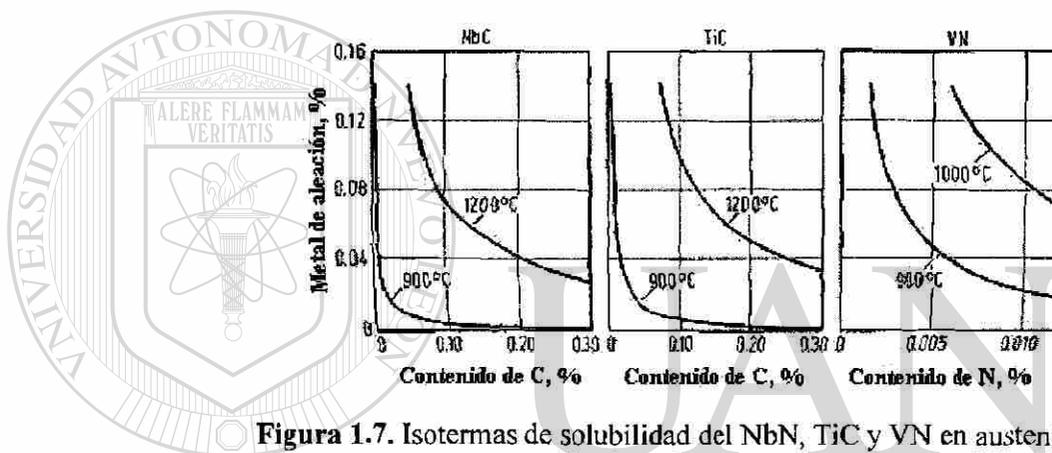


Figura 1.7. Isotermas de solubilidad del NbN, TiC y VN en austenita⁽⁶⁾.

Considerando una temperatura de normalizado de 900 °C y un contenido de carbono de 0.15%, casi todo el niobio existe en forma de precipitados de NbC, lo mismo ocurre para el TiC, el cual exhibe una solubilidad en la austenita ligeramente más alta. El rol de tales precipitados es el de anclar las fronteras de grano de austenita resultando en una microestructura de grano fino después de la transformación de γ a α ⁽⁶⁾.

La isoterma de 1200 °C confirma que un acero con contenido de carbono de 0.08% típico para un acero HSLA termomecánicamente laminado, permite la disolución de niobio tan alto como del 0.08% o del titanio de 0.11%. Tal contenido de microaleante, inicialmente en solución sólida en austenita es la base del tratamiento termomecánico por retardamiento de la recrystalización de la austenita durante el formado⁽⁶⁾.

La isoterma de solubilidad del VN indica que cualquier contenido de vanadio estará completamente en solución sólida incluso en la región de austenita inferior⁽⁶⁾.

1.4.2.1.2 Efecto de retardo por anclaje del soluto

Como con otros elementos, los microaleantes en solución sólida en el acero retardan todos los procesos controlados por difusión. Este retardo es más fuerte con una mayor diferencia en el tamaño atómico de cualquier elemento comparado con el átomo de hierro, el niobio es el elemento microaleante más efectivo en este contexto⁽⁶⁾.

El efecto de anclaje del soluto ayuda en el refinamiento de grano durante el formado termomecánico de dos maneras:

1. Previene crecimiento de grano secundario durante el tiempo entre pases de laminación.
2. Retarda el comienzo de la recrystalización como paso inicial del completo retardamiento por precipitación de carburo de niobio, como se muestra en la Figura 1.8⁽⁶⁾.

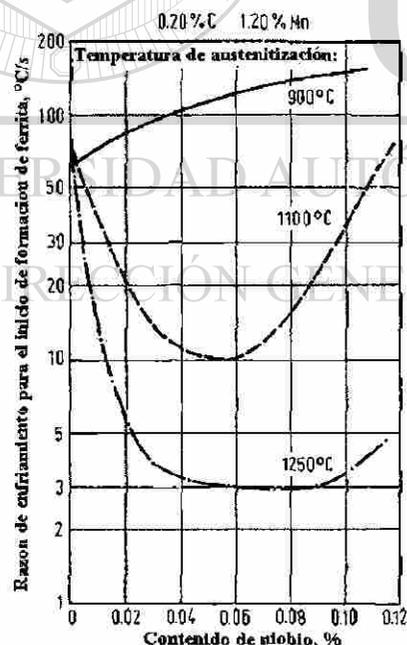


Figura 1.8. Influencia del niobio disuelto y precipitado en el retardo de la recrystalización de austenita⁽⁶⁾.

Otro proceso controlado por difusión, el cual es retrasado por el efecto de anclaje del soluto microaleado es la transformación de γ a α . Este retardo resulta en un efecto

positivo o negativo en las propiedades mecánicas dependiendo de la composición química en general del acero⁽⁶⁾.

1.4.2.1.3 Carbonitruros

Todos los nitruros y carburos de titanio, vanadio y niobio exhiben una estructura cúbica centrada en las caras y son completamente solubles unos en otros. Consecuentemente sus carbonitruros pueden aparecer en forma compleja.

La nucleación de precipitados depende de su supersaturación, la cual se incrementa a bajas temperaturas y en la velocidad de difusión de sus compañeros de reacción, la cual se reduce a bajas temperaturas. Como resultado, el diagrama del tiempo de nucleación con respecto a la temperatura usualmente sigue una ley parabólica. En este contexto, la nucleación en las fronteras de grano ocurre antes de la nucleación en dislocaciones y especialmente antes de la nucleación homogénea en la matriz por sí misma.

El incremento en la resistencia depende tanto en la cantidad de precipitados, como en el tamaño de partícula como se muestra en la Figura 1.9. Las partículas de alrededor de 1 a 2 nm en diámetro son muy efectivas en el endurecimiento por precipitación, la interfase de tales precipitados es coherente con la matriz de acero, estas partículas son típicamente formadas durante o después de la transformación de γ a α . Con altas temperaturas de formación y bajas velocidades de enfriamiento los carbonitruros tienden a crecer y a convertirse en incoherentes con la matriz, estas partículas al ser más grandes e incoherentes son menos efectivas en el incremento de la resistencia⁽⁶⁾.

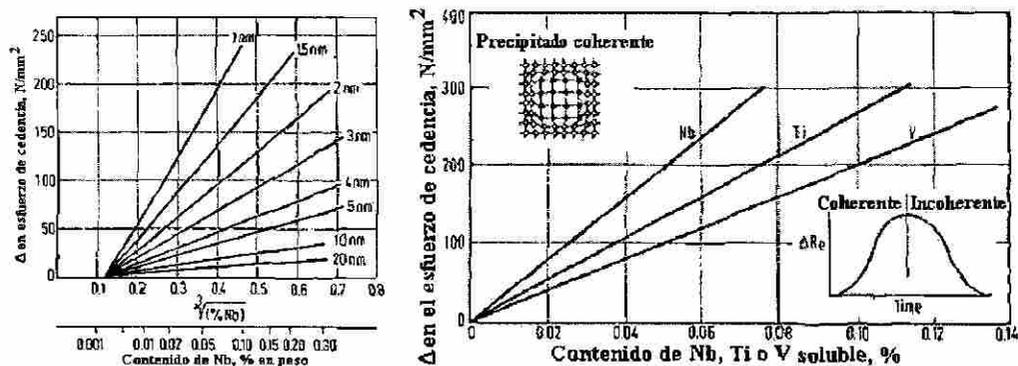


Figura 1.9. Efecto de la fracción volumen y el tamaño de la partícula de NbC en el incremento de la resistencia por endurecimiento por precipitación⁽⁶⁾.

1.4.3 Control de laminación

El proceso de laminación en caliente ha sido gradualmente un proceso que se ha convertido en una operación mucho más controlada y esto ha incrementado su aplicación a aceros microaleados con composiciones cuidadosamente seleccionadas para proveer condiciones mecánicas óptimas. El laminado controlado es un procedimiento en donde los pasos se efectúan a temperatura controlada, con una cantidad de reducción por pase predeterminada y una temperatura de acabado definida, resultando en una combinación mejorada de resistencia y tenacidad reduciendo el contenido de carbono que a su vez mejora su soldabilidad⁽²⁾.

El objetivo básico del laminado controlado es refinar y deformar los granos de austenita durante el proceso de formado para que finos granos de ferrita se generen durante el enfriamiento (ver Figura 1.10), esta práctica resulta más benéfica en aceros con contenidos de vanadio y niobio ya que sus carbonitruros no disueltos durante el proceso en caliente se alojan en las fronteras austeníticas de grano, retardando su crecimiento⁽²⁾.

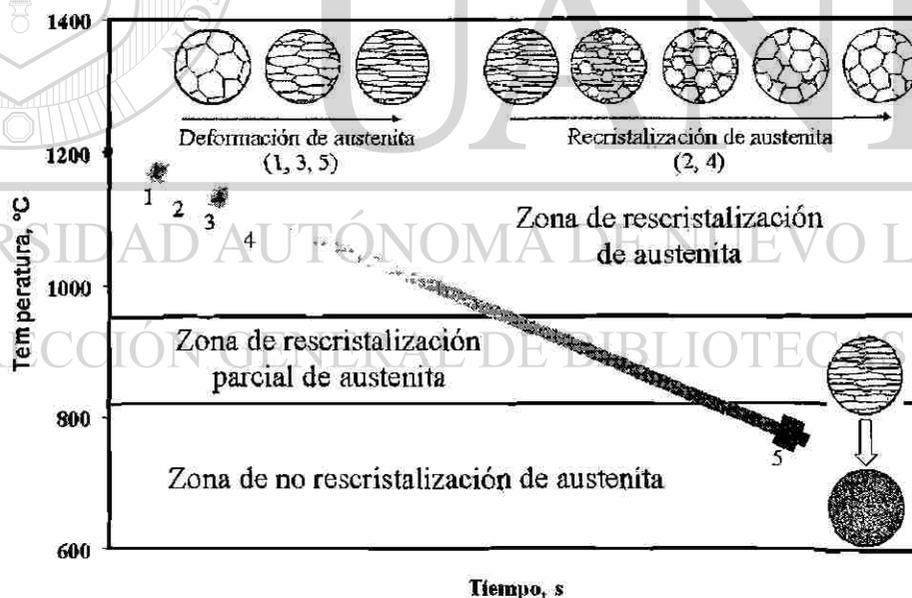


Figura 1.10. Grafica simplificada del proceso de laminación controlada^(modificada de 7),

Tres métodos de laminado controlado incluyen:

- Laminado controlado convencional.
- Laminado controlado por recristalización.
- Laminado controlado por recristalización dinámica.

Estas tres técnicas *utilizan* diferentes métodos para refinamiento de grano, pero son precedidas por una operación de refinamiento del tamaño de grano por recristalización repetida, en este paso precipitados estables de carbonitruros son deseables, el niobio es más eficaz que el vanadio en prevenir el crecimiento de grano austenítico debido a que sus precipitados son menos solubles en la austenita que los del vanadio⁽²⁾.

1.4.3.1 Laminado controlado convencional

Está basado en la deformación, o aplanamiento de los granos de austenita para que un gran número de sitios de nucleación existan en las fronteras de grano austenítico deformadas, así como en las bandas de deformación en los granos de austenita. Estos sitios de nucleación permiten la formación de granos de ferrita muy finos al transformar durante el enfriamiento. Este proceso requiere de una reducción total de hasta un 80% a temperaturas en que la austenita se deforma, pero no recristaliza⁽²⁾.

Durante las reducciones a temperaturas por debajo de los 1040 °C, el niobio en solución *suprime* la recristalización al ser un obstáculo, o por deformación inducida de la precipitación de Nb(C, N) en la austenita deformada y los planos de deslizamiento, estos precipitados son muy grandes para afectar el endurecimiento, pero son útiles ya que son supresores adicionales de recristalización, previniendo la migración de las fronteras de grano austenítico, además de esto sirven de núcleos en la austenita deformada para la formación de finas partículas de ferrita durante el enfriamiento. Esta precipitación de Nb(CN) en la austenita durante el trabajado en caliente retarda la recristalización y aumenta la temperatura a la cual la recristalización de austenita cesa, los factores que influyen la recristalización durante el trabajo en caliente son los siguientes:

- Las concentraciones de niobio, titanio, vanadio, carbono y nitrógeno.
- El grado de deformación.
- El tiempo entre pases.
- La velocidad de deformación.
- La temperatura de deformación.

1.4.3.2 Laminado controlado por recrystalización

Este proceso es utilizado cuando se están produciendo secciones gruesas, ya que si se utilizara el laminado controlado convencional se tendrían que aumentar las cargas de separación, este proceso puede resultar en finos granos de ferrita del orden de 8 a 10 μm , al involucrar la recrystalización de austenita a temperaturas sucesivamente más bajas, pero aún por encima de los 900 °C. La recrystalización no debe de ser retardada para obtener éxito con este método, por lo tanto el vanadio es benéfico, ya que a esta temperatura no suprime la recrystalización, sin embargo, estos aceros requieren carbonitruros, tal como el nitruro de titanio, para retardar el crecimiento de grano después de la recrystalización⁽²⁾.

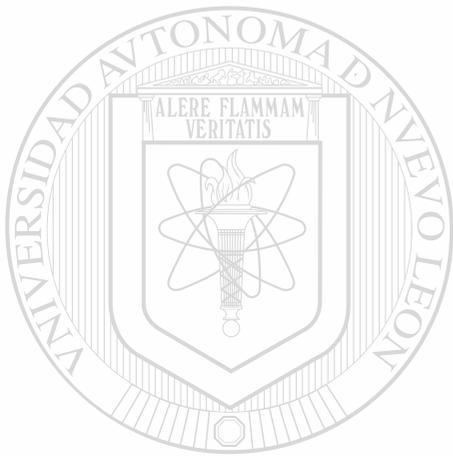
Durante este proceso de laminación controlada la recrystalización de la austenita es retardada en los últimos pases de laminación debido a las formaciones subestructurales en la austenita deformada que proporcionan los sitios de nucleación para la precipitación de carbonitruros logrando que los granos de austenita permanezcan aplanados al ser anclados por estos. Siendo así, el espesor de estos granos determina el tamaño de grano de la ferrita⁽⁸⁾.

1.4.3.3 Laminado controlado por recrystalización dinámica

Largos tiempos entre pases de laminación favorecen la recrystalización estática y la precipitación inducida por deformación, mientras que cortos tiempos entre pases favorecen la acumulación de deformación, llevando la iniciación de la recrystalización dinámica seguida de la recrystalización metadinámica. La acumulación de deformación toma lugar cuando el tiempo entre pases es muy corto como para permitir dicha recrystalización estática. Generalmente, tiempos entre pases de 15ms a 1s son insuficientes para que ocurra la recrystalización estática, especialmente a bajas temperaturas de acabado y cuando elementos de soluto como Nb están presentes. Bajo estas condiciones ocurre una acumulación de deformación es en el grano de austenita⁽⁹⁾.

La deformación crítica para la recrystalización dinámica depende de su razón de deformación⁽¹⁰⁾. En este proceso la recrystalización inicia durante la deformación y requiere reducciones considerables (del 100%, por ejemplo) para lograr un tamaño

de grano austenítico de 10 μm . con bajas temperaturas de acabado, la recristalización dinámica puede resultar con granos tan finos de 3 a 6 μm ⁽²⁾.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO II

PROCESO DE GALVANIZADO

2.1 Introducción

Las líneas de desarrollo tecnológico en la industria automotriz están caracterizadas por sus tendencias a larga vida, mejor rendimiento, reducción de peso, compatibilidad con el medio ambiente y seguridad⁽¹¹⁾.

Los recubrimientos de zinc y sus aleaciones son una de las más importantes técnicas de procesamiento comercialmente usadas para proteger componentes de acero expuesto al medio ambiente corrosivo. Desde un punto de vista tecnológico, los principios del galvanizado han permanecido sin cambio desde hace más de 200 años al ser introducido por Melouin y Sorel. Sin embargo, muchas mejoras y desarrollos han sido implementados para satisfacer las necesidades de la industria automotriz y de la construcción durante la última década en todos los aspectos del proceso de galvanizado y en nuevos tipos de recubrimientos de zinc⁽¹²⁾.

Los procesos de recubrimiento con zinc son variados (Figura 2.1) y su aplicación práctica también varía con ventajas y limitaciones, el presente Capítulo será enfocado al proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente de láminas, el cual presenta más complejidad que el de electrogalvanizado, pero tiene como ventaja un menor costo⁽¹³⁾.

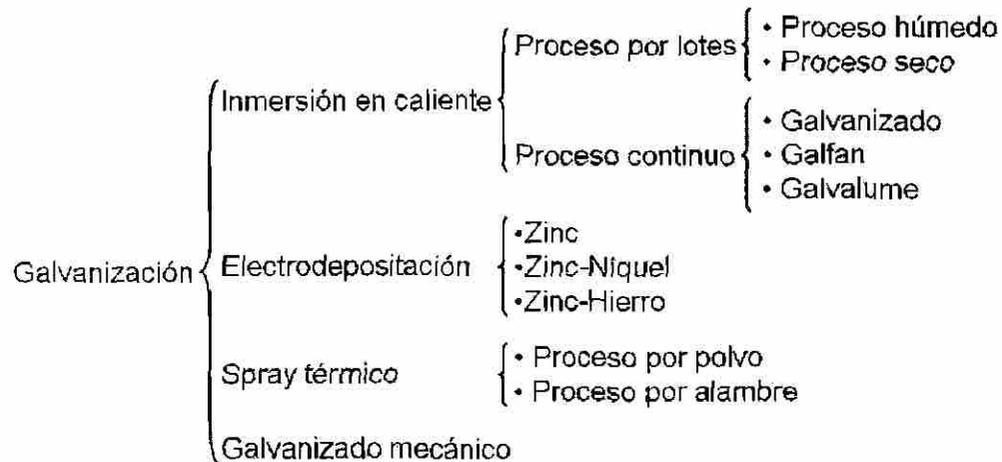


Figura 2.1. Procesos típicos de recubrimiento con zinc.

2.2 Proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente

El proceso continuo de galvanizado por inmersión en caliente es aplicado predominantemente a hojas de acero y a alambre en un procesamiento continuo altamente automatizado y mecanizado. Los dos procesos comercialmente usados en hojas de acero son el proceso Cook-Norteman el cual es llamado como método de línea fría ya que no cuenta con el paso de recocido; solo cuenta con precalentamiento a una temperatura de alrededor de 260°C antes de inmersión y es similar al proceso por lotes, y el proceso Sendzimir con el cual la mayor parte de los productos en hoja es procesada, es por eso que las líneas calientes superan por mucho el número de líneas frías⁽¹⁴⁾.

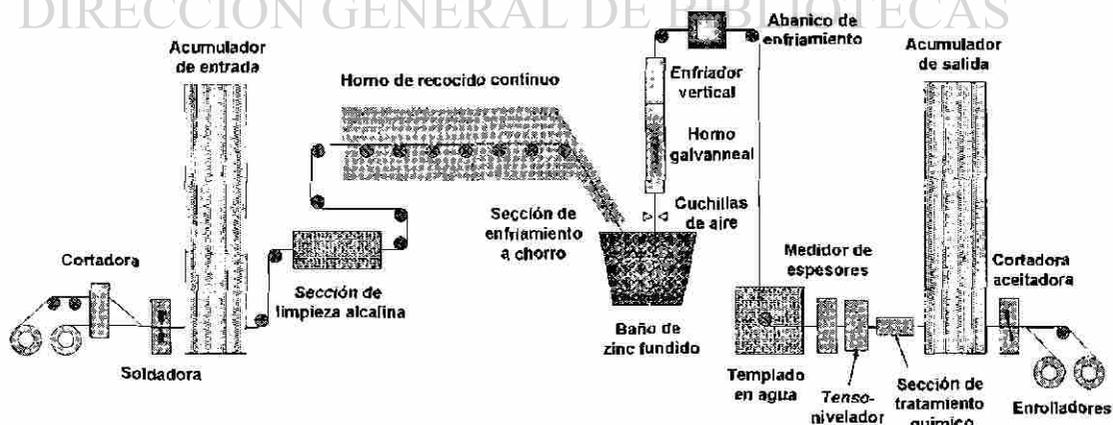


Figura 2.2. Esquema de una línea de galvanizado por inmersión en caliente.

2.2.1 Alimentación de acero

El acero de entrada es a menudo hoja de acero “full hard” proveniente directamente de un molino de reducción en frío. El molino de reducción en frío es utilizado para reducir el espesor de la lámina decapada fabricada en caliente al espesor deseado. El proceso en frío hace al acero muy duro y con formabilidad limitada. En espesores de hasta 4.30 mm de espesor la lámina de acero puede entrar en la línea directamente después del proceso en caliente y decapado. En cualquier caso la lámina es inicialmente desenrollada y soldada al extremo final del rollo al que precede en la línea de procesamiento, lo que permite continuidad en el proceso⁽¹⁵⁾. En este procedimiento se obtienen soldaduras confiables inclusive en aceros de alto C y Mn equivalente minimizando fracturas frágiles en las costuras de la soldadura en forma de martensita en el enfriamiento, así como granos alargados en la zona afectada térmicamente. Se pueden emplear además soldaduras de resistencia o láser en este procedimiento⁽¹⁶⁾.

2.2.2 Procesos de pre-limpieza y acondicionamiento de la lámina

Las imperfecciones en el sustrato de acero han mostrado ser la principal causa de defectos cosméticos en partes expuestas de láminas galvanizadas y son evitadas por medio de los procedimientos de limpieza a los cuales está sujeta la lámina antes de ser recubierta⁽¹⁶⁾. La lámina ya en la línea experimenta un tratamiento de pre-limpieza en el cual aceites, tierra liberada, carbón superficial y finos de hierro son removidos de la superficie del acero para mejorar la adherencia del recubrimiento y evitar que contaminantes entren al baño de metal fundido⁽¹²⁾.

Las líneas modernas utilizan un sistema de cepillado alcalino y una etapa de limpieza electrolítica, junto con las ventajas de un tratamiento de reducción por fuego directo. Una sección de spray alcalino y cepillado utiliza hidróxido de sodio en concentraciones que varían de 1.5 a 2.5% para remover contaminantes, lavando y cepillando la superficie del acero. Esta limpieza mejora la mojabilidad de la superficie del acero, reduce finos de hierro y evita que recoja escorias, además de permitir una composición estable en la paila de metal fundido.

Los factores que afectan la mojabilidad como tipo y densidad de cobertura de contaminantes, tamaño y química de óxidos, micro-topografía superficial del acero, tipo y tamaño de precipitados en la superficie del acero, así como la orientación de granos y fases en la superficie del acero siguen aún en investigación para su completo entendimiento⁽¹³⁾.

El cepillado se realiza en ocasiones con sistemas abrasivos impregnados de SiC y un cepillado adicional de enjuague que ha demostrado también ser efectivo, así como el monitoreo de la alcalinidad de la solución y el arrastre de tierras. Incluso con separación magnética, el reabastecimiento de la solución cada tres meses es requerido, para reemplazar aditivos agotados y evitar así la re-depositación de contaminantes en la lámina⁽¹⁶⁾.

Después de esto, una etapa de pre-limpieza electrolítica remueve contaminantes fuertemente adheridos a la superficie del acero, las unidades electrolíticas de alta densidad de corriente logran hasta tres veces menos residuos superficiales que los limpiadores de baja densidad de corriente⁽¹⁶⁾. La eficiencia en la limpieza es significativamente influenciada por la polaridad del proceso de limpieza electrolítico, en donde existe una gran diferencia dependiendo de si la lámina es polarizada ya sea anódica o catódicamente y se ha demostrado que la polarización anódica resulta más eficiente en la limpieza de la lámina, lo que también influye el tamaño de grano del recubrimiento⁽¹³⁾.

Las moléculas de hidrógeno y oxígeno son liberadas por medio de agua hidrolizada a la superficie de la lámina creando una acción burbujeante que remueve los contaminantes restantes de 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 de la lámina y prevenir oxidación⁽¹²⁾.

2.2.3 Proceso de limpieza

La lámina de acero entra a la sección de limpieza Sendzimir a una temperatura de 500 a 760°C en una atmósfera reductora de N₂/H₂, la cual reducirá los contaminantes orgánicos residuales y óxidos superficiales⁽¹²⁾.

2.2.3.1 Etapa de oxidación

La nueva superficie es oxidada espontáneamente a óxido de hierro e hidróxido de hierro, aquí la composición química en la atmósfera del horno de fuego directo (especies de O₂, CO₂ y H₂O) junto con el ciclo de temperaturas determinan la oxidación de la superficie de la lámina. El hidrógeno reacciona inmediatamente con el oxígeno formando vapor de agua, el H₂ tiene una afinidad más fuerte con el oxígeno que con el CO, por lo tanto primero se formara H₂O y el CO₂ será formado con el resto del oxígeno disponible.

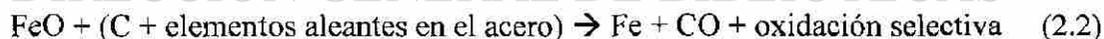
La cinética de oxidación es afectada por los elementos aleantes en los diferentes grados de acero. Si, Cr, P y Al segregan a la interfase óxido-acero durante el calentamiento, lo que reduce significativamente la difusión de hierro hacia la superficie y reduce la cinética de oxidación⁽¹⁷⁾.

2.2.3.2 Etapa de reducción

El óxido de hierro es reducido por hidrógeno en el horno de tubos radiantes de acuerdo a la reacción:



El contenido de hidrógeno en la atmósfera es un parámetro que puede ser modificado para mejorar la cinética de reducción, dado que ésta se reduce cuando aumenta el contenido de hidrógeno. Esta cinética es fuertemente afectada por la química del acero. La reacción de reducción que toma lugar en el horno de tubos radiantes es:



La oxidación superficial selectiva de elementos de aleación formadores de fuertes óxidos (Mn, Si, Al, V y Ti) ocurrirá en forma proporcional con su presencia en la lámina, estos óxidos no forman una capa continua en la superficie sino que están presentes en forma de islas. Esta distribución no uniforme es debida a la disponibilidad de los caminos de difusión para estos elementos en forma de fronteras de grano y subgrano, que son los más favorecidos para presentar oxidación de estos elementos.

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

En algunas ocasiones se utiliza un recubrimiento previo, aplicando una delgada capa metálica de Fe de 1 μm o menor, a la superficie de acero para así evitar la oxidación selectiva externa, sin embargo este procedimiento no resulta económico de producir^(13, 17).

El proceso de oxidación-reducción permite transformar la oxidación superficial selectiva en oxidación interna, lo cual mejora la reactividad durante la inmersión en caliente y la mojabilidad de la lámina⁽¹⁷⁾.

2.2.3.3 Método de limpieza por fundentes

Existe otro método común que provee una superficie limpia libre de óxidos al baño de galvanizado, que es el uso de fundentes químicos, el cual es un método aceptable para obtener buena adhesión del recubrimiento. En este proceso, en lugar de la limpieza por hidrógeno, se utilizan químicos para disolver cualquier vestigio de óxido presente, removiéndolo de la superficie de la lámina. Estos químicos son los fundentes, el más común en uso comercial es el cloruro de amonio de zinc. Estas soluciones contienen agentes de empape, agentes anti-espuma y otras adiciones de ajuste de viscosidad. Sin embargo, como el fundente es un químico inorgánico de bajo punto de fusión, el acero no puede ser calentado a altas temperaturas antes de su inmersión, lo que significa que la lámina entra al baño a una temperatura inferior a la del zinc fundido, ocasionando una baja eficiencia en el proceso. Aunque también pueden ser utilizados fundentes de sales líquidas flotando en el baño de galvanizado, o en algunos casos ambos, esto puede ocasionar la formación de humos o cenizas del fundente⁽²⁴⁾.

2.2.4 Sección de recocido

Después de la limpieza, la lámina entra en las zonas de calentamiento y sostenimiento del horno donde es recocida por encima de la temperatura de recristalización, en exceso de 700°C, sin embargo esta temperatura dependerá de la cinética de recristalización del acero empleado para ser recubierto. Con altas velocidades de línea, las temperaturas de recocido tendrán que ser más altas para producir la misma cantidad de recristalización. Como resultado, en esta etapa la lámina es calentada lo suficiente como para entrar en el baño sin afectar su temperatura⁽¹²⁾.

La lámina pasa a través de una sección de chorro de gas capaz de enfriar la lámina a razón de 50°C/s hasta 460°C a la salida del horno y así evitar su re-oxidación antes del recubrimiento por inmersión en el baño de zinc fundido⁽¹²⁾. Se utiliza un conducto calentado y aislado, aunado con la utilización de gas HNx precalentado a la temperatura de la lámina que impide la condensación de polvos o cenizas de zinc en esta sección⁽¹⁶⁾.

2.2.5 Recubrimiento por inmersión

La lámina pasa por un rodillo sumergido en el baño de galvanizado y sale de este en una dirección vertical. El tiempo de inmersión en algunos casos puede ser tan breve como un segundo, sin embargo es suficiente para que la lámina de acero reaccione metalúrgicamente con el zinc fundido para formar el recubrimiento.

2.2.5.1 Adiciones de aleantes al baño

Diversos elementos de aleación se agregan al zinc fundido para diferentes propósitos. Al es agregado al baño para controlar la cinética de reacción entre el Zn fundido y el sustrato del acero, además de que mejora la apariencia y la resistencia a la corrosión, Ni es una adición importante al baño en galvanizado en general para controlar el problema de reactividad inducido por el Si y P contenidos en el acero de trabajo. Ti tiene un fuerte efecto en controlar la reactividad del Si⁽¹⁸⁾.

Los elementos de aleación existen en el baño en dos formas en solución líquida y en partículas intermetálicas sólidas formadas en el baño⁽¹⁸⁾. Pb es frecuentemente agregado ya que es capaz de reducir la tensión superficial por más de 40% y así mejorar la fluidez del Zn fundido^(14, 18).

El efecto de estos aleantes en la solubilidad del Fe tiene implicaciones prácticas en el proceso de galvanizado. La adición de Ni al baño frecuentemente induce a un nuevo tipo de defecto, que es el atrapamiento de las partículas de escorias flotantes en el recubrimiento, además de que la solubilidad del Fe decrece con el aumento en el contenido de Ni en el Zn fundido⁽¹⁸⁾.

2.2.5.2 Influencia de aleantes en las características de los granos de zinc

Cuando el recubrimiento de zinc en la hoja de acero solidifica, cristales de tipo dendrítico se forman y crecen alrededor de un núcleo de Zn solidificado. En algunos casos esto resulta en un patrón de “flores” en la superficie de la hoja galvanizada. Dependiendo de su uso, este patrón de flores es considerado deseable, tal como materiales de construcción, que contribuyen a la estética de su superficie. Contrariamente, cuando una hoja es usada en un panel automotriz, un material con flor mínima o finos tamaños de flor es necesario debido a que las irregularidades superficiales y diferencias en la orientación cristalográfica merman la apariencia después de pintado. Es sabido que el tamaño de las flores es influenciado por los contenidos de Pb y Sb en el baño de Zn y por la rapidez de solidificación de la capa de recubrimiento. Este efecto es explicado de la siguiente manera. El Pb y Sb funden en el baño de Zinc pero tienen baja solubilidad en el Zn sólido; por esta razón son desechados de la capa de zinc mientras solidifica como recubrimiento, esto reduce el punto de solidificación de las partes aún sin solidificar. La razón de solidificación influencia la morfología de las flores debido a que la razón de crecimiento de núcleos de cristales solidificados se incrementa con altas tasas de solidificación⁽¹⁹⁾. Estaño y antimonio también incrementan el efecto de flores bien definidas⁽¹⁴⁾.

2.2.5.3 Formación de escoria

La escoria es formada por reacciones entre el Fe, el cual escapa de la lámina de acero hacia el baño de zinc, el Al y Zn en la paila, y es categorizada ya sea como un compuesto intermetálico de Fe-Al o Fe-Zn⁽¹⁹⁾. La escoria tiende a causar problemas y formarse en la paila de zinc cuando Al y Fe están presentes en el baño en concentraciones por encima de los límites de solubilidad. Específicamente, los compuestos intermetálicos problemáticos han sido identificados como $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ por encima o flotando y escorias de fase δ (FeZn_7) saturada en el fondo^(12, 19).

La generación de partículas de escoria y su movimiento está directamente relacionado con las variaciones locales en la temperatura y el flujo, así como insuficiente uniformidad en la homogeneidad química del baño de zinc, estas variaciones son indicadores de la tendencia a formar partículas de escoria. Dado que las solubilidades del Al y del Fe en el baño son muy sensibles a la temperatura, las regiones más frías tenderán a precipitar partículas de Fe_2Al_5 o FeZn_7 dependiendo de los niveles de concentración del Al y Fe. Incluso si la química del baño de zinc es mantenida, la cristalización de escorias es inevitable^(12,20).

La limpieza del baño de galvanizado depende en gran medida de la química del baño, la fluctuación de temperaturas así como variables de operación específicas como la adición de lingotes, procedimientos de remoción de escoria flotante, velocidad de la línea y características del acero, así como los periodos de transición entre diferentes tipos de operación, especialmente en pailas de gran tamaño⁽²¹⁾.

El número y tamaño de las partículas de escoria se incrementa con el decremento de la temperatura del baño y un incremento en su contenido de aluminio. Al momento de la adición de lingotes se presentan estas dos condiciones y las partículas de escoria tenderán a formarse y a aglomerarse en las regiones que rodean al lingote que se está fundiendo y tenderán a disolverse si entran en las regiones más calientes de la pila. Estas partículas son intermetálicos ternarios^(20, 21).

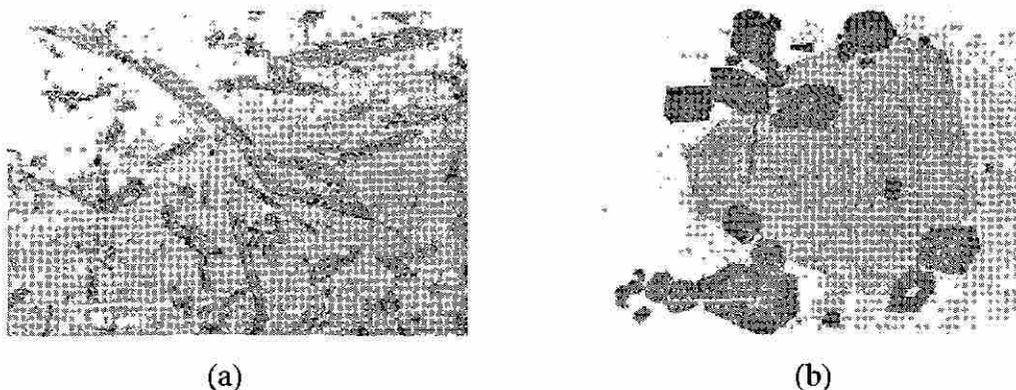


Figura 2.3. Partículas intermetálicas típicas del sistema de aleación Zn-Al-Fe (a) partículas fase ζ (b) partículas coexistentes de fases FeZn_7 (δ , gris claro) y Fe_2Al_5 (η , gris oscuro)⁽¹⁸⁾.

Cuando lámina galvanizada y termogalvanizada se producen usando la misma paila, la química del baño cambia rápidamente durante las transiciones de productos de uno a otro proceso^(19, 22).

El levantamiento de escoria es a menudo citado como la mayor causa de defectos del recubrimiento durante estas transiciones, esto es debido a que la escoria acumulada en el fondo se transforma en escoria flotante y asciende a la superficie del baño⁽²²⁾. El contenido de Al incrementa rápidamente durante esta transición y dado que la solubilidad del Fe decrece ligeramente con el incremento del contenido de Al en las regiones donde ζ (FeZn_{13}) o δ (FeZn_7) son los compuestos en equilibrio y rápidamente en donde la fase η ($\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$) es el compuesto de equilibrio, da como resultado un gran número de pequeñas partículas de escoria. De aquí, una gran cantidad de escoria flotante es formada por la reacción^(18, 19):



El acarreamiento o levantamiento de la escoria flotante por la superficie de la hoja ocurre cuando la fluidez del Zn se reduce, lo cual causa defectos superficiales⁽²²⁾.

La cantidad y tamaño de estas partículas depende de la cantidad y tamaño de partículas de escoria en el fondo, de la adición de Al y del control de la temperatura

durante esta transición, es por esto que las grandes partículas de escoria en la superficie no se forman por su crecimiento, sino por la transformación de grandes partículas del fondo. Las partículas significativamente más grandes que el espesor del recubrimiento caen junto con el flujo descendiente a la salida del baño antes de que se aproximen a las cuchillas de aire⁽²²⁾.

2.2.6 Control del espesor del recubrimiento

Cuando la lámina sale de la paila arrastra un exceso de Zn, el espesor de la película de metal líquido es controlado por medio de unas cuchillas de aire que proporcionan aire o nitrógeno a chorro por encima de la paila de Zn removiendo el exceso de metal del recubrimiento^(12, 19, 25).

La estructura del recubrimiento y su espesor dependen de la composición y condición física del acero que está siendo tratado. Los recubrimientos más pesados se depositan en láminas de superficies más rugosas y de granos grandes como los producidos por laminación en caliente⁽¹⁴⁾.

El espesor total del recubrimiento varía de acuerdo al tiempo de inmersión y la velocidad con que sale del baño, así como de la presión, altura de la boquilla, su distancia a la lámina, la apertura y perfil de la boquilla⁽²³⁾. La razón de enfriamiento de la lámina después de ser retirada del baño es otro factor a considerar. La temperatura del baño tiene un pequeño efecto en la naturaleza del recubrimiento dentro del intervalo de 430-470°C. Todos estos factores a menudo son utilizados para predecir dicho espesor en base a modelos con retroalimentación de la línea en tiempo real⁽¹⁴⁾.

Las cuchillas de aire a chorro afectan el espesor del recubrimiento a través de la presión de aire y distribución de esfuerzos de corte en la lámina. El peso del recubrimiento aumenta conforme la distancia de la boquilla a la lámina aumenta, de acuerdo al aumento en la posición vertical de la boquilla y conforme la presión disminuye, como se muestra en la Figura 2.5⁽²³⁾.

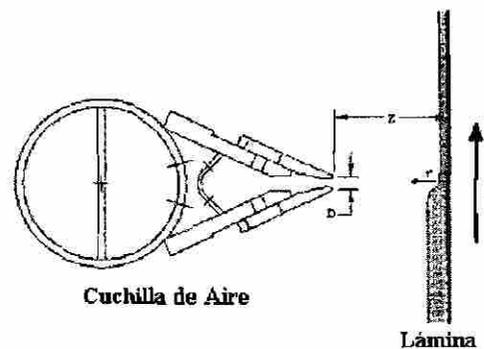


Figura 2.4. Diagrama esquemático del control del espesor del recubrimiento por medio del empleo de cuchillas de aire⁽²³⁾.

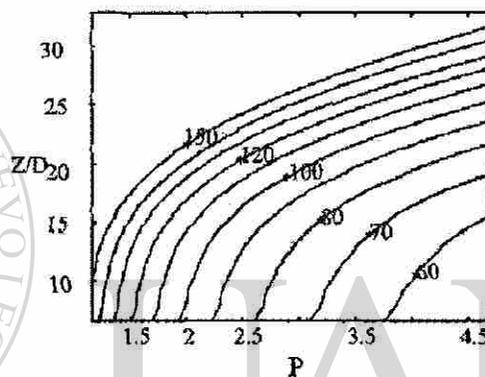


Figura 2.5. Mapas del perfil del peso del recubrimiento para una velocidad de la línea de 1.6 m/s, peso del recubrimiento en g/m^2 , presiones en psi⁽²³⁾.

En este proceso, el flujo de gas a chorro puede causar que la lámina de acero vibre y la capa de Zn líquido en la capa del recubrimiento sea irregular. Como resultado, un patrón en forma ondulada, llamado patrón de arrugas, ocurre frecuentemente. En particular este patrón de arrugas debe de ser prevenido en materiales que serán usados en paneles exteriores de automóviles porque deteriora las propiedades superficiales de la película de pintura y, específicamente, lo liso de la lámina a ser pintada. Sin embargo el control de las condiciones de enjuague previene en los casos que esto ocurra⁽¹⁹⁾.

2.2.7 Tratamientos posteriores

Después de que la lámina pasa por las cuchillas de aire que controlan el espesor de Zn, el recubrimiento se enfría para permitir que el metal solidifique en la superficie del acero. La solidificación tiene que concluir antes de que la lámina toque cualquier otro rodillo para evitar la transferencia del recubrimiento al rodillo. Por lo tanto, estas líneas de procesamiento usualmente tienen una alta torre de enfriamiento por encima del baño de galvanizado⁽¹⁵⁾. Sistemas de enfriamiento acelerado son usados cada vez más, el objetivo es solidificar el Zn fundido después del flujo de aire tan rápido como sea posible para mejorar la superficie del Zn y la calidad del recubrimiento⁽¹³⁾.

La lámina se sumerge en agua al salir de la torre de enfriamiento. Pasos subsecuentes de procesamiento y acabado como tensonivelado, laminación superficial, cromado y aceitado, además de corte completan el proceso de manufactura, esto significa que la lámina pasa a través de^(12, 15):

- Un molino de laminación superficial que imparte el acabado superficial deseado a la lámina.
- Un tensonivelador para impartir los requerimientos de planeza que tiene que cumplir la lámina para su uso.
- Una sección de pasivado para aplicar un tratamiento base agua al recubrimiento para prevenir manchas de almacenamiento en el recubrimiento en presencia de humedad.
- Una sección de aceitado usada a menudo para aplicar aceite inhibidor de la corrosión, en ocasiones se aplica aceite para formado.
- Una sección de rebobinado del rollo terminado de acero.

A la salida de la línea de galvanizado la lámina recubierta posee⁽¹⁵⁾:

- La resistencia y formabilidad deseada,
- un recubrimiento adherente y resistente a la corrosión,
- el acabado superficial deseado,
- un alto nivel de planeza,

- un tratamiento químico o de aceite para ayudar a prevenir la degradación de la apariencia de la hoja recubierta

El tipo más común de tratamiento de pasivación es el recubrimiento de cromato base agua. Este es aplicado por el rociado de una solución base agua en la superficie, o sumergiendo la hoja en un baño líquido conteniendo la solución, el exceso es limpiado por rodillos limpiadores para posteriormente ser secada en línea. Además del uso de tratamientos de pasivación química de cromatos, existen otros tipos de tratamientos, los más comunes son los aceites inhibidores de la corrosión, los cuales contienen químicos de pasivación. Estos aceites no son aplicados con la intención de proveer buena lubricación para aplicaciones como el embutido profundo, sin embargo pueden ayudar en algunas operaciones de formado⁽²⁶⁾.

La rugosidad de la lámina tiene una gran influencia en la formabilidad por prensado. La transferencia de rugosidad en el laminado superficial es influenciada principalmente por la rugosidad o topografía de la superficie de Zn a la entrada, el diámetro de los rodillos de trabajo, la topografía de los rodillos de trabajo (rugosidad, textura, como función del tiempo), el tipo de paso (seco, húmedo, lubricación, etc.), la fuerza y la tensión en el laminado^(13, 19).

Algunas líneas cuentan con hornos infrarrojos para la aplicación en línea de polímeros de altas temperaturas de curado (arriba de 120°C), tal como primarios automotrices. Las líneas para aplicaciones automotrices utilizan rodillos recubridores para aplicar pre-fosfatizado y cromatizado seco en línea⁽¹⁶⁾. Sin embargo, no todas las líneas de recubrimiento por inmersión en caliente tienen todas las etapas de procesamiento mencionadas ya que dependiendo de la aplicación del producto pueden ser innecesarias o incluso indeseadas⁽¹⁵⁾.

2.2.7.1 Fosfatizado

Es difícil lograr una buena adhesión entre una capa de pintura y una hoja recién galvanizada. Por esta razón se acostumbra aplicar algún tipo de capa intermedia con la cual se logre un desempeño de larga duración. El tratamiento más común aplicado para desarrollar una mejor unión entre la pintura y el recubrimiento galvanizado o de termogalvanizado en hojas de acero es el fosfato de zinc⁽²⁷⁾.

El proceso de fosfatizado involucra varios pasos, el primero de ellos es el desengrase que puede involucrar la limpieza con soluciones alcalinas o con el uso de solventes, en su etapa de acondicionamiento se aplica fosfato de Ti para preparar la superficie, lo cual ayuda en el desarrollo de un recubrimiento de fosfatizado más uniforme con pequeños cristales de fosfato de Zn de tamaño inferior al micrométrico que actúan como nucleantes para el crecimiento de cristales de fosfato de Zn en la lámina galvanizada. El recubrimiento de fosfatizado se aplica por inmersión o rociado de una solución ácida de fosfato de zinc conteniendo iones de fosfato, durante ese tiempo la solución disuelve una pequeña cantidad del galvanizado lo que resulta en la precipitación y depositación de cristales insolubles de fosfato de zinc en la superficie de galvanizado que terminara siendo una capa continua y relativamente gruesa que luego es enjuagada⁽²⁷⁾.

El fosfato de Zn terciario cristaliza en el sistema ortorrómbico $Zn_3(PO_4)_2 \cdot 4H_2O$. El ión de Zn presente se origina parcialmente por el ataque de ácido. Soluciones comerciales contienen adiciones de iones de Ni, Fe o Mn los cuales regulan la nucleación y crecimiento de los cristales⁽²⁸⁾.

2.3 Sistema binario de aleación Fe-Zn

Un entendimiento de los recubrimientos de zinc por inmersión en caliente requiere el conocimiento esencial del sistema binario Fe-Zn, para determinar el equilibrio fundamental a ser esperado bajo condiciones normales. La reacción entre Fe puro y Zn es importante para el entendimiento de la unión entre el recubrimiento y el sustrato⁽³¹⁾.

El sistema Fe-Zn ha sido el tema de numerosos artículos de revisión. El diagrama de fases ha sido modificado varias veces, especialmente la parte rica en Zn, desde que éste fue presentado en 1938 y está aún abierto a experimentación. Las fases encontradas en el actual diagrama están esquematizadas en la Tabla 2.1. Como se puede ver en la Figura 2.6, α es una solución sólida de zinc en hierro, mientras que η es una solución sólida con solubilidad limitada de Fe en Zn. Entre estas soluciones sólidas terminales hay varios compuestos intermetálicos que varían con el incremento de Fe desde ζ , δ , Γ_1 y Γ ⁽³¹⁾. Estos intermetálicos son frágiles y duros haciendo al material no apto para el conformado ⁽³⁰⁾. En hojas de acero galvanizado con buena adhesión del recubrimiento y buenas propiedades de formado, el espesor de las capas intermetálicas debe de ser controlada por debajo del 20% del espesor total del recubrimiento ⁽¹⁴⁾.

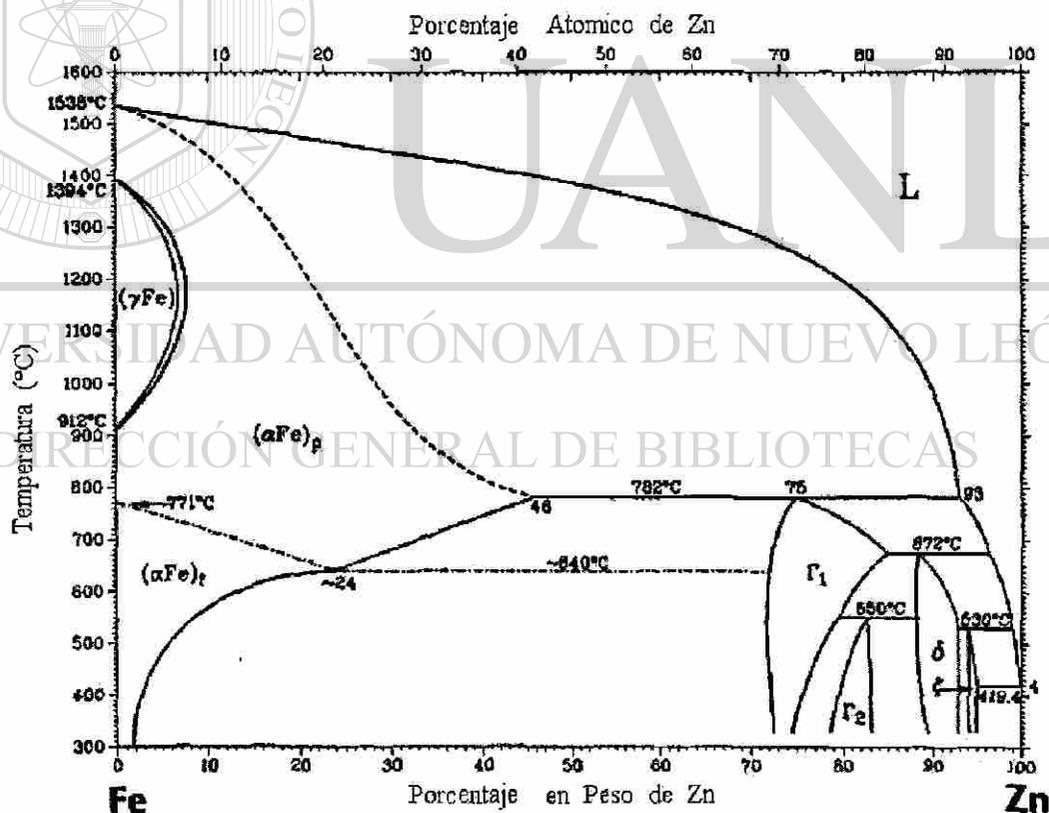


Figura 2.6. Diagrama de fase de equilibrio Fe-Zn ⁽¹²⁾.

Fases	Formula	Estructura cristalina	VHN (25mg)
η	Zn(Fe)	HCP	52
ζ	FeZn ₁₃	Monoclínica	208
δ	FeZn ₇	Hexagonal	358
Γ_1	Fe ₅ Zn ₂₁	FCC	505
Γ	Fe ₃ Zn ₁₀	BCC	326
α	Fe(Zn)	BCC	104

Tabla 2.1. Características de fases Fe-Zn⁽³¹⁾.

A continuación se presenta una breve descripción de cada una de las fases intermetálicas Fe-Zn que se encuentran en los recubrimientos galvanizados por inmersión en caliente en orden de incremento en el contenido de Fe⁽¹²⁾.

Fase ζ (FeZn₁₃), tiene un contenido de hierro aproximadamente del 5-6% en peso. Es formada de la reacción peritética entre la fase δ y el Zn líquido a $530 \pm 10^\circ\text{C}$. En estudios de difusión controlada en ausencia de Al se encontró que la fase ζ se formaba entre la fase de Zn libre 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. El icosaedro se une para formar cadenas y las cadenas se empaquetan en un arreglo hexagonal⁽¹²⁾.

La fase δ (FeZn₁₀) tiene un rango de composición de Fe de 7.0-11.5% en peso y una celda unitaria hexagonal. Es formada por otra reacción peritética, Γ y líquido, a 665°C . Anteriormente la fase δ había sido dividida en dos zonas de diferente morfología. La parte rica en Zn con una apariencia columnar, llamada δ_{1p} (palisade), la cual se encontró en inmersiones de largo tiempo y alta temperatura y una parte rica en Fe con una apariencia más compacta, llamada δ_{1k} (adherente o compacta). La fase δ no puede ser dividida en dos diferentes fases debido a que los patrones de difracción de rayos X de ambas estructuras son idénticos, mostrando la misma

cristalografía y el parámetro de red varía continuamente sobre todo el rango de concentraciones de la fase δ . Para inmersiones de corto tiempo encontradas en galvanizado, sólo una morfología de fase δ ha sido reportada^(12, 31).

La fase Γ_1 ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$) tiene una estructura de red cúbica centrada en las caras con una composición de Fe de 17-19.5% en peso a 450°C. Es formada como resultado 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 capa sin interrupciones entre las capas de Γ y δ y puede ser producida por calentamiento a bajas temperaturas a largos periodos de tiempo. La fase Γ_1 tiene los valores reportados de microdureza más altos⁽¹²⁾.

La fase Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) presenta una estructura cúbica centrada en el cuerpo y su rango de composición de Fe de 23.5-28.0% en peso a 450°C. Es formada como resultado de una reacción peritética a 782°C entre el Fe α y el Zn líquido y exhibe una solubilidad máxima de Fe en Zn a la temperatura peritética de la fase δ de 665°C⁽¹²⁾.

2.4 Microestructura y morfología de fases Fe-Zn

Cuando el acero es inmerso en el Zn fundido a las temperaturas típicas de galvanizado (450-490°C), el recubrimiento de Zn puro está metalúrgicamente unido a la hoja de acero por una serie de capas intermetálicas de aleación Fe-Zn en la interfase entre el acero y el Zn. La calidad y aplicación del recubrimiento depende de las propiedades de las capas intermetálicas formadas^(14, 30, 31). De acuerdo al diagrama de fases Fe-Zn se propone que las siguientes fases deben de ser formadas: hierro α saturado de Zn, capa de fase Γ , capa de fase Γ_1 , capa de fase δ , capa de fase ζ y una capa de fase η . Comenzando desde el acero base, cada capa sucesiva contiene una proporción más alta de Zn hasta llegar a la capa exterior, la cual es prácticamente Zn puro. Por lo tanto, no hay una línea real de demarcación entre el acero y el Zn, en lugar de esto hay una transición gradual a través de una serie de intermetálicos Fe-Zn⁽¹⁴⁾. De todas formas, la formación secuencial de las fases de Fe-Zn ocurre inicialmente en la interfase con la capa de fase ζ , seguida por la capa de fase δ , y

después de un periodo de incubación, la capa de fase Γ , como se puede apreciar en la Figura 2.7. La fase gama es tan pequeña que se considera estar contenida junto con la fase Γ_1 ⁽¹²⁾.

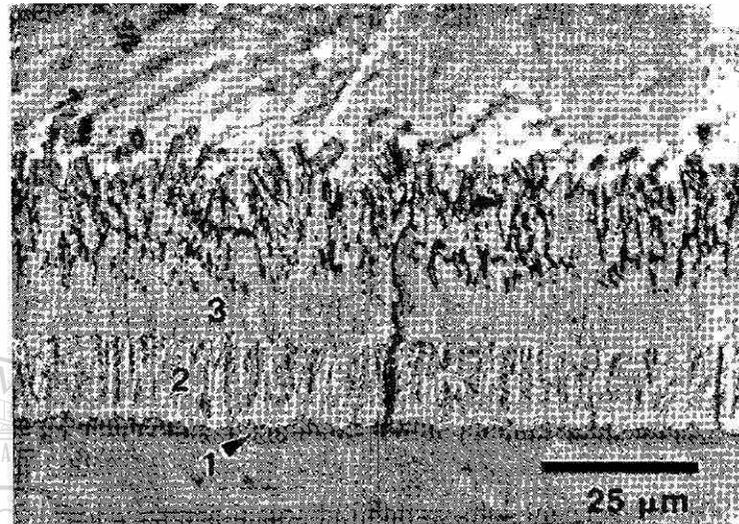


Figura 2.7. Microestructura de un recubrimiento de Zn puro formado después de 300s de inmersión a 450°C en un sustrato de acero de bajo carbono. (1) Fase Γ , (2) fase δ , (3) fase ζ ⁽¹²⁾.

Una morfología típica de un recubrimiento por inmersión en caliente de zinc puro se muestra en la Figura 2.7. Las fases gama ($\Gamma + \Gamma_1$) aparecen como una delgada capa con una interfase planar entre el sustrato de acero y la capa de fase δ (1). La fase δ (2) tiene una morfología columnar como resultado del crecimiento preferencial perpendicular a la interfase en una dirección a lo largo del plano basal (0001) de la estructura hexagonal. Después de un tiempo se forman grietas a lo largo de este plano basal de la capa de fase δ que se pueden extender hasta la capa de fase ζ por encima y hasta la capa de fase Γ ($\Gamma + \Gamma_1$) por debajo de esta. La fase ζ (3) tiene dos capas dependiendo en la supersaturación de Fe en estado líquido. Adyacente a la capa de fase δ , la fase ζ crece en una morfología columnar que es supersaturada en Fe. El crecimiento continuo de estos cristales ocurre en vez de la formación de nuevos cristales de fase ζ . De todas formas, si el Zn líquido está supersaturado con Fe y existe suficiente nucleación de nuevos cristales, numerosos y pequeños cristales de ζ

pueden formarse, los cuales están separados unos de otros por la fase solidificada de $\eta^{(12)}$.

2.5 Función del aluminio en el galvanizado

Desafortunadamente, las aleaciones galvanizadas con Zn puro exhiben una ductilidad muy pobre, esto es, son muy duras y frágiles. Este comportamiento limita la capacidad del acero a ser formado. Sin embargo, desde hace más de 50 años fue descubierto que la adición de una pequeña cantidad de Al al baño de recubrimiento mejoraba la formabilidad del acero recubierto, sin embargo, no había sido completamente entendido⁽³²⁾. Hoy en día no existe duda de la existencia de una delgada capa de inhibición de entre 0.1 a 0.3 μm entre el acero y el recubrimiento de Zn, conteniendo hasta el 50% y más del total del Al en el recubrimiento⁽³³⁾.

2.5.1 Reacciones interfaciales

Para predecir y controlar la microestructura de los recubrimientos galvanizados es necesario conocer las reacciones de fase que tienen lugar en la interfase entre el Zn líquido y el substrato de acero. Por las adiciones de Al y substratos que deliberadamente contienen adiciones de elementos solutos para mejorar las propiedades del mismo. Estas complicaciones en los mecanismos gobernantes han sido asociadas a tres factores principales⁽¹²⁾:

- Algunas reacciones ocurren al mismo tiempo, incluyendo (1) el empape del substrato sólido por el zinc líquido, (2) la disolución del acero por el Zn, (3) la solidificación isotérmica de los compuestos intermetálicos de Fe-Al-Zn, (4) transformaciones de fase difusionales y (5) la solidificación de la aleación de Zn líquido.
- La velocidad de las reacciones es muy rápida y en algunos casos toma lugar en menos de un segundo.
- El frente de transformación a menudo se torna inestable y por lo tanto no es gobernado por la termodinámica de equilibrio simple.

2.5.2 Adiciones de aluminio

Bajas adiciones de Al al baño de Zn son deliberadamente agregadas para (1) mejorar el lustre o reflectividad del recubrimiento, (2) reducir la oxidación del baño de Zn y (3) para obtener un recubrimiento dúctil al suprimir la formación de fases frágiles de Fe-Zn. En la práctica, 0.1-0.3% de Al en peso es agregado al baño de galvanizado para inhibir la formación de compuestos intermetálicos Fe-Zn⁽¹²⁾. Su uso es principalmente para mejorar la capacidad del usuario para formar el producto y mantener una buena adhesión del recubrimiento durante las operaciones de formado⁽³²⁾.

La adición del Al al baño de recubrimiento de Zn hace que la capa de aleación sea muy delgada en comparación con aquella formada en baños libres de Al, ver Figura 2.8. El Al actúa como inhibidor que disminuye significativamente la razón de reacción entre el Fe y Zn. Con esta capa de aleación más delgada se obtiene una excelente mojabilidad y por lo tanto un mejor recubrimiento que permite la formabilidad del producto evitando la pérdida de adhesión^(14, 30, 32, 34).

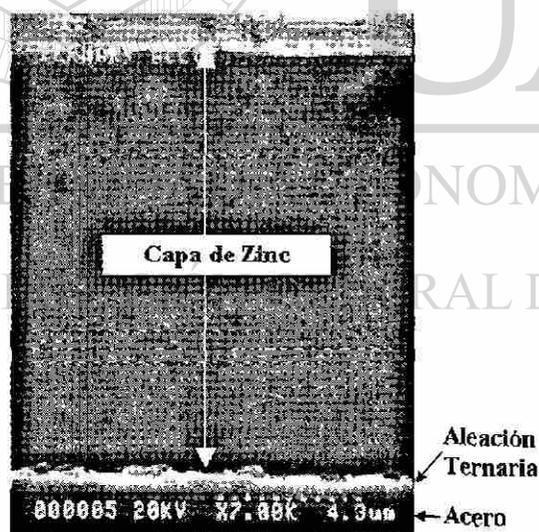


Figura 2.8. Sección transversal de un recubrimiento galvanizado a partir de un baño con contenido de aluminio⁽³²⁾.

La inhibición es transitoria, y resulta en un periodo de incubación que puede incrementar con (1) un incremento en el contenido de Al en el baño, (2) el uso de bajas temperaturas, (3) reducción en el contenido de Fe en el baño, (4) incremento en la agitación, (5) incremento de la presencia de Si en el acero, y (6) disminución de la

rugosidad de la superficie^(12, 31). La formación de una capa de inhibición en aceros con contenido de Si puede ser obstruida por la presencia de este elemento en óxidos, tal como Mn_2SiO_4 en la superficie. Estos óxidos son generados durante el recocido y previenen la reacción del Fe de la hoja de acero con el Al contenido en el baño de Zn⁽³⁴⁾.

2.5.3 Inhibición de las reacciones Fe-Zn

La inhibición temporal de la formación de compuestos de Fe-Zn puede ser un resultado del desarrollo de una capa continua del compuesto que está en equilibrio en el baño de Zn. Dependiendo del contenido de Al en el baño de Zn, esto puede llevar a la formación de capas de fase ζ , δ , o Fe_2Al_5 , Figura 2.9. La capa de fase ζ es capaz de crecer epitaxialmente en el sustrato a una tasa extremadamente alta, pero la fase ζ estará fuera de equilibrio con el sustrato de hierro α , de acuerdo con el diagrama de fases ternario de equilibrio Zn-Fe-Al, Figura 2.10. Por lo tanto, el equilibrio de las interfases solamente será alcanzado una vez que todos los intermetálicos de Fe-Zn hayan aparecido. La fase δ , de acuerdo con el diagrama de fases, estará en equilibrio termodinámico con el sustrato de hierro α , así como lo estará con una capa de fase Fe_2Al_5 . El origen de la capa de inhibición dependerá de la concentración de Al en el baño, por lo tanto se puede observar que el máximo contenido de Al necesario para el efecto completo de inhibición por $Fe_2Al_5Zn_x$ es aproximadamente de 0.15% en peso de Al a 450°C, que es ligeramente más elevado que la concentración correspondiente al cambio sobre la fase δ a $Fe_2Al_5Zn_x$ siendo la fase termodinámicamente estable⁽¹²⁾. Esta capa de aleación es extremadamente delgada y retarda la reacción Fe-Zn⁽³²⁾.

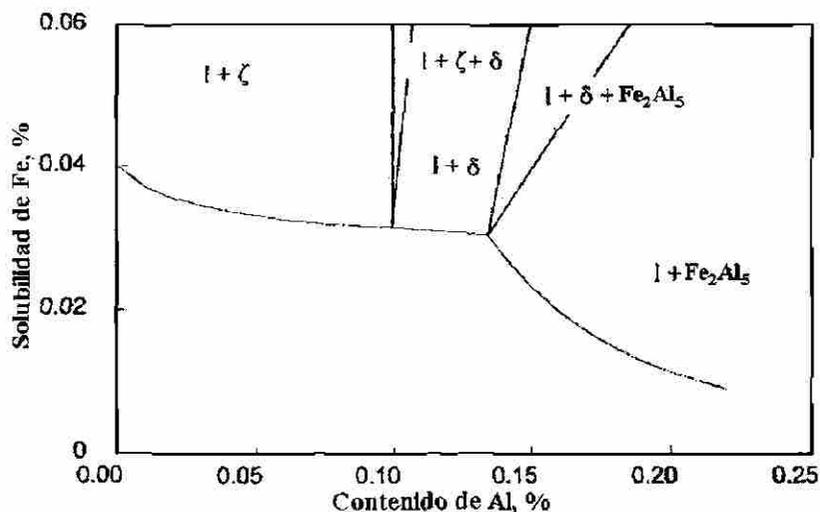
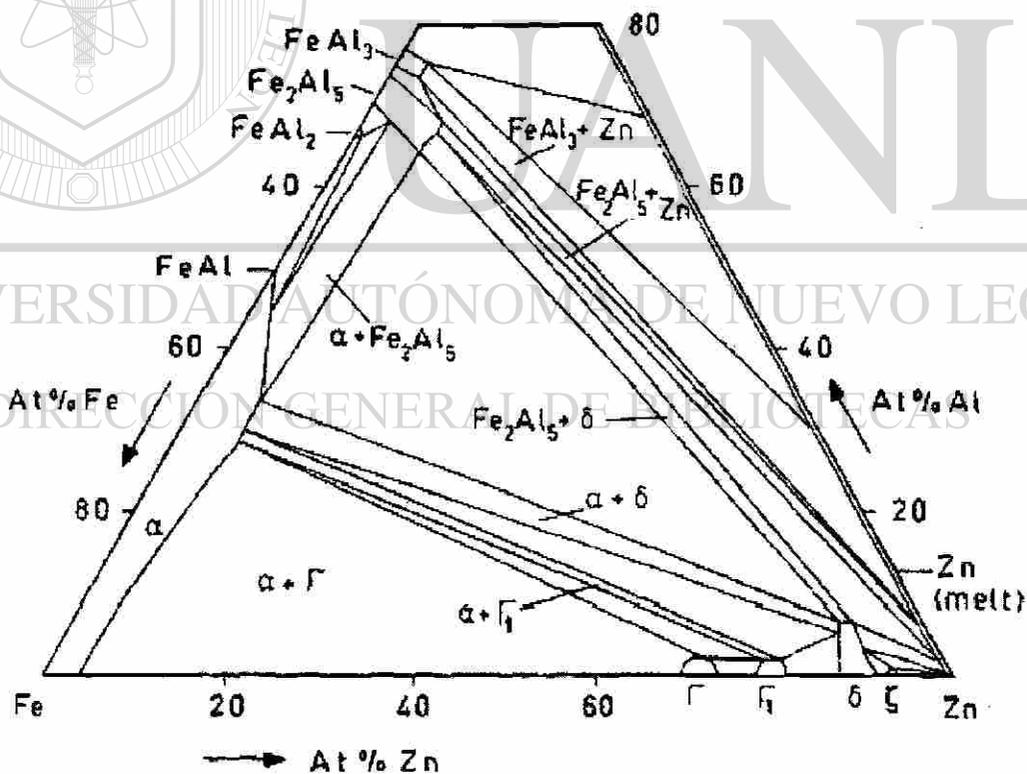


Figura 2.9. Frontera líquido-fases en la esquina de un sistema ternario Fe-Al-Zn a 460°C. Consistente de tres segmentos dictados por el equilibrio entre el líquido y las fases de ζ , δ y Fe_2Al_5 (η)⁽¹⁸⁾.



(a)

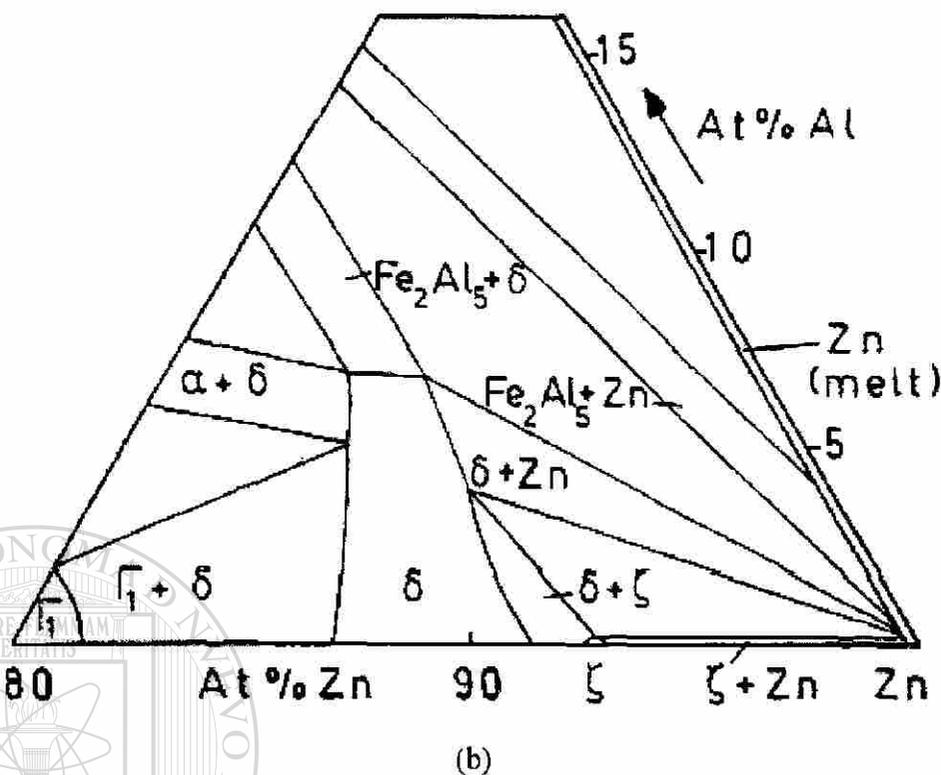


Figura 2.10. Diagrama de fase isotérmico Fe-Al-Zn a 450°C, (a) sección completa, (b) esquina rica en Zn⁽¹²⁾.

La Tabla 2.2 resume las microestructuras del recubrimiento encontradas en el galvanizado continuo basadas en el contenido de Al, e indica que sólo la fase $Fe_2Al_5Zn_x$ es capaz de inhibir la formación de los compuestos intermetálicos de Fe-Zn⁽¹²⁾.

Contenido de Al (%)	Compuesto de equilibrio	Intermetálicos en el recubrimiento	Características de capa de aleación	Tasa de nucleación (núcleos/s)	Tasa de crecimiento ($\mu\text{m/s}$)
< 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
0.135-0.140	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 η	Disolución de ζ	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$
> 0.150	η	η	Inhibición completa	$\eta \approx 10^{12}$	$\eta \approx 0.05$

Tabla 2.2. Resumen de las microestructuras encontradas en recubrimientos galvanizados continuos⁽¹²⁾.

El control de Al en el baño de Zn es complicado por el hecho de que el Al existe en dos formas en el baño. Algo de Al es disuelto en la fase de Zn líquido y el resto de Al está presente en las partículas intermetálicas atrapadas en el baño. Este Al en solución líquida, comúnmente referido como aluminio activo o efectivo, es el que puede realizar la función de inhibición de la reacción Fe-Zn durante el galvanizado. El Al efectivo es también fuertemente dependiente de la cantidad de Fe disuelto en el baño, desde que el Fe supersaturado se puede combinar con Zn y Al para formar partículas de ζ con contenido de Al, δ , y $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ ⁽¹²⁾.

El final de este periodo de incubación es marcado por la fractura de la capa inicial, seguido por un rápido ataque al sustrato de acero. Por lo tanto, durante la producción comercial, el tiempo de inmersión es mantenido por debajo del periodo de incubación para obtener un producto altamente dúctil^(12, 31).

2.5.4 Morfología de las reacciones interfaciales

Se ha encontrado que los compuestos de $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ tienen una dirección de crecimiento [100]. Una capa de gruesos cristales en forma de panque, de aproximadamente de 300-600nm en diámetro y aproximadamente de 200nm de espesor en el recubrimiento, exhiben orientaciones y morfologías cristalinas aleatorias, lo cual puede ayudar a explicar la cinética de crecimiento en dos etapas observada por Isobe⁽¹²⁾:

- Durante el periodo de crecimiento inicial (< 1 seg.), las colonias de capas inferiores crecen hasta encontrarse unas con otras formando una capa compacta. Esta rapidísima reacción controlada por la interfase probablemente exhiba una cinética lineal.
- El segundo periodo de crecimiento (> 2 seg.) corresponde a la formación de la capa superior de cristales gruesos. Esta cinética más lenta puede reflejar el control por difusión en estado sólido de Fe a través de la ya formada capa inferior.

En lugar de la alta tasa de difusión que ocurre con el Zn líquido y el Fe sólido cuando forman una aleación binaria FeZn₇ en baños sin Al, la razón de difusión es ahora dependiente de las características de difusión del Zn a través de la barrera creada por el compuesto de Fe-Al.

La velocidad de reacción entre el Zn y el Fe se reduce dramáticamente y el resultado neto es que el espesor final de la capa de aleación es mucho menor que cuando el espesor depende de la tasa de difusión a través de la zona de crecimiento de la aleación Fe-Zn.

2.5.5 Contenido de aluminio en el recubrimiento

Si bien el baño de galvanizado contiene 0.15-0.17% de Al, cuando los recubrimientos de estos baños son analizados se encuentra que tienen un contenido de Al en volumen de 0.25 a 0.40%. Esto es debido a la fuerte afinidad que tiene el Al por el Fe. Este Al se concentra en la interfase entre el acero y el Zn y es tomado del baño por la lámina. La cantidad de esta aleación intermetálica interfásial es independiente del peso del recubrimiento y por tal motivo este ligero peso de recubrimiento contiene un gran porcentaje de Al⁽³²⁾.

La concentración de Al en el recubrimiento, sin considerar la capa interfásial, sería esperada de acuerdo a la concentración en el baño de Zn, sin embargo se tiene que tomar en cuenta que sólo el 0.05% de Al es soluble en Zn a temperatura ambiente. El enriquecimiento en Al se espera en las fronteras de grano de Zn o en las regiones interdendríticas⁽³³⁾.

La adición de Al al baño debe de tomar en cuenta situaciones que puedan causar variaciones en la tasa de remoción. Existen otros factores que controlan la cantidad de Al en el recubrimiento, tal como tiempo de inmersión, adición de Al, temperatura del baño y tipo de acero⁽³²⁾.

Niveles de Al de 0.005 a 0.02% son agregados para abrillantar la superficie inicial del recubrimiento⁽³¹⁾. La adición de esta pequeña cantidad de Al afecta además la presencia de óxidos blancos en el recubrimiento⁽³²⁾, en forma de una muy delgada capa de óxido de Al de unos cuantos nanómetros (ζ Al_2O_3) en la superficie de Zn⁽³³⁾. Esta capa inhibe la subsecuente oxidación actuando como una barrera para la difusión de átomos de Zn y O. El mismo efecto es responsable para la reducción de la corrosión atmosférica del baño de Zn. Las dos estructuras de las fases de los productos de corrosión son más pasivos y producen una mejor resistencia a la corrosión que los recubrimientos de Zn puro⁽³¹⁾.

2.6 Granos de zinc

Los recubrimientos galvanizados por inmersión en caliente a menudo tienen una estructura de grandes granos llamados flores. En su sección transversal, una capa de inhibición de $\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Zn})$ se desarrolla primero, previniendo cualquier formación de intermetálicos de fases Fe-Zn. La sobrecapa está formada de dendritas de Zn puro de fase η y aparece como una estructura policristalina. La superficie del recubrimiento galvanizado es comúnmente caracterizada por estas flores. El tamaño de la flor es influenciado por las condiciones de enfriamiento durante la solidificación. Los tres acabados superficiales comúnmente producidos son⁽¹²⁾:

- Flor regular, donde el recubrimiento solidifica desde la temperatura de inmersión por enfriamiento por aire, produciendo el bien conocido acabado de flores.
- Flor mínima, donde el recubrimiento es enfriado usando agua, vapor, soluciones químicas, o por rociado de Zn en polvo.
- Acabado extra liso, llevado a cabo por laminación adicional, además de la operación de flor mínima.

2.6.1 Formación de los granos de zinc durante solidificación

El desarrollo de las flores ocurre cuando el Zn fundido adherido a la hoja de acero es enfriado por debajo del punto de fusión del Zn. A esta temperatura el arreglo aleatorio de átomos en el Zn líquido que sirven como sitios de nucleación, comienzan a posicionarse en un arreglo bien ordenado. Esto ocurre en varias regiones aleatorias dentro de la capa de Zn líquido mientras el Zn cristaliza en tales granos, creciendo y formando un arreglo con simetría hexagonal de sexto orden hasta que el recubrimiento termina de solidificar⁽²⁹⁾.

En una sección transversal una capa de aleación se desarrolla primero, seguida por una sobrecapa de la fase η de Zn con pequeña solubilidad para el Fe (0.005% en peso). La composición de la capa de aleación ha sido determinada por un gran número de investigadores. Se ha propuesto una morfología de interfases interfaciales y formación de compuestos intermetálicos. Estas morfologías dependen del camino de difusión en el sistema ternario Fe-Al-Zn como se muestra en la Figura 2.11. El camino de difusión seguido en el diagrama ternario y consecuentemente las capas intermetálicas formadas dependen de la razón inicial de Zn/Al en el baño⁽³¹⁾.

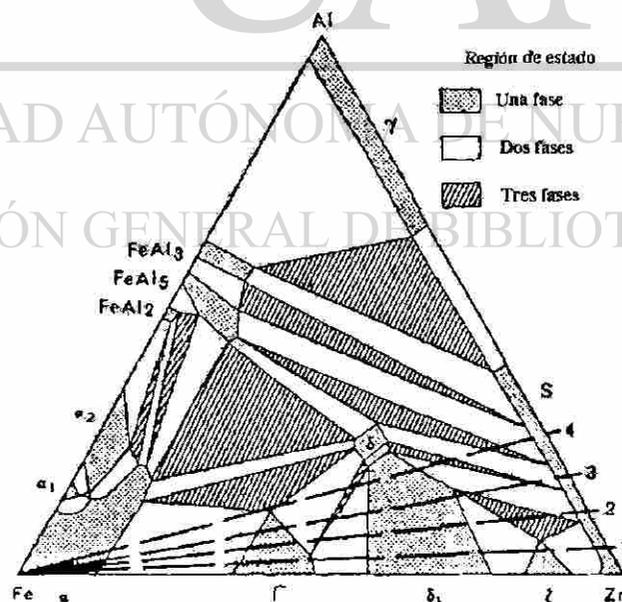


Figura 2.11. Isotermas en el sistema Fe-Al-Zn. Las líneas punteadas conectan la esquina de hierro a la composición del baño de Zn-Al, estableciendo el camino de difusión sólido-líquido⁽³¹⁾.

Con sitios preferenciales de nucleación en la interfase Zn/substrato, el crecimiento de las flores de Zn ocurre de la siguiente manera⁽¹²⁾:

- La etapa inicial de crecimiento (0.1 seg.) involucra el crecimiento lateral de los planos basales de Zn (0001) paralelos a la interfase en la dirección de crecimiento [1100]. La superficie entera del acero es cubierta por una capa sólida de dendritas de Zn, mientras que la superficie permanece líquida.
- La segunda etapa involucra un lento engrosamiento de los granos sólidos de Zn lo cual es dependiente de la orientación de los granos.
- La tercera etapa, o engrosamiento continuo de los granos de Zn, causa un enriquecimiento del líquido restante y finalmente precipitación de Pb entre los brazos dendríticos de Zn.

Una representación esquemática de la solidificación de un recubrimiento de galvanizado es presentado en la Figura 2.12⁽³¹⁾.

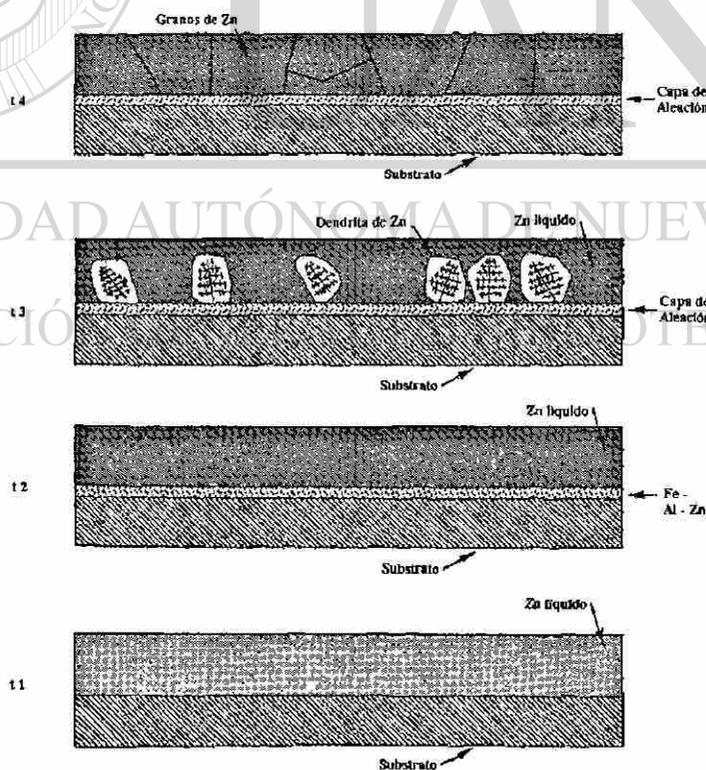
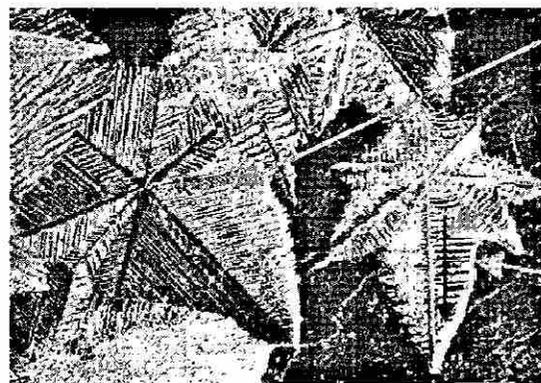


Figura 2.12. Esquema de solidificación de un recubrimiento galvanizado ($t_4 > t_3 > t_2 > t_1$)⁽³¹⁾.

Un estudio reciente ha mostrado que para baños de Zn conteniendo Al (0.1 - 0.2%), la nucleación de las flores comienza en la capa intermetálica con dendritas de Zn solidificado creciendo en el Zn líquido⁽³¹⁾. Una alta tasa de nucleación durante el proceso de solidificación tiende a causar la formación de numerosos granos en la estructura final, mientras que bajas tasas de nucleación tienden a favorecer el crecimiento de grandes granos⁽²⁹⁾. El tamaño de los cristales de Zn afecta tanto la resistencia a la corrosión como la capacidad de deformación del acero galvanizado, además de tener una marcada influencia sobre el aspecto superficial⁽³⁰⁾.

2.6.2 Crecimiento dendrítico

El crecimiento dendrítico de los granos durante la solidificación de metales es muy común. La razón de crecimiento de los brazos dendríticos durante la solidificación del recubrimiento de galvanizado compite con la tasa de nucleación de nuevos granos dentro del Zn líquido. Este proceso determina el tamaño final de la estructura completamente solidificada. Otra característica de estas flores es que son más gruesas en sus centros y muy delgadas en sus extremos o fronteras de grano, las cuales son muy difíciles de alisar en el subsecuente nivelado. La Figura 2.13 muestra el patrón típico de flores de un recubrimiento galvanizado⁽²⁹⁾.



Flor con simetría de sexto orden

La flecha define la dirección de crecimiento del brazo dendrítico primario

Los brazos dendríticos secundarios crecen lateralmente a partir del brazo primario

Figura 2.13. Estructura de flor de un recubrimiento galvanizado por inmersión en caliente⁽²⁹⁾.

El crecimiento dendrítico **no** es la única forma en la cual los granos de Zn crecen durante el proceso de solidificación. Esto requiere que una o más condiciones estén presentes, una de ellas es la presencia de otros elementos en el metal fundido, los cuales pueden ser intencionalmente agregados como elementos de aleación o impurezas. En el caso del galvanizado, la razón más común para el patrón del crecimiento dendrítico bien definido es la presencia de Pb en el recubrimiento, que resulta en flores de gran tamaño debido a la reducción del número de sitios de nucleación. La presencia de Pb reduce la energía interfasial sólido/líquido en el recubrimiento que solidifica, lo cual lleva a un incremento en la velocidad de crecimiento dendrítico⁽²⁹⁾. Este elemento, a concentraciones mayores a 0.04%, es el soluto generalmente agregado al Zn líquido para producir flores⁽¹²⁾.

Adiciones de Al, Mg, Sn y Cd no influyen el crecimiento dendrítico, sin embargo, adiciones de Sb y Bi sí lo hacen al segregar de este crecimiento y disminuir la tensión superficial como ya se ha descrito, resultando en granos de mayor tamaño⁽¹²⁾.

2.6.3 Recubrimientos sin granos dendríticos

La necesidad de tener acabados de alta calidad después de pintado, especialmente en la industria automotriz en la que es necesario tener un recubrimiento sin flores llevó a los productores a retirar el contenido de Pb del recubrimiento, en estos casos, a una cantidad menor a 0.01%⁽²⁹⁾.

Los recubrimientos libres de Pb siguen teniendo un patrón de granos, sin embargo estos granos ya no crecen de un modo dendrítico, sino que lo hacen de una forma celular. Esencialmente, los granos de Zn nuclean en la superficie del acero y crecen hacia la dirección exterior de la superficie libre, la ausencia de Pb evita el rápido crecimiento de las flores. Esta nueva superficie combinada con el laminado puede ser muy lisa⁽²⁹⁾.

2.6.4 Textura del recubrimiento de zinc

En el caso de recubrimientos de Zn aplicados por inmersión sobre acero, la textura de sus cristales depende principalmente de factores externos tales como son la velocidad de enfriamiento, gradiente térmico, condición superficial del acero y composición química del baño. La orientación cristalográfica de los cristales de Zn afecta tanto el comportamiento del material cuando es deformado, como frente a la corrosión, siendo la textura basal, es decir, con los planos (0001) paralelos a la superficie la que induce al mejor comportamiento del sistema. De aquí que un aumento de la rugosidad del acero, así como también un aumento en la velocidad de enfriamiento permite el desarrollo de una textura basal más definida. La proporción de orientaciones de planos basales se incrementa con el decremento del tamaño de grano y es relacionada con una mejora en la adherencia de pintura^(12, 31). La temperatura del baño no afecta la textura del recubrimiento pero el incremento de la concentración de Pb modifica la orientación cristalográfica, orientándose los cristales de Zn según alguna familia piramidal paralela al sustrato y en un amplio rango de concentraciones el agregado de Sb conduce a una orientación basal⁽³⁰⁾.

2.6.5 Relación entre la textura del recubrimiento y su comportamiento frente a la corrosión

En ciertos casos los recubrimientos tienen un brillo total y su examen muestra que un gran número de las flores son lisas y muy reflectantes pero en otros, los recubrimientos tienen una apariencia opaca debido a que un alto porcentaje de esas flores son rugosas y escasamente reflectantes. Este último aspecto no sólo desmejora la apariencia del recubrimiento de Zn sino que, aparentemente, afecta también su reactividad superficial. Tal diferencia de reactividad sugiere que las flores brillantes y las opacas tienen una composición superficial distinta. En tal sentido, algunos investigadores observaron que⁽³⁰⁾:

- La superficie de las flores opacas contiene más Pb o Sb y Al que la de las brillantes.
- Durante el proceso de solidificación del recubrimiento elementos de aleación insolubles y precipitados son segregados hacia la superficie. Así, en las flores opacas, además de glóbulos de Pb puro se han detectado intermetálicos de Fe-Al; en cambio, en las flores brillantes se encuentran los mismos glóbulos de Pb pero con un diámetro mucho más reducido. Este fenómeno de segregación de elementos de aleación está íntimamente ligado a la orientación cristalográfica que presentan dichas flores, tal que las de apariencia brillante presentan una pronunciada textura basal mientras que las opacas están texturadas según alguna familia de planos piramidales paralela a la superficie.

El Sb promueve una textura basal mientras que el Pb conlleva a una piramidal. La textura mostrada por los cristales opacos es piramidal mientras que la de los brillantes sigue el plano (0001). A partir de esto se puede inferir que un aumento en el contenido de Pb conduce a una disminución de cristales brillantes en la superficie del recubrimiento mientras que el de Sb no cambia la cantidad de flores brillantes, manteniéndose ésta en valores altos, lo que mejora el aspecto superficial del recubrimiento. La corrosión de recubrimientos con contenido de Sb en su composición es significativamente menor que en aquellos que contienen Pb, por lo cual el comportamiento frente a la corrosión de las flores brillantes es superior que el de las opacas, este hecho está presumiblemente asociado a una menor energía superficial de los cristales brillantes debido a que son más lisos, los planos expuestos en la superficie son compactos y tienen menos cantidad de elementos segregados en la superficie que los opacos⁽³⁰⁾.

2.7 Termogalvanizado

La presencia de Al dramáticamente restringe el crecimiento de la capa de aleación. El proceso de producción en el recubrimiento termogalvanizado involucra el calentamiento de la lámina a través de un horno directamente encima del baño de galvanizado. Se calienta y se sostiene a una temperatura de recocido de alrededor de 500°C por una cierta cantidad de tiempo para permitir la aleación del Zn, del

recubrimiento, con el Fe del acero por medio de difusión. El resultado es que el producto final es un recubrimiento que tiene una aleación de aproximadamente 90% de Zn y 10% Fe. La concentración final del Fe depende del ciclo de calentamiento ya que la cantidad total de difusión es una función del ciclo de tiempo y temperatura^(12, 32, 35).

Las razones principales a considerar para los recubrimientos termogalvanizados son⁽³⁵⁾:

- Una mejora en la soldabilidad por puntos.
- Facilidad de pintado.
- Mejorada adhesión de recubrimiento.
- Mejor resistencia a la corrosión.

Para los recubrimientos termogalvanizados la reacción de aleación resulta en un recubrimiento duro y relativamente frágil. Pero aunque el recubrimiento es frágil, la lámina puede ser doblada, estirada y embutida cuando se utilizan los parámetros apropiados. La diferencia radica en que con estos embutidos, los recubrimientos termogalvanizados exhiben algo de desprendimiento de polvo en el recubrimiento en operaciones de formado, a esta propiedad se le conoce como integridad del recubrimiento⁽³⁵⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El control de Al en el baño es de gran importancia en el proceso de termogalvanizado ya que éste debe de ser lo suficientemente alto para permitir la formación de la capa de inhibición, controlando el espesor del recubrimiento a la vez que permite que las partículas formadas en el baño floten, sin embargo no debe ser tan alto que impida el desarrollo de las reacciones Fe-Zn durante el recocido en el proceso de termogalvanizado⁽¹²⁾.

El recalentamiento de la lámina, necesario para producir un recubrimiento termogalvanizado, reinicia la reacción de difusión Fe-Zn. El calor rompe la capa de

inhibición Fe-Al formada en el baño de Zn en segundos. El tiempo disponible hasta que suceda esto es un asunto de control de Al. A tasas de difusión del recubrimiento suficientemente altas, la aleación Fe-Zn se puede lograr en periodos de tiempo razonables (permitiendo realizar la producción de termogalvanizado a niveles económicos). Si la concentración de Al en el baño se reduce a menos de 0.15% habrá suficiente Zn en la capa de aleación ternaria para que, con el calentamiento, una mezcla completa entre el Zn del recubrimiento y el acero se pueda lograr en cuestión de segundos⁽³²⁾.

Como se puede observar en la Figura 2.9, las curvas de solubilidad determinadas por el equilibrio del líquido (η más líquido) y δ , respectivamente, intersectan a 0.135% a 460°C. Esta composición corresponde a la transición de la fase δ a $Fe_2Al_5Zn_x$ como la fase en equilibrio en líquido. Esta es una composición óptima para la producción de termogalvanizado en lo que a calidad del producto concierne^(18, 36). Contenidos mayores a éste pueden prevenir la formación de escorias en el fondo, mientras que la formación de la fase Fe_2Al_5 en la interfase es prácticamente imposible debido a la competencia de las fases ζ y δ ⁽¹²⁾.

Se debe tener control sobre la formación de la capa de inhibición durante la inmersión en caliente, así como el rompimiento de esta capa para la nucleación y crecimiento de las fases Fe-Zn durante el recocido. El espesor, composición e identidad de las fases en esta capa de aleación son controladas por la concentración efectiva de Al en el baño y por la química del sustrato. El proceso del rompimiento de la capa de inhibición en la reacción de termogalvanizado inicia en las fronteras de grano de ferrita, al enriquecerse con Zn, para luego enriquecer toda la capa⁽³⁶⁾.

Es por esto que la transformación de la capa de Fe_2Al_5 a una capa de cristales δ no es uniforme, entonces se puede notar que el tamaño de los granos de la capa de inhibición tiene una influencia significativa en la cinética del rompimiento de la inhibición durante el recocido⁽³⁶⁾.

La sección transversal de la microestructura de los recubrimientos termogalvanizados ha sido clasificada como sigue⁽¹²⁾:

- Tipo 0 — recubrimiento sub-aleado conteniendo predominantemente fase ζ .
- Tipo 1 — recubrimiento de aleación óptimo conteniendo menos de $1 \mu\text{m}$ en la capa interfacial de Γ y una sobrecapa conteniendo fase δ entremezclado con una pequeña cantidad de fase ζ .
- Tipo 2 — recubrimiento sobrealeado con una capa de fase $\Gamma > 1 \mu\text{m}$ y una sobrecapa conteniendo fase δ con grietas de planos basales perpendiculares a la interfase recubrimiento/substrato y una ocasional capa superior de fase ζ .

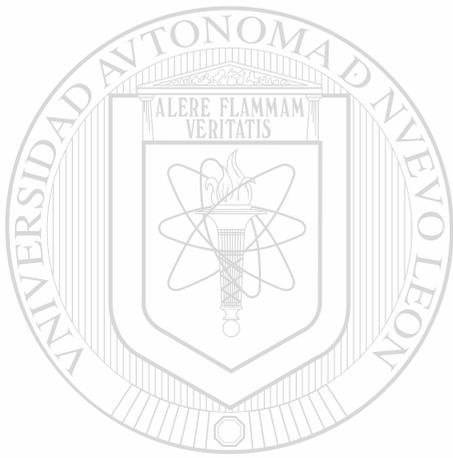
2.7.1 Cinética de formación de fases

La cinética de formación en gran medida dependerá en los parámetros de proceso y la composición del baño y del substrato de acero, aun así, la secuencia propuesta es la siguiente:

t0 El acero desarrolla una capa interfacial Fe-Al durante el galvanizado por inmersión en caliente el cual, dependiendo en el contenido de Al en el baño de Zn, inhibe la formación de fases Fe-Zn. La eficiencia de la inhibición dependerá del contenido de Al en el baño, así como el tiempo de inmersión y la temperatura del baño.

t1 La capa de inhibición Fe-Al se rompe durante el recocido causando nucleación y crecimiento de fase δ en la interfase recubrimiento/acero. La razón de ataque de Zn dependerá de las adiciones de aleantes en el substrato, así como en el perfil de temperaturas en el proceso de recocido.

t2 Mientras el recocido continua, el crecimiento difusional de la fase δ en una morfología columnar se presenta. La fase ζ previamente nucleada se transforma a fase δ . Adicional fase ζ puede nuclear debido a la sobresaturación de hierro en la fase líquida η o sobre enfriamiento. Una fase Γ interfacial se genera en la interfase del recubrimiento/acero.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- t3 Un agotamiento de Zn ocurre a largos tiempos de recocido resultando en un completo consumo de la fase η en la superficie del recubrimiento. La concentración de Fe se incrementa en el recubrimiento mientras la fase δ continua formándose, empujando la fase ζ a la superficie y manteniendo un espesor constante de $1 \mu\text{m}$ en la fase Γ . Esto ha llevado a basarse en una medida de concentración de hierro de aproximadamente 10% como un requerimiento para el óptimo recubrimiento de termogalvanizado.
- t4 A tiempos de recocido mayores, el crecimiento difusional de la fase δ continúa hacia la superficie del recubrimiento consumiendo la fase ζ , mientras que se mantiene constante el espesor de la fase Γ en $1 \mu\text{m}$.
- t5 Una vez que la fase δ ha alcanzado la superficie, esta sirve como el lado rico en Zn para el par de difusión entre el Fe-Zn/acero, permitiendo que continúe el crecimiento de la fase Γ a expensas de la fase δ . La aparición de grietas ocurre a lo largo de los planos basales de la fase δ paralelas a la interfase recubrimiento/substrato.

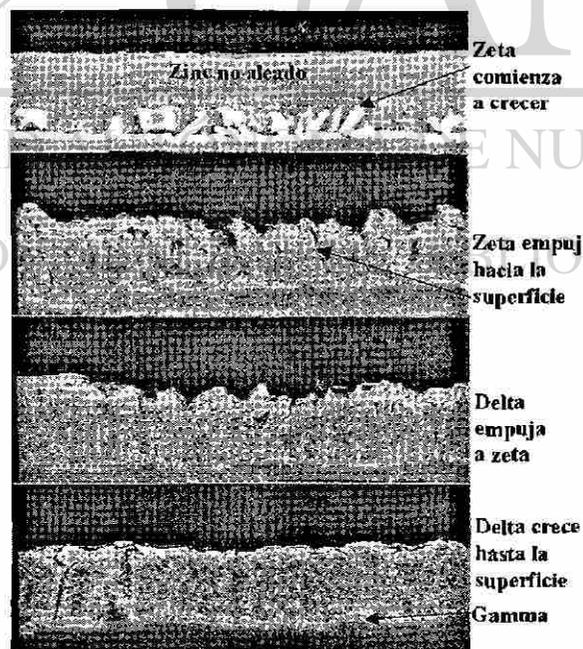


Figura 2.14. Etapas de la aleación entre el acero y el recubrimiento de zinc para producir recubrimiento termogalvanizado⁽³⁵⁾.

2.7.2 Parámetros de proceso del termogalvanizado

Los parámetros involucrados en la producción de la microestructura y las propiedades deseadas en el termogalvanizado son complejos. Un buen control del proceso requiere que los efectos de la tasa de calentamiento, la temperatura y tiempo de sostenimiento, y las tasas de enfriamiento en la cinética de reacción Fe-Zn sea bien entendida para así poder obtener el recubrimiento óptimo con las propiedades deseadas⁽¹²⁾.

Uno de los parámetros más importantes en el proceso de termogalvanizado es la velocidad de la línea, la cual controla las variables dependientes del termogalvanizado, tal como (1) tasa de calentamiento, (2) pico o temperatura de sostenimiento, así como su tiempo y (3) tasa de enfriamiento. La velocidad de calentamiento durante el proceso de termogalvanizado debe de ser lo más alta posible para limitar el crecimiento de las fases ζ y Γ ⁽¹²⁾. La Figura 2.15 muestra el efecto de la temperatura de termogalvanizado con respecto a las fases generadas en el recubrimiento.

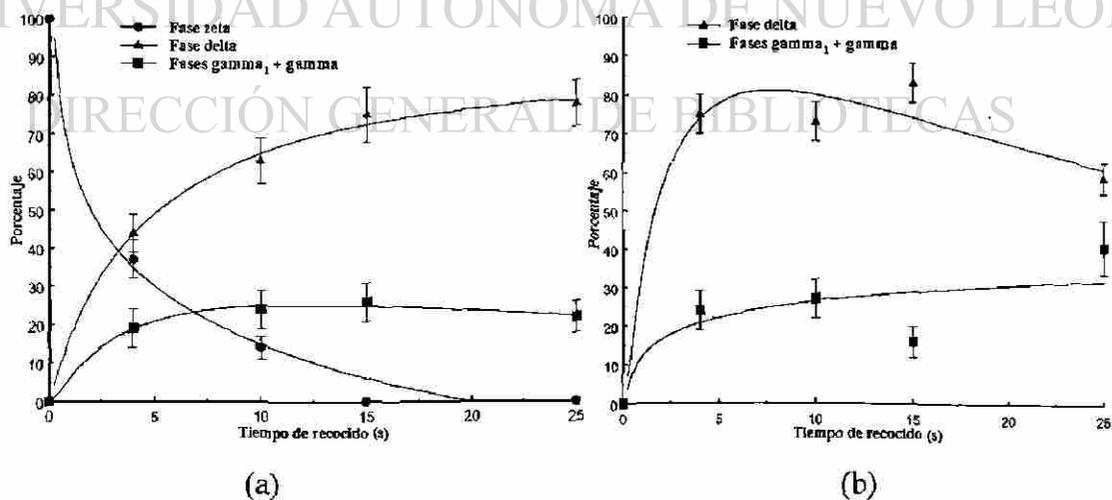


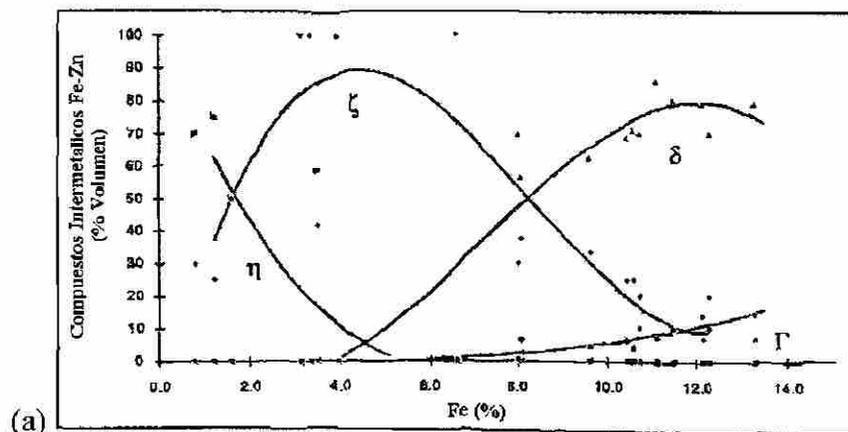
Figura 2.15. Composición de fases del recubrimiento como función del tiempo de recocido a una temperatura de (a) 482°C, la fase ζ se forma inicialmente y decrece al

incrementarse el tiempo de recocido. (b) 538°C, la fase ζ no se forma y la fase δ alcanza un máximo después de un tiempo de recocido de 4 seg⁽³⁷⁾.

Aunado a las variaciones en el proceso, las variaciones en la química del baño y la composición del sustrato influyen la microestructura final⁽¹²⁾. Estas variables han demostrado tener influencia en la formación de fases interfaciales que afectan la subsecuente formación de fases en el recubrimiento⁽³⁸⁾.

La química del sustrato puede influenciar la microestructura del galvanizado a través de fenómenos tales como enriquecimiento superficial debido a oxidación selectiva, aleación de capas intermetálicas por elementos del sustrato y reducción de óxidos superficiales por el Al en el baño. C y P en el sustrato retardan la reacción de aleación entre el Fe y Zn durante el proceso de termogalvanizado. Se ha propuesto que estos elementos segregan a las fronteras de grano, lo que limita la difusión de los átomos de Zn en el sustrato de ferrita. Adiciones de Ti promueven la reacción de aleación al reducir el carbono libre⁽³⁶⁾.

Los aceros refosforizados contienen significativamente más Al en sus sustratos que los aceros libres de intersticiales⁽³⁸⁾. Estos aceros, ya que tienen capas de inhibición más gruesas, y existe segregación de P en las fronteras de grano, se reduce la formación de las fases Fe-Zn y requieren mayor tiempo para la difusión del Zn a través de la capa de inhibición⁽³⁶⁾. La Figura 2.16 muestra este efecto en las fases formadas.



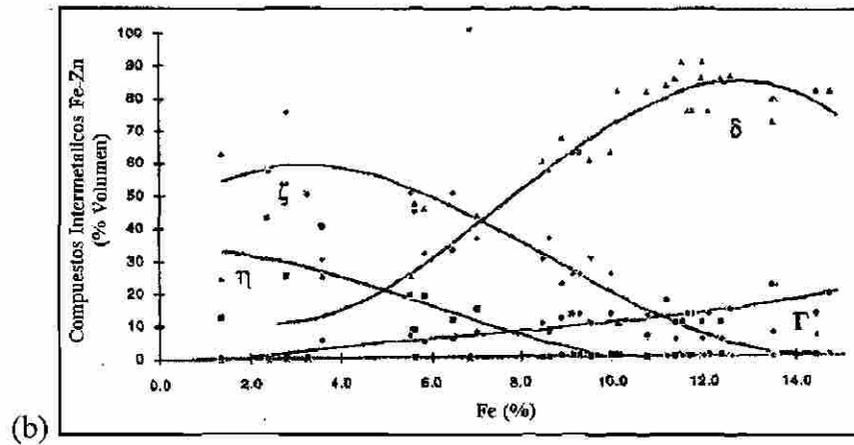


Figura 2.16. Compuestos intermetálicos Fe-Zn con respecto al contenido de hierro en el recubrimiento para sustratos de acero (a) refosforizado y (b) IF⁽³⁸⁾.

Se ha encontrado que este tipo de acero es menos activo que el IF sobre un rango de temperaturas de recocido. Se reporta además que el P retrasa la formación de fase Γ , como se observa en la Figura 2.17⁽¹²⁾.

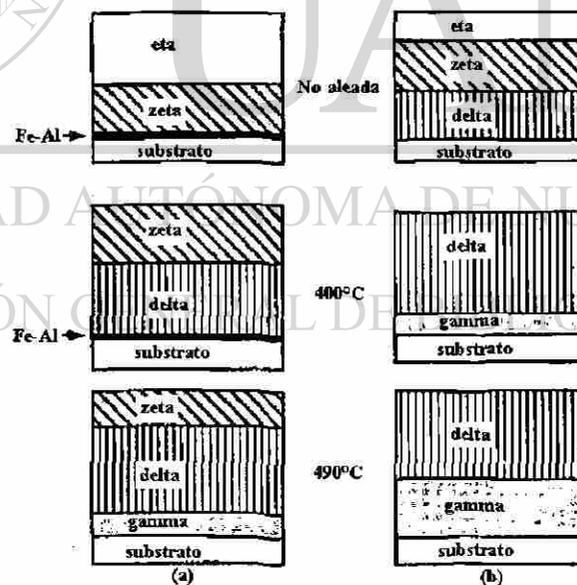


Figura 2.17. Esquema del desarrollo morfológico de fases para un acero (a) refosforizado y (b) libre de intersticiales⁽³⁸⁾.

2.7.3 Integridad del recubrimiento

La formabilidad y otras propiedades de servicio de los recubrimientos termogalvanizados son muy sensibles a su composición y microestructura⁽³⁶⁾. Uno de los mayores problemas concernientes a los recubrimientos termogalvanizados en aplicaciones automotrices es que están propensos a fracturarse durante operaciones de formado o doblado, resultando en la generación de polvo del recubrimiento, lo cual disminuye la protección contra la corrosión y causa defectos superficiales⁽⁴¹⁾. Este polvo es una separación parcial del recubrimiento que se genera por la deformación⁽³⁹⁾.

La generación de polvo en los recubrimientos termogalvanizados durante el formado es una función de muchos parámetros, principalmente relacionados con la práctica de producción. Una de las más importantes características del recubrimiento que impacta la tendencia a generar polvo es el espesor del recubrimiento, en donde la cantidad de polvo aumenta directamente con el incremento del espesor del recubrimiento⁽³⁵⁾. Además de esto, la generación de polvo durante deformación ha mostrado depender del espesor de las fases de Fe-Zn en el recubrimiento⁽⁴¹⁾.

Se ha mostrado que la generación de polvo de los recubrimientos termogalvanizados depende de la fase Γ , el espesor de la fase δ y el espesor de la fase $\Gamma + \delta$. La resistencia a generar polvo se reduce con un incremento en el porcentaje de la fase δ , sin embargo, esta fase incrementa significativamente la generación de polvo cuando está expuesta en la superficie del recubrimiento, considerando esto, un incremento en el porcentaje de la fase ζ en la superficie del recubrimiento causa que la carga de formado se incremente, lo que mejora la formabilidad, reduciendo la generación de polvo⁽⁴¹⁾. La obtención de estas fases representa el grado de aleación del recubrimiento, que se obtiene a la temperatura de termogalvanizado, la variación de estos parámetros con respecto a esta temperatura se puede apreciar en la Figura 2.18.

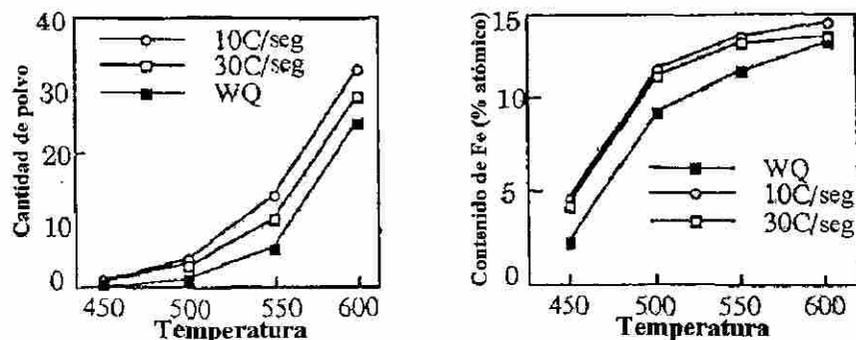


Figura 2.18. Variación en la cantidad de polvo y contenido de Fe en el recubrimiento con la temperatura de termogalvanizado⁽⁴⁰⁾.

Como se muestra en la Figura 2.19 el incremento en el grado de aleación mejora la adhesión de pintura y la resistencia a la corrosión, sin embargo, la cantidad de el polvo también aumenta⁽³⁹⁾.

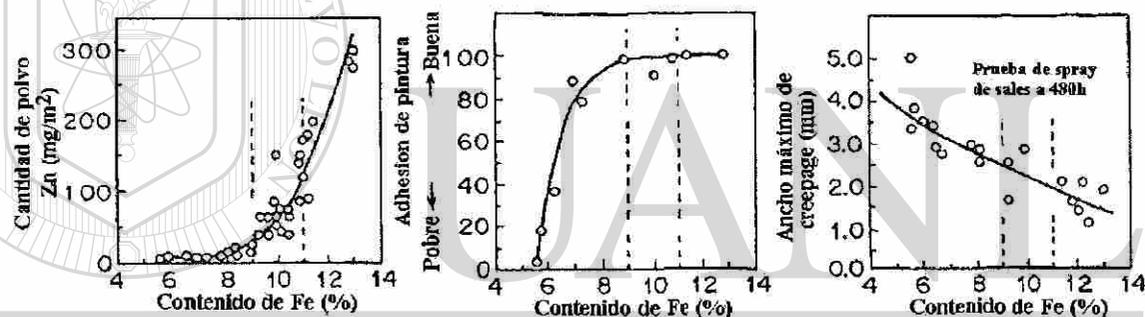


Figura 2.19. Cambios en las características del recubrimiento con el contenido de Fe en el recubrimiento termogalvanizado⁽³⁹⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La fase dura Γ no es crucial en la generación de polvo si su espesor se limita a un pequeño valor, sin embargo se sabe que la zona más frágil en el recubrimiento termogalvanizado es la zona entre las fases Γ y δ , la pérdida de parte de la capa del recubrimiento ocurre en la interfase entre estas capas^(39, 41). Considerando esto, una estructura óptima para aplicaciones de formado sería la que presente fase ζ en la superficie del recubrimiento y mínima fase Γ en el sustrato⁽⁴¹⁾.

CAPITULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA

3.1 Introducción

El proceso de soldadura por resistencia por puntos forma parte de la familia de soldaduras por resistencia. Ocurre a través de la fusión localizada y coalescencia de un pequeño volumen de material debido al calentamiento generado por la resistencia de contacto en la interfase de las partes metálicas al paso de un alto valor de corriente eléctrica, en un circuito del cual forman parte las piezas de trabajo, mantenidas juntas bajo presión por los electrodos. Calor suficiente puede ser generado para producir ya sea soldadura por fusión o por forja en estado sólido, resultando en un botón de soldadura. El metal fundido es contenido por la presión aplicada por la punta de los electrodos y el metal sólido que lo rodea, el efecto de la fuerza es para refinar la estructura de grano, lo cual produce una soldadura con propiedades físicas en muchos casos, iguales a las del metal base e incluso algunas veces superiores. Esta difiere de otras formas de soldadura en que ningún material extraño, como varillas de relleno, fundentes, etc., son utilizados^(1, 42-46).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Debido al contacto de asperezas y la contaminación superficial entre las dos piezas de metal, la mayor resistencia se presenta en la superficie interfásial entre las hojas y el calentamiento (y la fusión) ocurre en primera instancia en esta superficie, el calor generado dependerá de la resistencia eléctrica, la conductividad térmica del metal y el tiempo en que la corriente es aplicada^(42, 46, 47).

El tamaño y forma de las soldaduras individualmente formadas está limitado principalmente por el tamaño y contorno de los electrodos, los cuales son generalmente de cobre ya que tiene una resistencia eléctrica más baja y una

conductividad térmica más alta que otros metales, esto asegura que el calor sea generado en la pieza de trabajo y no en los electrodos^(44, 47).

La soldadura por puntos es uno de los procesos de soldadura más viejos. Su uso principal es la unión de hojas de metal traslapadas cuando la unión no tiene que ser hermética, puede ser usado en láminas muy delgadas o en secciones gruesas pero raramente es utilizado en espesores por encima de los 6 mm^(1, 45). Este proceso es económico y rápido, es utilizado en una amplia gama de industrias pero notablemente para el ensamble de hojas de acero de cuerpos automotrices en donde es el principal proceso de soldadura empleado. Este hecho es causado no sólo por su gran adaptabilidad para realizar soldaduras automotrices, sino por mantener además los altos niveles de producción requeridos a bajo costo^(1, 42, 43, 45).

En términos de economía y productividad, la soldadura por resistencia es el mejor de todos los procesos de fusión. Intensidades de calor de 100,000 watts/cm² pueden ser generados, desarrollando altas tasas de producción utilizando equipo que cuesta aproximadamente lo mismo que el equipo de soldadura por arco, el proceso puede ser fácilmente automatizado y una gran variedad de máquinas soldadoras están disponibles en el mercado. Desafortunadamente, la soldadura por resistencia no puede ser aplicada a todos los tamaños de materiales en todas las geometrías, pero cuando puede ser aplicada, es a menudo el proceso más económico, simple y confiable, aunque virtualmente no inspeccionable^(1, 46).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.2 Principios del proceso de soldadura por puntos

El sistema de corriente alterna monofásica es usado en la mayoría de las aplicaciones de soldadura por resistencia por puntos. Este es el equipo más económico y simple de soldadura por resistencia que consiste de⁽⁴³⁾:

1. Transformador de corriente.
2. Sistema de aplicación de corriente (neumático, hidráulico o tipo resorte).
3. Temporizador y contactor.
4. Cables asociados.

La Figura 3.1 es un dibujo simplificado del equipo necesario. El sistema de fuerza es capaz de mover los sujetadores hacia la pieza de trabajo y en retroceso, produciendo así la fuerza requerida de soldadura. Se requiere de un dispositivo de control para energizar el transformador por un intervalo durante la aplicación de la fuerza y para programar el movimiento de los electrodos. Si el movimiento y la fuerza se hacen por medios manuales, solo el temporizador de corriente es necesario. Ensamblajes de alta calidad pueden ser producidos consistentemente por el uso de diseños y procedimientos de soldadura apropiados⁽¹⁾.

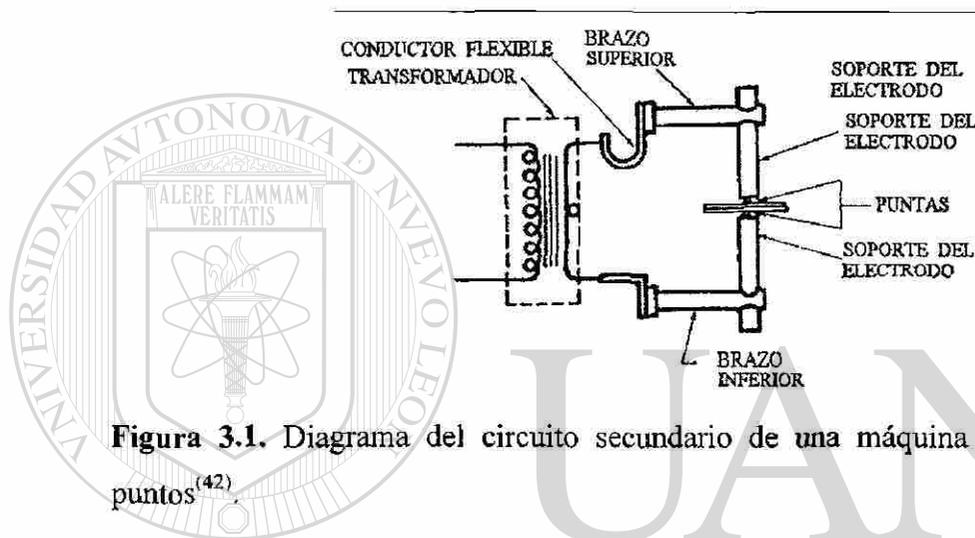


Figura 3.1. Diagrama del circuito secundario de una máquina de soldadura por puntos⁽⁴²⁾

Una alta tasa de generación de calor se requiere en la zona de soldadura para minimizar la disipación de cualquier cantidad de calor por conducción al material adyacente. Esta se logra por el paso de un alto valor de corriente a través de la zona de soldadura en un corto intervalo de tiempo. Es importante que dicha generación de calor sea mucho más alta en la zona de soldadura que en cualquier otra porción del circuito secundario de la máquina soldadora⁽¹⁾.

En un conductor eléctrico la cantidad de calor generado depende del amperaje que fluye a través de la resistencia del conductor (incluyendo la resistencia interfásial), esto no es otra cosa más que la ley de Watt con la se obtiene una potencia según la ecuación^(1, 48):

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

Donde:

W = potencia eléctrica en watts,

I = corriente en amperes,

R = resistencia en ohms.

El calor generado durante el tiempo en el cual circula la corriente de acuerdo a la ley de Joule se expresa de acuerdo a la ecuación:

$$Q = I^2Rt \quad (3.2)$$

Donde:

Q = watt-segundos o joules.

El calor generado es proporcional al cuadrado de la corriente de soldadura y directamente proporcional a la resistencia y tiempo. Parte del calor generado se utiliza para efectuar la soldadura y otra parte se pierde hacia el metal de los alrededores⁽⁴⁸⁾.

La corriente de soldadura requerida para producir una soldadura dada es aproximadamente inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tiempo. Por lo tanto, si el tiempo es extremadamente corto, la corriente requerida deberá ser muy grande. Una combinación de alta corriente e insuficiente tiempo puede producir una distribución de calor en la zona de soldadura indeseable, resultando en una severa fusión superficial y deterioro de los electrodos⁽⁴⁸⁾.

La resistencia de las piezas de trabajo que se están soldando permanece fija, los dos tipos de resistencia eléctrica presentes en el circuito secundario de una máquina de soldadura por resistencia son la resistencia en volumen del material en el circuito, incluyendo las piezas de trabajo y la resistencia interfásica de las superficies en contacto⁽⁴⁸⁾.

La resistencia ofrecida a la corriente directa es conocida como resistividad y es la resistencia de un volumen estándar medida a una temperatura conocida. Es una función de la composición del material y varía con la temperatura. La resistencia es mayor al paso de la corriente alterna (AC) debido a la presencia de corrientes de Eddy generadas en el interior del conductor. Esto es conocido como efecto de piel e incrementa con un aumento en la frecuencia de la corriente y del área transversal del

conductor. La resistencia real es llamada resistencia efectiva y es directamente proporcional a la longitud del conductor y casi inversamente proporcional al área transversal, si el efecto piel está presente. Para propósitos de comparación, el recíproco de la resistividad, la conductividad es utilizado⁽¹⁾.

La resistencia interfásial es la resistencia al paso de la corriente a través de superficies de contacto de dos metales. El valor varía con la composición de los metales, condición superficial, área de contacto y presión. En general, esta resistencia sigue en algún grado a la resistividad volumétrica de los materiales involucrada. Es importante notar que la resistencia interfásial puede variar significativamente debido a la contaminación y condición superficiales. La resistencia interfásial de las superficies de las piezas de trabajo es usualmente más grande que la resistencia volumétrica efectiva de cualquier sección del circuito secundario e incluso mayor que cualquier otra superficie de contacto⁽¹⁾.

El circuito secundario de una máquina de soldadura por resistencia y la pieza de trabajo que está siendo soldada constituye una serie de resistencias como se observa en la Figura 3.2. La resistencia total al camino de la corriente afecta la magnitud de la corriente. La corriente será la misma en todas las partes del circuito independientemente de la resistencia instantánea en cualquier lugar en el circuito, pero el calor generado en dicho lugar será directamente proporcional a la resistencia en ese punto. Existen por lo menos siete resistencias conectadas en serie^(1, 48).

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 (superficie interfásial).
5. Resistencia de volumen de la lámina inferior.
6. Resistencia de contacto entre la lámina inferior y el electrodo inferior.
7. Resistencia de volumen del electrodo inferior.

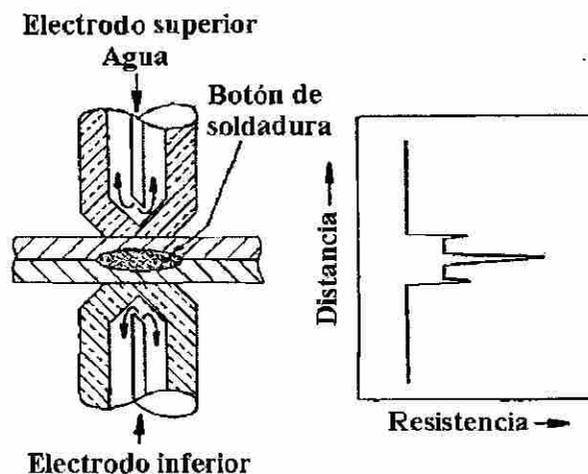


Figura 3.2. Ilustración esquemática del proceso de soldadura por puntos⁽⁴²⁾.

El calor se genera en todos esos lugares y no únicamente en la interfase entre láminas. El flujo de calor hacia o desde la interfase del metal base es gobernado por el gradiente de temperatura establecido por el calor generado debido a la resistencia eléctrica de los diversos componentes en el circuito. El calor de soldadura es requerido solamente en la interfase entre las piezas de trabajo y el calor generado en los demás lugares debe de ser minimizado ya que la mayor resistencia se localiza en tal interfase, el calor se desarrolla más rápidamente en este punto. Los siguientes puntos de mayor resistencia son las superficies de contacto entre la pieza de trabajo y los electrodos, el calor generado en estos puntos se disipa rápidamente en los electrodos enfriados por agua, por lo que mientras continua el flujo de corriente la tasa en el aumento de temperatura en la interfase metálica será mayor que en la interfase con los electrodos^(1, 48).

Los factores que pueden afectar la cantidad de calor generado en la soldadura a una corriente dada por unidad de tiempo son las resistencias eléctricas del metal que se suelda y los electrodos, las resistencias de contacto entre las piezas de trabajo y entre los electrodos y las piezas de trabajo y las pérdidas de calor hacia las piezas de trabajo y hacia los electrodos⁽⁴⁸⁾.

3.3 Ciclos de soldadura

El ciclo típico de la soldadura por puntos generalmente consiste de una serie de pasos, los cuales son ilustrados en la Figura 3.3. Sin embargo no todos los pasos deben de ser necesariamente programados en todo ciclo de soldadura^(42, 48).

- *Tiempo de sujeción.* Es proporcionado antes del flujo de corriente para permitir que los electrodos desarrollen la fuerza completa y asegurar el contacto de las piezas de trabajo.
- *Tiempo de soldadura.* En este punto, los contactores son energizados y la corriente de soldadura comienza a fluir. La corriente puede alcanzar abruptamente el nivel de soldadura, o un incremento gradual de corriente puede ser programado, por lo general este incremento gradual se elimina en aplicaciones automotrices. El tiempo de soldadura es el tiempo sobre el cual la corriente completa de soldadura fluye. Para aplicaciones automotrices, este tiempo generalmente oscila entre unos cuantos ciclos (1 ciclo = 1/60 de segundo) alrededor de medio segundo. Un periodo de reducción gradual de corriente puede ser también programado. Después de un corto periodo de apagado, otros ciclos de soldado pueden ser programados, o para materiales difíciles de soldar, un ciclo de bajo calor puede ser utilizado. Estos ciclos agregan tiempo adicional a la operación de soldadura y por lo tanto son considerados como inaceptables en la industria automotriz.
- *Tiempo de sostenimiento.* Es el tiempo durante el cual la fuerza es mantenida en las piezas de trabajo después de que el último impulso de corriente termina. Este tiempo se emplea para asegurar la coalescencia apropiada del botón de soldadura.
- *Tiempo de apagado.* Es el tiempo durante el cual los electrodos se retiran de la pieza de trabajo para moverse hacia el lugar de la próxima soldadura. Generalmente se aplica en donde el ciclo de soldadura es repetitivo.

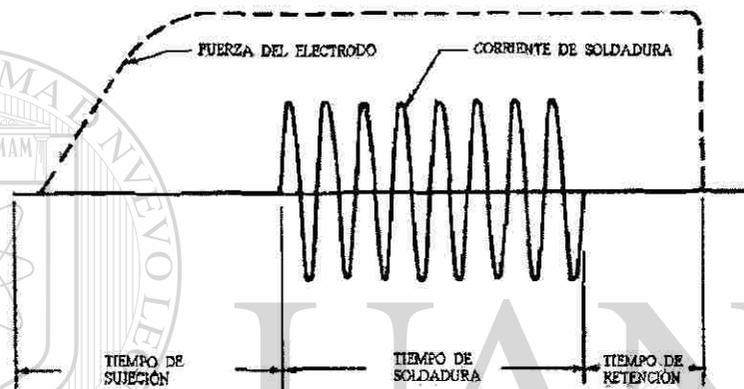
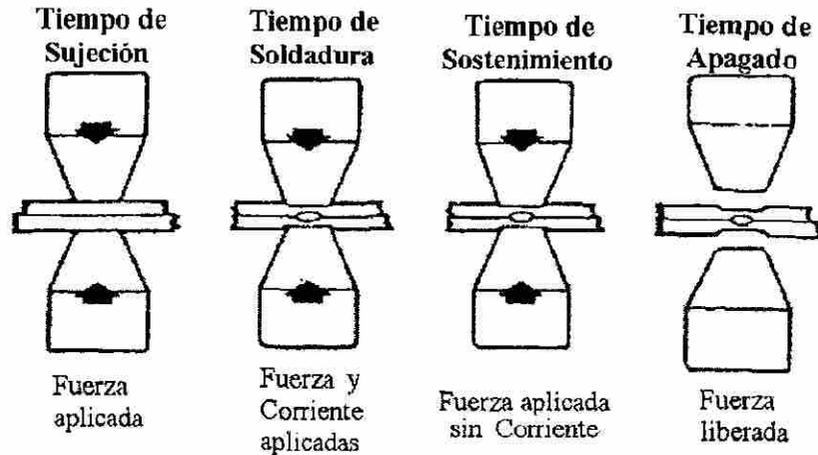


Figura 3.3. Ciclo típico del proceso de soldadura por puntos⁽⁴⁸⁾.

3.4 Medición de parámetros de soldadura

Los valores medidos más a menudo para asegurar que la operación de soldadura por puntos sea adecuada y para asegurar una aceptable soldabilidad son^(42, 48):

1. *Tiempo de soldadura.* Es expresado en periodos o ciclos para una máquina convencional de 60Hz. Un valor típico de tiempo de soldadura es de 10 ciclos por cada milímetro del espesor de la lámina.
2. *Corriente de soldadura.* Los tres valores de medición más comúnmente utilizados son el pico de corriente, la corriente promedio y la raíz cuadrada media de corriente o RMS, ya que este valor representa el calentamiento por la corriente, es el usado más frecuentemente en especificaciones automotrices.
3. *Fuerza del electrodo.* Generalmente se establece variando la presión de aire del cilindro neumático y esta fuerza se mide utilizando una celda de carga.

4. *Resistencia del material.* Las mediciones realizadas antes del proceso de soldadura usando bajos valores de corriente se conocen como medidas de resistencia estática. La resistencia total es la suma de las resistencias de contacto y las de volumen. El flujo de corriente ocurre a lo largo de caminos de contacto localizado de metal y no es uniformemente distribuido a través de la superficie. La resistencia de contacto es por lo tanto dependiente en las características mecánicas y topográficas de la interfase como de las propiedades eléctricas de las películas superficiales que pudieran estar presentes.

El valor de resistencia cambia continuamente con la temperatura y se le conoce como resistencia dinámica. Después de los primeros ciclos de soldadura donde el efecto de la resistencia superficial domina, mientras la superficie se ablanda y las asperezas se colapsan, la resistencia dinámica es altamente dependiente de los cambios de la resistencia en volumen o resistividad como función de la temperatura. La relación entre la resistividad y la temperatura para aceros HSLA se puede apreciar en la Figura 3.4, en donde a cualquier temperatura el valor de resistividad es mayor que el que presenta un acero de bajo carbono⁽⁴²⁾.

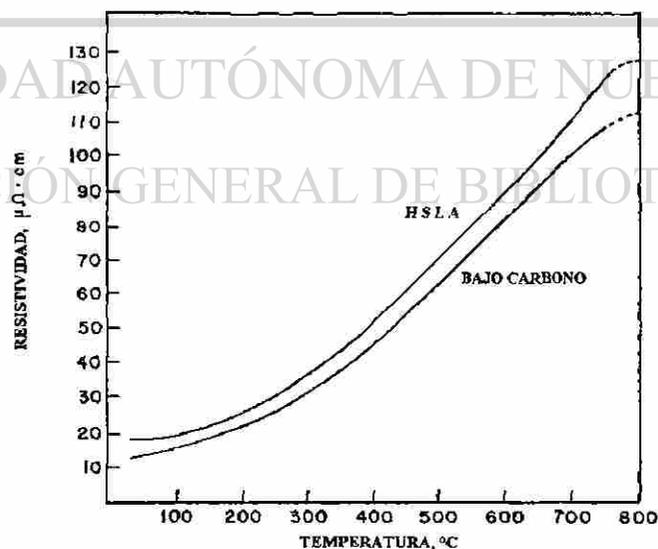


Figura 3.4. Resistividad como función de la temperatura⁽⁴²⁾.

3.5 Curvas de soldabilidad

La soldabilidad por puntos de un material en particular puede ser definida de muchas maneras. Uno de los métodos involucra la corriente de soldadura, así como el tiempo, como se ilustra en la Figura 3.5. La figura superior ilustra el diámetro del botón de soldadura como función de la corriente a un tiempo de soldadura A. Mientras la corriente se incrementa, el diámetro del botón de soldadura se incrementa también hasta el nivel de corriente de expulsión y en algunos casos más allá. Las especificaciones automotrices generalmente establecen un tamaño del botón de soldadura mínimo aceptable e indican que los botones de soldadura producidos con expulsión, independientemente de su tamaño, son inaceptables. Es posible, por lo tanto, establecer un rango de corriente dentro del cual las soldaduras por puntos que tienen un tamaño del diámetro del botón aceptable son obtenidos para un tiempo de soldadura en particular. Este rango aceptable puede ser expandido a otros tiempos de soldadura para producir una región dentro de la cual los botones de soldadura aceptables son producidos. Un ejemplo de estas curvas de soldabilidad se presenta en la parte inferior de la Figura 3.5. Sólo los botones realizados con corrientes y tiempos que están dentro de la región de la curva de soldabilidad son considerados como aceptables. Otros criterios, como la posición relativa de esta curva y el desgaste relativo de los electrodos, comparados contra el acero de bajo carbono, son también considerados como factores de soldabilidad^(42, 46, 49).

Un intervalo de soldadura de 1.5kA es considerado suficientemente grande como para asegurar una buena producción⁽⁴⁹⁾. La construcción experimental de la curva de soldabilidad es relativamente simple y permite la selección del juego de parámetros, en los cuales cae la porción más gruesa de la curva. Es aquí en donde el proceso es más tolerante a variaciones ya sea en el proceso o inclusive en el material⁽⁴⁶⁾.

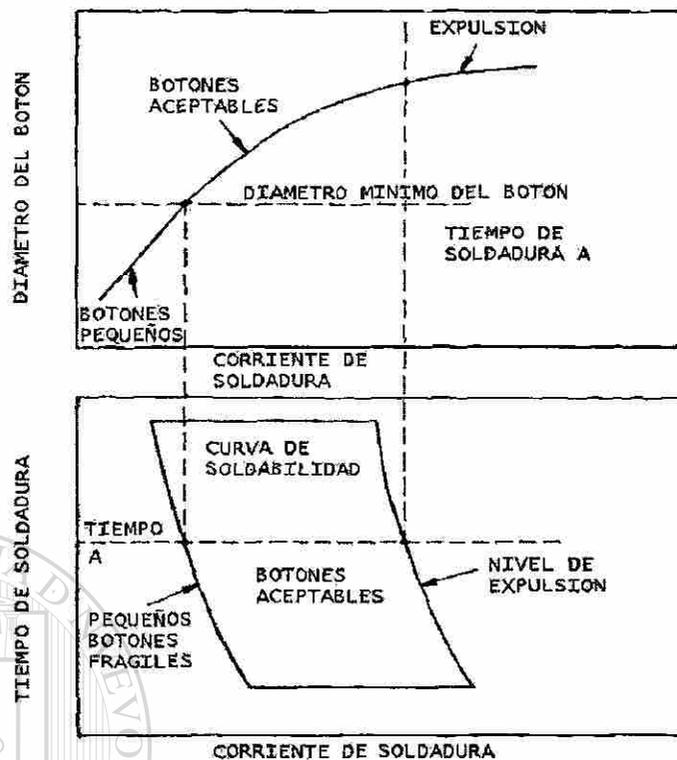


Figura 3.5. Ilustración esquemática del desarrollo de una curva de soldabilidad⁽⁴²⁾.

3.6 Estándares y procedimientos de calificación de soldadura por puntos

La industria automotriz ha establecido estándares de soldadura y procedimientos de calificación, probando y certificando los nuevos materiales de cada productor de acero para asegurar consistentemente una buena soldabilidad por puntos en materiales automotrices. Esto requiere que el material cumpla una o más de las siguientes condiciones:

1. Un tamaño aceptable de los botones de soldadura debe de ser generado a todas las corrientes de soldadura dentro de un rango específico de corrientes.
2. Este rango de corriente debe de estar centrado dentro de un nivel nominal de corriente.
3. Los botones de soldadura no deben de exhibir fractura interfásial a lo largo de la línea de centro del botón de soldadura una vez desprendido éste.
4. El material no debe de promover excesivo desgaste de los electrodos durante una extensa campaña de soldadura.

5. Los botones de soldadura deben de tener las propiedades mecánicas requeridas para servicio. Estas propiedades dependen del tipo de aplicación y son establecidas por la compañía automotriz.

Tres distintos niveles de estándares pueden ser identificados en la literatura, el primero de estos niveles es el de las practicas recomendadas, las cuales han sido establecidas para la soldadura de aceros por la American Welding Society y la Resistance Welding Manufacturer's Association. El segundo tipo de estándar es un estándar de proceso el cual se utiliza para asegurar la calidad de la soldadura por puntos en las líneas de producción. El tercer tipo de estándar 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 para un determinado material⁽⁴²⁾.

3.6.1 Práctica recomendada

Estas muestran los parámetros de soldadura establecidos por estos organismos, los cuales varían con el espesor de las partes a soldar. Las variables establecidas incluyen el tamaño del electrodo, diseño del electrodo, material del electrodo, fuerza, tiempo de soldadura, corriente de soldadura, traslape mínimo, espaciamiento entre soldaduras, diámetro mínimo del botón de soldadura y valores de resistencia. Estos son establecidos como valores ideales recomendados para algún valor nominal de corriente, los cuales se grafican para su comparación⁽⁴²⁾.

3.6.2 Estándares de calificación

Los estándares de calificación son utilizados por Ford Motor Company, Fisher Body división de GMC y Chrysler Corporation para calificar proveedores de materiales. Cada compañía tiene especificaciones separadas para materiales recubiertos y no recubiertos. Chrysler además cuenta con especificaciones para lubricantes de formado que pudieran afectar la subsecuente soldabilidad⁽⁴²⁾.

En general y para estas tres compañías, los parámetros tal como los calibres, tamaños de especímenes, espaciamiento, tamaño del electrodo, fuerza, tiempo de soldadura y de sostenimiento, tamaño mínimo del botón de soldadura, las pruebas de evaluación, así como los criterios de aceptabilidad para los diferentes materiales pueden variar de acuerdo a criterios propios⁽⁴²⁾.

Los objetivos detrás de estos requerimientos están relacionados con la experiencia en producción. En general los parámetros de soldadura a los que el material presenta soldaduras aceptables deben de ser lo suficientemente amplios para que el material sea más tolerante a las variaciones de parámetros en la línea de producción minimizando defectos. Finalmente, debido a que materiales diferentes provenientes de diferentes proveedores pueden ser utilizados para fabricar la misma parte, se desea que exista una intercambiabilidad, lo cual significa que cada material deberá presentar niveles de corriente de soldadura similares⁽⁴²⁾.

3.6.3 Estándares de proceso

Los estándares de proceso son establecidos para asegurar el control de calidad en la línea de producción. En general estos estándares realizan algunas de las siguientes funciones:

1. Listan los procedimientos de configuración recomendados de la línea de producción.
2. Describen los procedimientos de prueba de la línea de producción para inspección y aseguramiento de calidad.
3. Establecen límites en el número de soldaduras defectuosas.
4. Establecen límites en el ajuste de partes de juntas para soldadura.
5. Establecen límites en el desempeño del equipo de soldadura.
6. Establecen límites en la condición del material recibido.
7. Listan recomendaciones para el mantenimiento requerido.
8. Definen las soldaduras ordinarias y las localizadas críticamente.
9. Establecen procedimientos alternos de producción.

Estos estándares de proceso son adoptados tanto por las compañías automotrices como las proveedoras para establecer una guía de producción para el control del proceso de soldadura por puntos⁽⁴²⁾.

3.7 Parámetros involucrados en la soldadura por puntos y su influencia en la soldabilidad

A continuación se presentan los factores que intervienen y afectan en el proceso de soldadura por resistencia por puntos, así como en la soldabilidad de los aceros, tanto recubiertos como no recubiertos.

3.7.1 Efecto de la corriente de soldadura

El tipo de corriente, así como sus respectivos picos pueden afectar la soldabilidad. Altos niveles de corriente RMS y altos niveles de picos de corriente resultan en un incremento en el calentamiento de la punta del electrodo. Esto ocurre especialmente cuando la corriente es lo suficientemente alta como para producir expulsión⁽⁴²⁾.

Debido al decremento de las resistencias de contacto de las interfases de zinc, el requerimiento de corriente de soldadura para acero galvanizado es siempre más alto que para el acero no recubierto en un 25 a 50%, esto incrementa el calentamiento del electrodo, reduciendo su vida⁽⁴²⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La principal razón para estas corrientes mayores es que la resistencia de contacto de la superficie galvanizada es más baja que en aceros no recubiertos. Un buen contacto entre los electrodos y la pieza de trabajo se forma debido a que el recubrimiento de zinc es más suave y tiene una mayor conductividad por lo que una alta corriente de soldadura es necesaria para compensar la reducida generación de calor debida a la baja resistencia de contacto en la interfase de la soldadura⁽⁴²⁾.

El efecto del desplazamiento de zinc forma un anillo alrededor del botón de soldadura que resulta en un desvío de corriente a través del zinc, lo que reduce la densidad de

corriente y por lo tanto incrementa la cantidad de corriente requerida para una buena fusión (Figura 3.6). La presencia del recubrimiento de zinc causa que el electrodo se comporte como si este fuera de un mayor tamaño. Como consecuencia de esto, se presenta una reducción en el valor aceptable de corriente y se incrementa el desgaste de los electrodos^(1, 42).

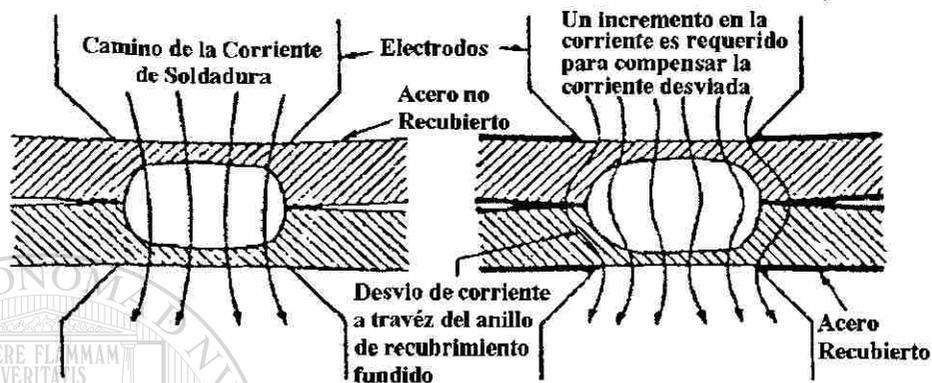


Figura 3.6. Efecto del zinc al desplazar la trayectoria de la corriente de soldadura⁽⁴²⁾.

La utilización de incrementos graduales en la aplicación de corriente permite a los electrodos asentarse gradualmente antes de que la corriente de soldadura se alcance, esto minimiza el calentamiento del electrodo y la pieza de trabajo, reduciendo así la aleación del zinc con el electrodo^(1, 42).

3.7.2 Efecto del tiempo de soldadura

El tiempo en el que la corriente de soldadura se presenta es uno de los factores que controlan la energía calorífica total generada. La corriente y el tiempo pueden ser complementarios, un cambio deseado en el calor puede ser asegurado, ya sea al cambiar la corriente o el tiempo. Sin embargo se debe de recordar que la transferencia de calor es una cuestión de tiempo y para el desarrollo de un tamaño de botón apropiado, el elemento tiempo no puede ser acortado mucho, independientemente del aumento en la corriente⁽¹⁾.

Si el tiempo de aplicación de corriente fuera excesivo, la temperatura de la zona de contacto interfacial entre láminas pasaría al punto de ebullición en pequeñas áreas del

material de las piezas de trabajo, causando burbujas de gas. El resultado sería la expulsión de partículas de metal, o un destello acompañado de chispas. Una continua aplicación de corriente causaría que el botón de soldadura creciera completamente en las caras de los electrodos y las zonas de material se convertirían en zonas plásticas, permitiendo la completa penetración de los electrodos en las piezas de trabajo. Además de esto, la zona afectada térmicamente pasaría hacia los electrodos. En muchos casos, las pérdidas de calor por radiación serían equivalentes al calor introducido por un intervalo de tiempo, hasta que el aumento de la temperatura cesara⁽¹⁾.

El primer efecto de un tiempo insuficiente se nota cuando el calor es generado demasiado rápido en los tres contactos entre superficies, resultando en picaduras superficiales y expulsión, especialmente en las superficies de contacto de los electrodos⁽¹⁾. Se ha notado que en varias aleaciones tiempos de soldadura ligeramente más largos ensanchan el intervalo de corriente aceptable, mejorando así la soldabilidad⁽⁴²⁾.

El tiempo de soldadura recomendado para acero galvanizado es del 50 al 100% mayor que para el acero no recubierto, este tiempo adicional es necesario para desplazar el zinc de la zona de soldadura antes de que se genere suficiente calor para producir la fusión del metal. Así mismo, a largos tiempos de soldadura, el rango de soldaduras aceptables es más estrecho en la curva de soldabilidad⁽⁴²⁾.

Tiempos de soldadura, ya sea excesivamente cortos o largos, resultan en una reducción en la vida del electrodo. Tiempos más largos incrementan la duración del contacto con el recubrimiento de zinc fundido, lo que incrementa la difusión y con ésta la erosión del electrodo. Por otra parte, tiempos de soldadura cortos requieren de mayores corrientes, las cuales causan un mayor calentamiento de los electrodos. Un tiempo de soldadura intermedio resulta más benéfico para la vida del electrodo⁽⁴²⁾.

3.7.3 Efecto de la fuerza de soldadura

Suficiente fuerza debe de ser aplicada por el electrodo durante la soldadura para minimizar o eliminar la porosidad. Soldaduras indeseables, desde el punto de vista de tamaño y resistencia resultan a menudo de una distribución de corriente insatisfactoria a baja presión. Por otro lado, una anormalmente alta presión produce una distorsión objetable de lámina ⁽⁴²⁾.

Debido a la rugosidad del electrodo, cuando se aplican fuerzas ligeras, el contacto entre láminas es sólo un pequeño porcentaje del área de contacto superficial total. Conforme la fuerza se incrementa, se incrementa el contacto metálico, por lo que se reduce la resistencia de contacto, este incremento en la fuerza del electrodo también reduce la resistencia en las superficies interfaciales⁽¹⁾. Variaciones en la fuerza causan variaciones en la resistencia total, la aplicación de la fuerza del electrodo promueve la ruptura de óxidos y capas por asperezas superficiales resultando en una rápida reducción de la resistencia inicial. Para una geometría de electrodo y condición superficial, conforme aumenta la presión, las asperezas se colapsan incrementando el área de contacto y disminuyendo la resistencia casi linealmente⁽⁴²⁾. Si la cara del electrodo estuviera en forma de radio, una mayor fuerza incrementaría el área de contacto efectiva y reduciría la densidad de corriente, por lo cual, un incremento en la fuerza del electrodo reduce el calor generado⁽¹⁾.

El decremento de la resistencia con el incremento de la fuerza puede llevar a la reducción del diámetro del botón cuando la densidad de la corriente de soldadura se mantiene constante. Variaciones en la fuerza del electrodo pueden causar variaciones en el tamaño y localización de las curvas de soldabilidad y el nivel de corriente. Al incrementar la fuerza, la curva de soldabilidad se mueve hacia niveles de mayor corriente y la reduce a tiempos más cortos de soldadura. Finalmente, fuerzas mayores reducen la sensibilidad del botón a las corrientes de soldadura⁽⁴²⁾.

En el caso de aceros galvanizados, la utilización de fuerzas menores a las usadas en aceros no recubiertos resulta en diámetros de soldadura más consistentes y en una

mayor vida del electrodo. En materiales de mayor resistencia, que son más susceptibles a expulsión debido a su elevada resistividad eléctrica, una mayor fuerza puede ser requerida para asegurar el contacto entre las piezas de trabajo, sin embargo, una fuerza muy baja causara expulsión prematura de zinc, lo que ocasiona la pérdida del recubrimiento superficial. Demasiada fuerza demanda una corriente excesiva lo que reduce la vida de los electrodos^(42, 53).

3.7.4 Efecto del electrodo

Los electrodos son los componentes del proceso de soldadura por resistencia que hacen contacto con las piezas de trabajo y conducen la corriente para efectuar la soldadura. Realizan tres importantes funciones en todos los procesos de soldadura por resistencia:

1. Conducen la corriente de soldadura a las piezas de trabajo.
2. Transmiten la presión o fuerza adecuada a las piezas de trabajo para producir soldaduras satisfactorias.
3. Ayudan a disipar el calor de la zona de soldadura.

La primera de estas funciones es eléctrica. La alta conductividad eléctrica mantiene el calor interno generado al mínimo. La adecuada selección del electrodo puede ser hecha casi completamente en base a su conductividad eléctrica y térmica, tomando en consideración la resistencia del electrodo y la resistencia del área del electrodo que se encuentra en contacto con la pieza de trabajo⁽¹⁾.

La segunda función es mecánica. Durante las operaciones de soldadura los electrodos están sujetos a esfuerzos, los cuales a menudo son de una magnitud considerable. Deben resistir estos esfuerzos a temperaturas elevadas sin sufrir una considerable deformación. Esto es debido a que la corriente debe de ser conducida localmente en una determinada área para concentrarla y a su vez forjar las piezas de trabajo calientes. Esto particularmente en las superficies de contacto en donde una alta concentración de temperatura y fuerza se desarrolla. Por lo tanto, de las aleaciones desarrolladas para electrodos, se debe de elegir la mejor dependiendo de cada aplicación⁽¹⁾.

En la tercera función los electrodos deben de poseer una conductividad térmica mayor que los metales que están siendo soldados. Generalmente la conductividad térmica y eléctrica de los metales es proporcional. Debido a esta propiedad, los electrodos conducen el calor rápidamente hacia el exterior de la zona de soldadura⁽¹⁾.

3.7.4.1 Efecto del material del electrodo

La selección de la aleación es importante ya que esto puede ayudar a modificar el balance térmico o reducir el desgaste de la cara⁽¹⁾. El material del electrodo utilizado para soldadura por resistencia es generalmente de aleaciones base cobre. Estas aleaciones fueron seleccionadas debido a su alta conductividad eléctrica y térmica pudiendo ser endurecidas por la adición de pequeñas cantidades de elementos aleantes⁽⁴²⁾.

En general, el material del electrodo es más suave que el de las piezas de trabajo, con excepción de unas cuantas aplicaciones, consecuentemente, la aplicación de una fuerza dada resultará en un mejor contacto entre las superficies de contacto de los electrodos que en la superficie interfásial de las piezas de trabajo⁽¹⁾.

Un limitado número de experimentos han sido conducidos para determinar el efecto de la composición del material del electrodo en su vida, la cual es gobernada por la deformación excesiva. Se ha mostrado que la dureza a temperatura es el mayor factor en el desgaste del electrodo, en donde la débil unión en las aleaciones de cobre-cromo convencionales deteriora las fronteras de grano de los electrodos. Pequeñas cantidades de zirconio incrementan la resistencia de las fronteras de grano⁽⁴²⁾.

La introducción de la capa de galvanizado a la hoja de acero cambia las características de soldadura, los electrodos de cobre están en contacto directo con el zinc en vez del acero, este cambio resulta en diferentes características eléctricas⁽²⁸⁾. La difusión de zinc en el material del electrodo como mecanismo de deterioro muestra que la profundidad de difusión está relacionada con su deterioro, su presencia

causa un incremento en la resistividad eléctrica del electrodo que lo sobrecalienta, resultando en deformación y generación de cráteres⁽⁴²⁾.

Con las temperaturas alcanzadas en la soldadura por resistencia por puntos, hay una marcada tendencia del zinc para alearse con el material de cobre del electrodo y formar latón que es más frágil y tiene una menor conducción eléctrica, lo que provoca desprendimientos que resultan en poros. Como resultado, la punta del electrodo se erosiona y cambia de forma prematuramente. La aleación del zinc con el cobre en el punto de contacto acorta la vida del electrodo, siendo esta mayor para recubrimientos termogalvanizados que para recubrimientos galvanizados por inmersión en caliente. La aleación se reduce con valores más altos de dureza del electrodo y altos puntos de fusión del recubrimiento de Fe-Zn^(11, 28, 42, 49).

En algunos casos la aleación del electrodo resulta benéfica al prevenir que se adhiera con la pieza de trabajo y reducir la expulsión excesiva de zinc, por tal motivo se realiza un acondicionamiento del electrodo en muchas operaciones de soldadura. La vida de los electrodos en aceros recubiertos es apenas de unos miles de puntos de soldadura mientras que en aceros no recubiertos es del orden de las decenas de millar⁽⁴²⁾.

3.7.4.2 Efecto del diseño del electrodo

Aunque existen muchas aleaciones, tipos, tamaños y formas de electrodos comercialmente disponibles existen seis estándar (en punta, domo, plana, excéntrica, trunca y en radio), de las cuales la plana, en radio y en domo son de las más frecuentemente utilizadas⁽¹⁾. Investigaciones en los diferentes diseños de electrodo han mostrado que el de cono trunco a 20 grados es el que necesita menos mantenimiento en acero, seguido por el de forma de domo. Por otro lado, el electrodo de domo provee una distribución de corriente más simétrica, una mayor reproducibilidad del tamaño del botón y una mayor vida que los electrodos planos. Además de esto, la configuración en domo ofrece una mayor densidad de corriente y de capacidad de fuerza, a comparación del de tipo de cono⁽⁴²⁾.

El diámetro de la cara del electrodo y su contorno deben de ser siempre considerados ya que estos factores controlan la presión de soldadura y la densidad de corriente la cual debe de estar dentro de un rango aceptable para resultados satisfactorios⁽¹⁾. Un incremento en el diámetro del electrodo aumenta el valor de corriente aceptable, sin embargo, debido a criterios de diseño, esto no es siempre posible. Con respecto al orificio de agua de enfriamiento, mientras más cercana esté el agua de enfriamiento a la cara del electrodo, más eficiente será el enfriamiento, por lo que se incrementará su vida, la óptima razón de flujo de agua de enfriamiento a través de los electrodos es de 3.8l/min (1 gal/min). Finalmente y con respecto a la rugosidad de la cara del electrodo, superficies rugosas, marcas o superficies distorsionadas causan sobrecalentamiento local y reducen la vida del electrodo. Para aceros galvanizados se han reportado temperaturas de la cara del electrodo de entre 820 a 920°C, mientras que para acero no recubierto el rango es de entre 540 a 650°C. ^(1, 42, 50).

La geometría más común usada en acero galvanizado es el cono trunco con ángulos de entre 90 a 140°. Los electrodos con radio sólo son recomendados cuando existen problemas de alineamiento ya que el zinc se adhiere a las caras de los radios reduciendo drásticamente la densidad de corriente, esto también ocurre con el electrodo de cono trunco, sin embargo, éste presenta menor incremento en el área de contacto⁽⁴²⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La geometría de la punta del electrodo debe de ser mantenida. La Figura 3.7 muestra gráficamente la importancia del mantenimiento de la punta del electrodo y los efectos adversos de la deformación de estos en la densidad de corriente y presión⁽⁵⁰⁾.

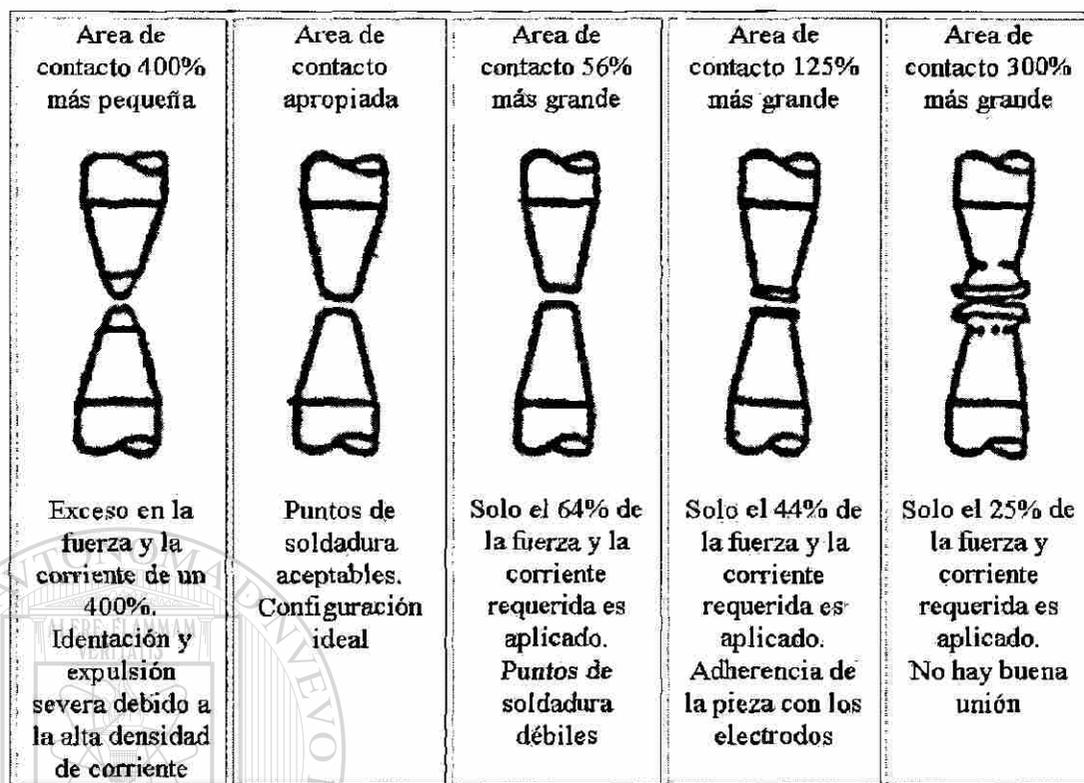


Figura 3.7. Variación de la fuerza y densidad de corriente debido a la falta de mantenimiento del electrodo⁽⁵⁰⁾.

3.7.5 Efecto del tiempo de sostenimiento

En el instante en que la corriente deja de fluir, la generación de calor cesa y la pieza de trabajo comienza a enfriarse. Los electrodos de cobre enfriados por agua extraen una significativa cantidad de calor del área de soldadura. Cuando los electrodos permanecen en contacto con el botón de soldadura después de realizado, esta región se temple durante el tiempo de sostenimiento. La razón de enfriamiento es determinada por las mismas condiciones que gobiernan la cantidad de calor introducido. Si los electrodos se separaran inmediatamente después del cese de corriente, serían incapaces de absorber el calor de la soldadura, lo cual retardaría el enfriamiento. Además, cuando la presión se remueve mientras la soldadura continúa en un estado plástico o fundido, resulta en una soldadura de baja calidad^(1, 42).

Algunos materiales son sensibles a la formación de botones de soldadura frágiles al templarse. Para materiales sensibles al tiempo de sostenimiento, la curva de soldabilidad es más estrecha para tiempos de sostenimiento más largos. Para algunos materiales el efecto de incrementar el tiempo de sostenimiento resulta en una reducción del diámetro del botón de soldadura⁽⁴²⁾.

Cuando el tiempo de sostenimiento se mantiene en un mínimo la adherencia del electrodo con la pieza de trabajo se reduce, esta adherencia causa aleación, picaduras y desgaste del electrodo, sin embargo, tiempos de sostenimiento muy cortos aunados a altas corrientes reducen o remueven el recubrimiento de zinc en la zona de soldadura, lo que ocasiona problemas de corrosión⁽⁴²⁾.

3.7.6 Efecto de la secuencia de soldadura y desvíos de corriente

Si un punto de soldadura es hecho muy cerca del anterior, habrá un efecto de desvío, el cual es equivalente a dos resistencias en paralelo. La corriente pasará a través de los dos caminos en proporción inversa a su resistencia, la acción de la primera soldadura elimina la resistencia interfásica en ese punto y, dado que las superficies de contacto de los electrodos son iguales, la división de la corriente dependerá de la razón entre la resistencia de la segunda soldadura con la resistencia del camino de la corriente a través de la primera soldadura. Entonces, el metal entre los electrodos se convierte en un circuito dividido, parte de la corriente sigue la trayectoria del primer botón de soldadura, mientras que el resto lo hace para formar el segundo botón de soldadura. Si la distancia al primer botón es grande, su resistencia a comparación con la del segundo será grande. Sin embargo, si esta distancia es corta, una apreciable porción de la corriente total será desviada. Otro factor a considerar es que mientras se genera el segundo botón existe un incremento en la temperatura, que a su vez incrementa la resistencia, lo cual favorece el efecto de desvío de corriente⁽¹⁾.

Para acero galvanizado una proporción más grande de la corriente de soldadura pasa a través del botón primario debido a que la menor resistencia de contacto ofrece un

circuito de resistencia menor a través de la zona de soldadura en comparación con los aceros no recubiertos, sin embargo, no existe una gran diferencia entre estos⁽⁴²⁾.

El tamaño del botón de soldadura puede ser afectado por:

1. Efecto de desvío de corriente.
2. Inductancia magnética causada por la masa de la pieza de trabajo en los brazos de la máquina soldadora.
3. Pérdida de fuerza efectiva del electrodo como resultado de la distorsión al doblar o girar la pieza de trabajo.

Cada uno de estos factores puede variar con el cambio en la secuencia de soldadura. En secuencias de soldadura en línea recta, el efecto de desviación de corriente es bajo para espaciamientos entre soldaduras grandes, pero el diámetro del botón se reduce ligeramente a medida que se reduce el paso entre soldaduras. Por lo general es deseable un espaciamiento de cinco veces el diámetro del electrodo⁽⁴²⁾.

Cuando la soldadura se realiza entre otras dos soldaduras existentes un paso entre soldaduras de por lo menos ocho veces el diámetro del electrodo se requiere para reducir el efecto de desvío de corriente. Cuando la soldadura se realiza en piezas en donde una considerable cantidad de material se encuentra entre los brazos de la soldadora causando inductancia magnética, se puede notar una reducción en el diámetro del botón de soldadura. Otros factores tal como la impedancia de la soldadora, el espesor de la lámina, su temperatura, así como la resistividad eléctrica del metal base afectan la cantidad de desvíos de corriente⁽⁴²⁾.

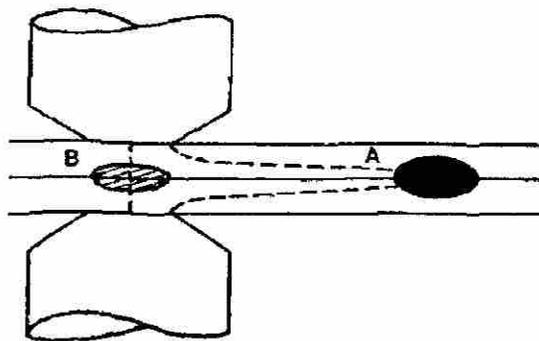


Figura 3.8. Efecto del desvío de corriente hacia el botón de soldadura previamente formado⁽¹⁾.

3.7.7 Efecto de los tratamientos posteriores

Los ciclos térmicos en el proceso de soldadura por puntos son rápidos y complejos con tasas de enfriamiento muy elevadas, suficientes para producir martensita en aceros de bajo carbono. Esta martensita de alta resistencia y baja ductilidad puede llevar a fractura interfásial por la reducida ductilidad del botón de soldadura, esto puede llevar a la reducción en la resistencia a la tensión y el rendimiento al impacto de la unión y posible agrietamiento en la soldadura. Por este motivo es conveniente efectuar un tratamiento térmico posterior al soldado para aquellas aleaciones susceptibles a la formación de martensita. La mayoría de estos tratamientos se efectúa directamente en la máquina soldadora^(42, 53).

Se debe de tener cuidado al seleccionar el tratamiento térmico adecuado. Para un resultado óptimo se debe de permitir a la soldadura enfriar por debajo de M_f pero sin causar recalentamiento por encima de A_1 . Aunque la industria automotriz, por lo general, se ha comportado poco dispuesta a estos tratamientos con excepción de algunas partes críticas⁽⁴²⁾.

3.7.8 Efecto del espesor de la lámina

Los materiales más delgados tienen su zona de fusión más cercana a los electrodos de cobre enfriados por agua que los materiales gruesos. Esto causa tasas de enfriamiento más rápidas en los botones de soldadura de materiales delgados. Por lo tanto, para composiciones químicas equivalentes, los puntos de soldadura de láminas de acero más delgadas presentan una mayor dureza que en láminas gruesas. La razón de enfriamiento en la soldadura es lo suficientemente rápida para formar martensita en materiales delgados⁽⁴²⁾.

Al soldar, ya sea materiales disimilares o de diferente espesor, o variando el contacto o material de los electrodos, existirán variaciones en el gradiente térmico del sistema que provocarían un desplazamiento del botón de soldadura hacia la zona donde se presente el valor máximo de éste⁽¹⁾.

3.7.9 Efecto de la condición superficial

Idealmente, las superficies de las piezas de trabajo deben de estar libres de cualquier sustancia que degrade la operación de soldadura, estas varían desde materiales aplicados como pintura o aceite, hasta productos de oxidación en forma de películas delgadas o escorias gruesas provenientes del baño de galvanizado. La suciedad y los óxidos superficiales, los cuales están en contacto con los electrodos, pueden reducir la vida de éstos al incrementar rápidamente el diámetro de su cara. Esto ocurre más rápidamente en materiales gruesos debido a que requieren corrientes más elevadas. El mecanismo de deterioro es la nula uniformidad de la resistencia en los óxidos, lo que produce áreas localizadas de excesiva temperatura, lo que provoca expulsión entre la lámina y el electrodo, causando la erosión, desgaste y deformación en forma de hongo de los electrodos, los cuales generan botones de soldadura de forma irregular. En las superficies interfaciales, la expulsión de metal puede ocurrir y la existencia de inclusiones de escorias, así como poros a menudo se encuentra en la zona de fusión^(1, 42).

El aceite superficial en acero de bajo carbono tiende a causar partículas de suciedad que son dañinas. Además de esto, el aceite en contacto con los electrodos causa carbonización en las puntas de los electrodos, reduciendo su vida considerablemente. Este aceite incrementa la resistencia de contacto en las superficies interfaciales⁽⁴²⁾. El desengrase alcalino no tiene influencia en el número máximo de puntos de soldadura, pero la corriente de soldadura se incrementa un poco, esto por una mayor resistencia de contacto cuando el óxido de aluminio está presente en superficies galvanizadas⁽³³⁾.

3.7.10 Efecto de la limpieza del acero

Se ha observado que la limpieza del acero afecta la fractura interfacial del botón de soldadura ya que pueden acumularse inclusiones en el centro de la soldadura durante solidificación. Ya que la limpieza de los aceros no calmados es inferior a la de los calmados, estos aceros presentan una curva de soldabilidad limitada. Estos resultados indican que si no se controlan las prácticas de fusión se puede deteriorar la soldabilidad del acero⁽⁴²⁾.

3.7.11 Efecto de la composición química del acero

Siempre es posible la unión de dos aceros por soldadura, el problema es hacerlo sin perder las propiedades del material como resistencia, ductilidad, resistencia a la fatiga, etc. Durante el soldado es importante minimizar la zona de soldadura, así como la zona afectada térmicamente. Debido al enfriamiento rápido de la zona de soldadura y la afectada térmicamente, fases frágiles como martensita o bainita pueden ser formadas. La formación de estas fases frágiles indeseables es principalmente dependiente en la composición del acero, el calor introducido por el proceso de soldadura y la velocidad de enfriamiento^(1, 49).

Probablemente el elemento más importante que afecta la soldabilidad es el carbono. Para calibres automotrices, la dureza se incrementa rápidamente con pequeños incrementos en el contenido de carbono, lo que ocasiona ruptura interfásial y deterioro del botón de soldadura. Se ha sugerido que para obtener un desempeño aceptable en las soldaduras, el contenido de carbono debe de ser mantenido por debajo de $0.10\% + 0.011t$, en donde t es el espesor del acero en milímetros. Los aceros HSLA, ya que son vendidos de acuerdo a su resistencia y que cada productor tiene su propia composición, esta diferencia en composición química puede causar variaciones en su soldabilidad^(1, 42).

El efecto de varios elementos aleantes en la soldabilidad por puntos se resume a continuación:

Carbono. Es uno de los más potentes elementos endurecedores, sin embargo, si su contenido no excede un porcentaje de 0.200 no tiene ningún efecto en la soldadura por resistencia⁽¹⁾.

Fósforo y azufre. Promueven ruptura interfásial cuando su contenido total, aunado al carbono excede un valor crítico, esto resulta en rangos reducidos de corriente que originan curvas de soldabilidad mínimas. Sin embargo, se ha mostrado que tiempos de soldadura más largos de lo normal, junto con tiempos de sostenimiento cortos, pueden mejorar la soldabilidad de aceros con contenido de fósforo^(1, 42).

Manganeso. Incrementa la tendencia al agrietamiento a contenidos por encima de los 0.600% con relativamente alto contenido de carbono. Por debajo de 0.300% puede incrementar la susceptibilidad a porosidad interna y agrietamiento⁽¹⁾.

Silicio. Incrementa la susceptibilidad al agrietamiento de la zona de soldadura, particularmente con el incremento del contenido de carbono⁽¹⁾.

Titanio. Reduce el diámetro máximo del botón de soldadura, la resistencia a tensión y a corte, así como el rango de corriente de soldadura. Se recomienda que el contenido de titanio no exceda el 0.18%, además de esto, la utilización de electrodos de diámetro mayor, así como un aumento en la fuerza puede ser requerido⁽⁴²⁾.

Nitrógeno. Provoca falla interfásial del botón de soldadura. Esta sensibilidad puede ser reducida disminuyendo el contenido de nitrógeno con aluminio en aceros calmados⁽⁴²⁾.

Oxígeno. Altos niveles promueven fallas interfásiales, ya sea por la presencia de agrietamiento en caliente en el centro, o a través de un mecanismo de fragilización de la soldadura. El nivel de oxígeno puede ser controlado reduciendo el contenido de oxígeno en la fundición y evitando las soldaduras en superficies oxidadas⁽⁴²⁾.

Hidrógeno. Proveniente de los aceites superficiales, asiste a las fallas en las soldaduras al difundir del área de soldadura⁽⁴²⁾.

3.7.11.1 Influencia del carbono equivalente en la soldabilidad

Una pobre soldabilidad es causada por altos valores de carbono, así como de carbono equivalente, es decir, altos valores de capacidad de endurecimiento que son más sensibles a la formación de estructuras frágiles. Las estructuras de los aceros tradicionales tienen alta sensibilidad a agrietamiento inducido por hidrógeno en las zonas afectadas térmicamente después de soldado^(49, 51).

La presencia de elevados contenidos de carbono y grandes cantidades de elementos aleantes requeridos para obtener las propiedades de resistencia y dureza también llevan a altos valores de carbono equivalente. La soldabilidad y la tenacidad de la soldadura son inversamente relacionadas con el valor de carbono equivalente, especialmente a altos contenidos. La Figura 3.9 sugiere la importancia crítica de bajos

contenidos de carbono en la mejora de la soldabilidad y tenacidad de soldaduras en aceros⁽⁵¹⁾.

El valor de carbono equivalente es calculado de acuerdo a la siguiente ecuación⁽⁵²⁾:

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

Los procesos de soldadura sin demasiado aporte de calor como lo es el de soldadura por puntos puede reducir la formación de estructuras frágiles⁽⁴⁹⁾.

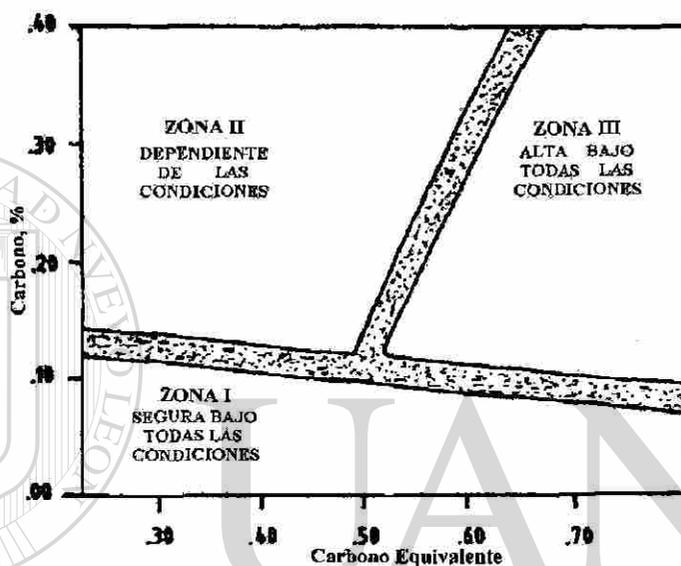


Figura 3.9. Susceptibilidad al agrietamiento de la zona afectada térmicamente como función del contenido de carbono y carbono equivalente de acuerdo a Graville⁽⁵²⁾.

3.7.12 Efecto del espesor del recubrimiento

La corriente de soldadura disponible para producir soldaduras satisfactorias es también sensible al espesor de la capa del recubrimiento, particularmente a niveles de 5 a 10 μm , justamente las de especificaciones comerciales. Las variaciones en la calidad de las soldaduras son mayores para los recubrimientos más pesados, estos requieren un incremento en la corriente o tiempo de soldadura para compensar el espesor del recubrimiento por lo que se ha observado que la vida del electrodo disminuye conforme el espesor del recubrimiento aumenta^(1, 28, 42).

Se ha observado que los materiales más delgados son más sensibles al deterioro de los electrodos. Entre más grande sea la proporción entre el espesor del recubrimiento con el de la lámina mayor será el deterioro de los electrodos⁽⁴²⁾.

3.7.13 Efecto de la composición química y microestructura del recubrimiento

Las condiciones uniformes de la fase Γ en los recubrimientos termogalvanizados provocan que requiera corrientes de menor magnitud y produce un calentamiento continuo y uniforme lo que mejora la soldabilidad e incrementa la vida del electrodo, sin embargo con relativamente poca formabilidad⁽⁴²⁾.

Los recubrimientos termogalvanizados con fases de ζ y δ presentes tienen alta resistencia al flujo lateral de corriente de soldadura reduciendo el efecto de desvío de corriente y presentando una excelente soldabilidad⁽⁴²⁾.

La soldabilidad de los recubrimientos por inmersión en caliente, depende de las fases intermetálicas presentes y su uniformidad, espesor y dureza. La formación de una uniforme y continua fase ζ promueve una soldabilidad excelente pero puede reducir la formabilidad. En general, la formación de capas intermetálicas continuas, duras y uniformes mejoran la soldabilidad⁽⁴²⁾.

3.7.14 Efecto de la integridad y dureza del recubrimiento

La integridad de la capa de aleación Fe-Zn del recubrimiento y su dureza tienen un efecto significativo en la calidad de la soldadura. Se ha reportado que los recubrimientos que se despedazan y rompen, o que son más suaves y presentan una menor uniformidad en su conductividad eléctrica y térmica, tienen una pobre soldabilidad y promueven el rápido deterioro de los electrodos⁽⁴²⁾.

3.8 Propiedades mecánicas de los puntos de soldadura

El comportamiento a la fractura de las juntas soldadas por puntos es investigado por pruebas de corte a tensión, prueba de arranque o prueba de tensión cruzada, el

desempeño a la fatiga es de importancia en aplicaciones automotrices. Una buena soldadura es obtenida si la zona fundida o botón de soldadura permanece en la lámina después de la prueba mecánica (en donde en ocasiones se determina un mínimo de fuerza requerida). Grietas interfaciales son típicas en soldaduras frágiles y deben de ser evitadas por una elección óptima de los parámetros de soldadura^(49, 53).

Una buena soldadura puede ser definida como sigue:

- No debe presentar fractura frágil, la adaptación de parámetros es requerida, así como también una baja cantidad de carbono equivalente en el acero.
- Debe presentar un buen diámetro del botón, esto es resultado de una buena elección de parámetros y el control de la estabilidad del proceso para compensar daños en el electrodo.

Las propiedades mecánicas obtenidas en el botón de soldadura son afectadas por muchos factores, los cuales incluyen⁽⁴²⁾:

1. Geometría del espécimen, espesor de la lámina y arreglo de puntos de soldadura.
2. Condiciones de soldadura (corriente de soldadura, tiempo de soldadura, tiempo de sostenimiento).
3. Tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.
4. Condiciones de prueba (temperatura, velocidad, atmósfera).

Las variaciones en la geometría del espécimen, espesor de la hoja y el arreglo de puntos de soldadura alteran la distribución de esfuerzos locales alrededor de cada botón de soldadura causando una variación en la carga última que el botón es capaz de soportar. Así mismo, variaciones en las condiciones de soldadura pueden alterar la resistencia del botón de soldadura y por lo tanto causar variaciones en la capacidad de carga. Alteraciones en la química y resistencia del metal base pueden promover el debilitamiento de los botones de soldadura, exhibiendo fallas interfaciales, que es responsable de un reducido rendimiento⁽⁴²⁾.

CAPITULO IV

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

El procedimiento experimental comprende la obtención de los parámetros de proceso de las láminas de prueba, así como su caracterización en base al equipo disponible para tal efecto y con apoyo de las técnicas reportadas en la literatura existente que proporcionen información útil acerca de las propiedades del material y su posible influencia en el resultado de las pruebas de este estudio.

El proceso de pruebas de soldabilidad en el acero obtenido bajo las diferentes condiciones, así como el análisis de dichas soldaduras para su evaluación se efectúa en base a los requerimientos necesarios para su apego a la norma Chrysler y su uso para determinar la capacidad del acero a formar botones de soldadura por resistencia aceptables bajo los parámetros y criterios establecidos.

4.2 Determinación de parámetros de proceso

El material de entrada a la línea y las condiciones del procesamiento del acero son los requeridos para obtener un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA). Los parámetros bajo los cuales las diferentes láminas de acero de prueba fueron procesados se obtienen por medio del equipo instalado de monitoreo de la empresa, que registra las temperaturas medidas por los termopares y pirómetros instalados en los diferentes puntos del proceso, así como la velocidad de la lámina, la composición química del baño de galvanizado y parámetros de operación del horno de inducción de termogalvanizado, como son, potencia, voltaje, corriente y frecuencia.

Todos estos parámetros son leídos y registrados en los paneles de monitoreo del cuarto de control que se observan en la Figura 4.1.

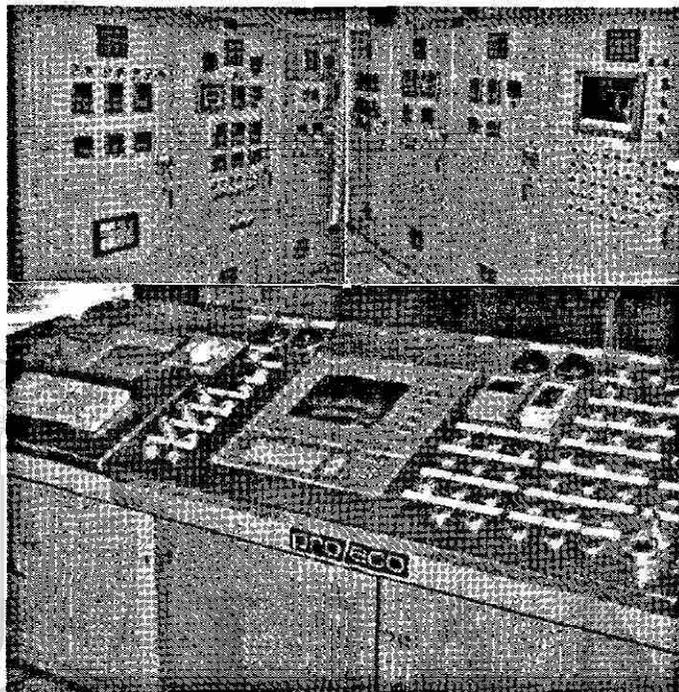


Figura 4.1. Paneles de monitoreo y control de proceso.

La principal variación en el proceso del acero de prueba es el concerniente al contenido de antimonio en el baño de galvanizado, inicialmente el contenido en el baño es el relativo a las condiciones normales de procesamiento de la línea de galvanizado, por lo que una corrida de acero de prueba fue procesada con esta cantidad de Sb. En orden de minimizar el contenido de Sb en el baño para procesar el acero de prueba a niveles más bajos, la línea de galvanizado trabajó recubriendo material para así ir disminuyendo gradualmente el contenido de los elementos aleantes del zinc fundido en la paila, manteniendo constante una composición adecuada en ésta por la adición de lingotes de los componentes de dicha composición, con excepción del Sb, hasta llegar a reducir su contenido a niveles casi nulos. Una corrida de material de prueba se realizó con una composición intermedia entre la

composición normal y la composición mínima de Sb en la paila para así poder determinar su efecto en la soldabilidad del acero de prueba.

4.3 Caracterización de la lámina termogalvanizada

La caracterización de la lámina termogalvanizada involucra tanto al metal base como al recubrimiento de Fe-Zn con objeto de conocer, determinar y validar sus propiedades.

4.3.1 Preparación de muestras

Después de que ha sido procesado el acero, al final de la línea y antes de enrollar la lámina se obtienen los paneles de lámina termogalvanizada de 30 cm por el ancho del rollo (aproximadamente 90 cm), los cuales servirán de muestra tanto para su caracterización como para las pruebas de soldabilidad.

Se cortaron las probetas para el ensayo de tensión y análisis químico de los paneles de lámina galvanizada haciendo uso de la troqueladora mecánica mostrada en la Figura 4.2 la cual cuenta con las dimensiones especificadas por la norma ASTM E8. La probeta para análisis químico es un bocado de 8 cm de diámetro.

Tanto para el análisis óptico, microdurezas y análisis de recubrimiento, se procede a la preparación de muestras de lámina galvanizada, dividiendo éstas en pequeñas secciones de 1.5 x 0.7 cm aproximadamente tanto en su sentido longitudinal y transversal con la cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160 de la Figura 4.3. Posteriormente a esto se procede al encapsulado en resina epóxica de baquelita en una encapsuladora marca BUEHLER modelo 20-1410-115 mostrada en la Figura 4.4.

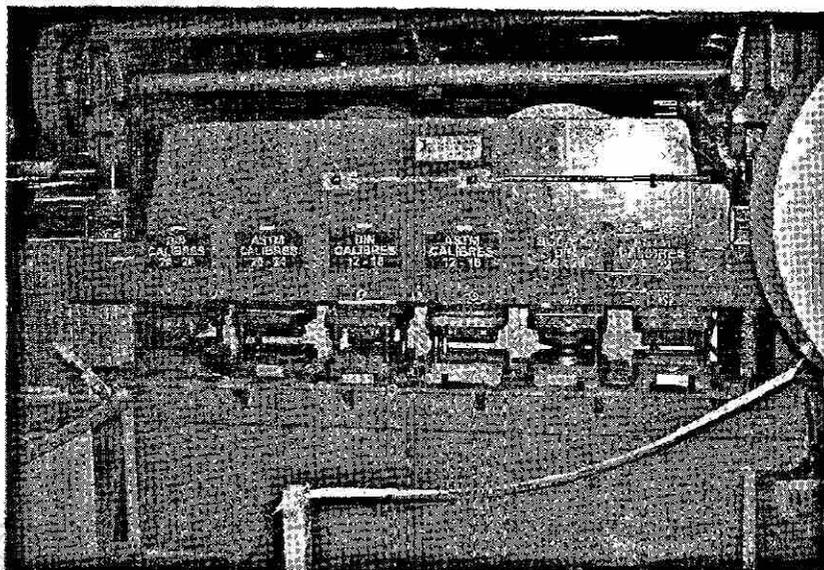


Figura 4.2. Troqueladora mecánica.

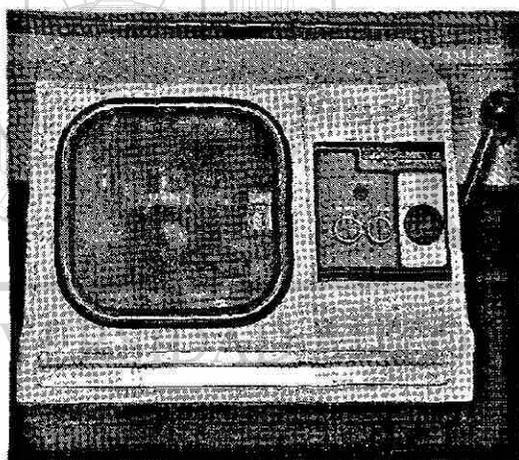


Figura 4.3. Cortadora marca BUEHLER

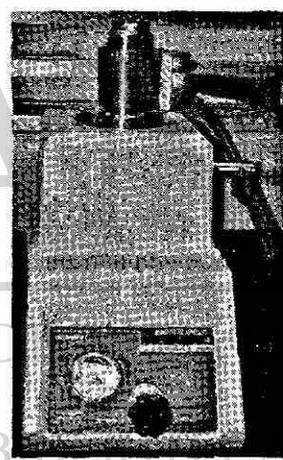


Figura 4.4. Encapsuladora marca BUEHLER

Después del encapsulado de las muestras se procede a su desbaste con una secuencia de lijas de granulometría 240, 320, 400, 600, 1200 y 4000 utilizando para esto la desbastadora manual mostrada en la Figura 4.5. Para posteriormente dar un pulido en un paño rotatorio (Figura 4.6) aplicando pasta de diamante de un μm para obtener un acabado a espejo en la muestra.

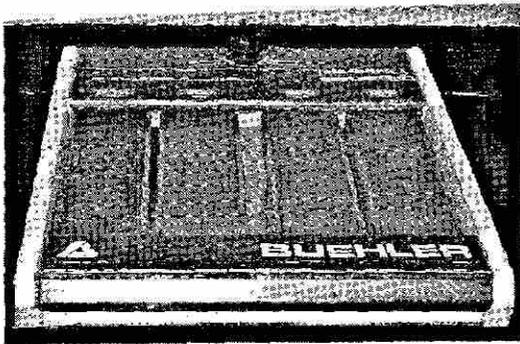


Figura 4.5. Desbastadora manual.

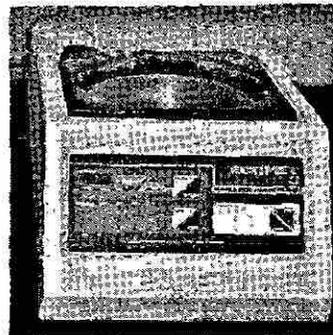


Figura 4.6. Pulidor rotatorio.

A partir del pulido y dependiendo del tipo de análisis a efectuar se procede al ataque ya sea del metal o del recubrimiento con nital al 2% (2% de HN en 98% de alcohol metílico) con objeto de revelar su microestructura.

4.3.2 Análisis del metal base

Se efectúa la medición del espesor de las muestras obtenidas de lámina termogalvanizada con un micrómetro digital marca Mitutoyo, este valor servirá como referencia para el ensayo de tensión, así como para la determinación de los parámetros de soldadura.

4.3.2.1 Ensayo de tensión

A partir de las probetas obtenidas en el sentido de laminación del rollo se realizan los ensayos de tensión en la máquina universal Instron modelo 2525-802 de la Figura 4.7 para evaluar las propiedades mecánicas finales del acero procesado y así verificar su correspondencia con las especificaciones requeridas para el material y la prueba.

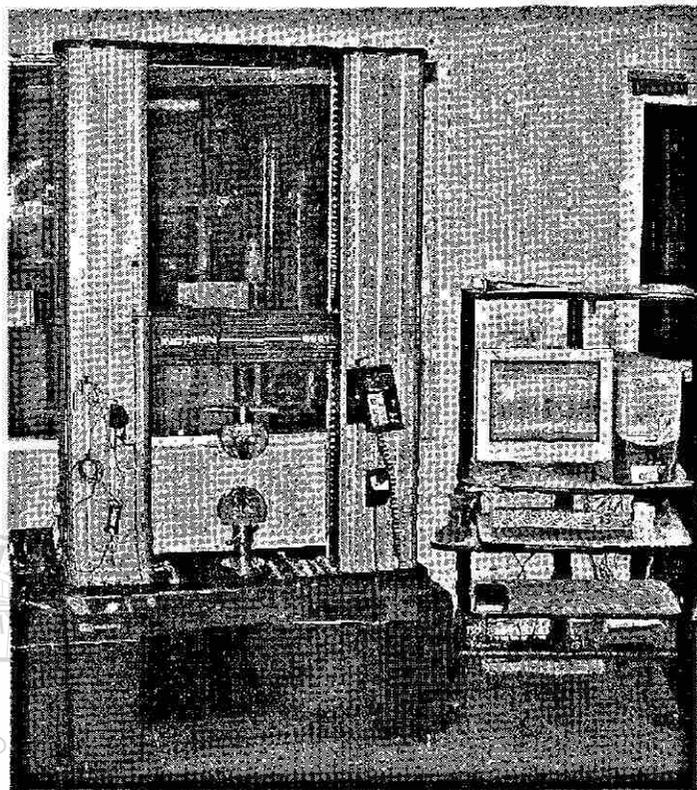


Figura 4.7. Máquina universal de pruebas Instron.

4.3.2.2 Análisis químico

El bocado de 8 cm de la Figura 4.8, ya sea de lámina negra o galvanizada decapada con ácido clorhídrico (HCl), se lija con el fin de remover óxidos superficiales y así realizar el análisis químico correspondiente en el espectrómetro por chispa marca Spectrolab previamente calibrado mostrado en la Figura 4.9.

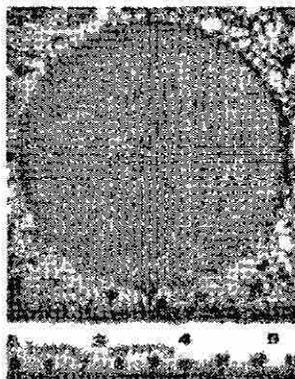


Figura 4.8. Bocado troquelado de lámina de 8 cm de diámetro.



Figura 4.9. Espectrómetro por chispa.

4.3.2.3 Ensayo de dureza

Se determinó la dureza superficial a las probetas de lámina galvanizada en un área decapada con un durómetro marca United, modelo Tru Blue en HRB, así como su microdureza transversal con el microdurómetro marca Shimadzu (Figura 4.10) con una carga de 100g y un tiempo de indentación de 15 segundos.

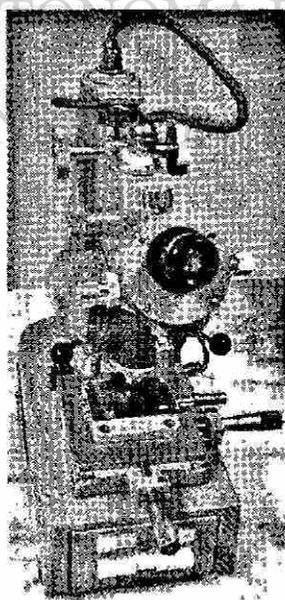


Figura 4.10. Microdurómetro marca Shimadzu.

4.3.2.4 Análisis óptico

Se efectúa un análisis óptico a las muestras metalográficas con el fin de determinar tanto la microestructura de las fases presentes, así como las correspondientes mediciones de tamaño de grano con el microscopio óptico marca Nikon modelo EPHIPOT (Figura 4.11) complementado con su equipo de analizador de imágenes, con el cual se miden además las indentaciones realizadas con el microdurómetro.

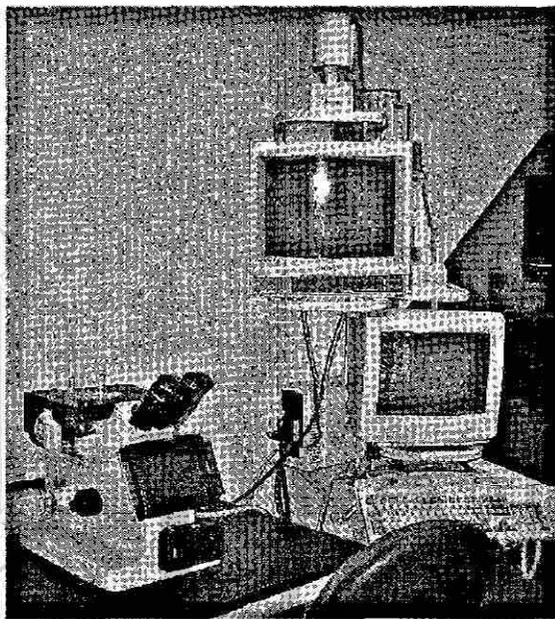


Figura 4.11. Microscopio óptico.

4.3.3 Análisis del recubrimiento

4.3.3.1 Medición de rugosidad

Con objeto de determinar la rugosidad superficial del recubrimiento después de ser procesado, se realiza la medición de este parámetro en la muestra obtenida en diferentes puntos, tanto en extremos como en su zona central, haciendo uso de un rugosímetro marca Hommel, modelo T500 que se muestra en la Figura 4.12.

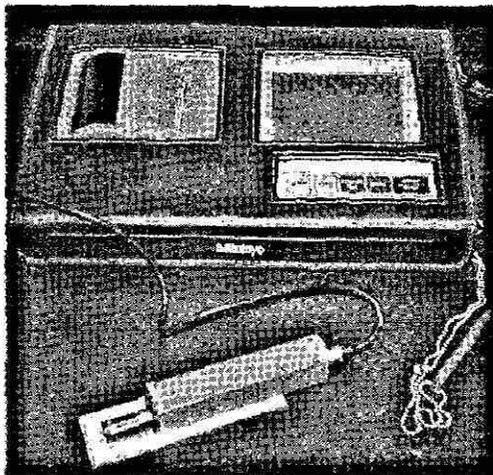


Figura 4.12. Rugosímetro Hommel, modelo T500.

4.3.3.2 Análisis químico

El análisis químico del recubrimiento se realiza al disolver el recubrimiento de un bocado de lámina termogalvanizada con HCl, este es diluido y analizado por medio del espectrofotómetro de emisión por plasma marca Jarrell Ash, modelo 13860302 (Figura 4.13) para determinar su composición química.

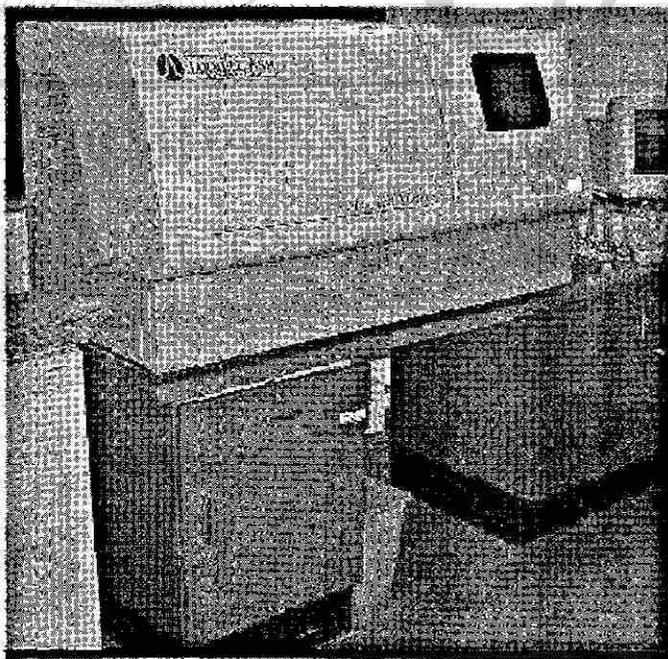


Figura 4.13. Espectrofotómetro de emisión por plasma.

Además de esto se realiza el análisis de las fases del recubrimiento haciendo uso del microscopio electrónico de barrido marca Jeol, modelo JSM-5600 de la Figura 4.14. La composición química puntual de las fases presentes y la distribución del contenido de Fe en función de la distancia al sustrato se determinan por medio del espectro de rayos X.

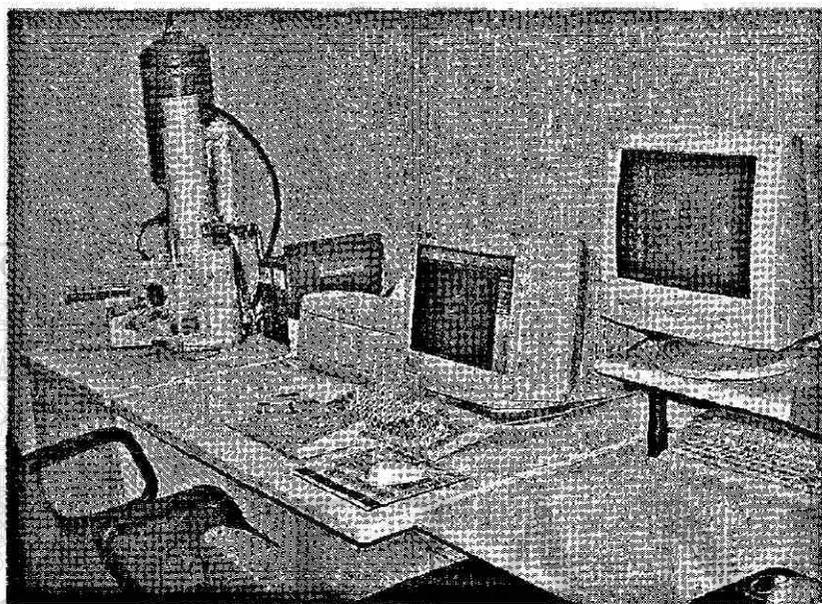


Figura 4.14. Microscopio electrónico de barrido.

4.3.3.3 Análisis óptico

El análisis óptico del recubrimiento se lleva a cabo mediante el microscopio óptico de la Figura 4.11 y con el microscopio electrónico de barrido de la Figura 4.14 con objeto de determinar la microestructura de sus fases intermetálicas, así como su espesor.

4.3.3.4 Peso del recubrimiento

El peso del recubrimiento se determina por medio de la pérdida en peso por lado de un bocado de lámina de 8cm de diámetro, al disolver su recubrimiento en HCl, el peso es medido en la báscula de precisión mostrada en la Figura 4.15.

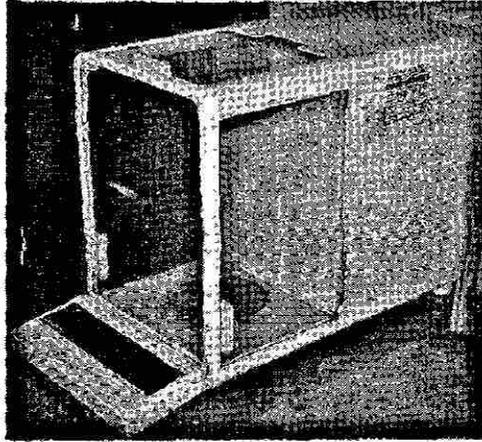


Figura 4.15. Balanza de precisión.

4.3.3.5 Integridad del recubrimiento

Ya que la lámina de acero está destinada a la industria automotriz y en ésta el proceso de formado es esencial, se realizan los ensayos de doblez para determinar la capacidad de recubrimiento a permanecer adherido a la lámina después de haber sido sometida a un doblado y desdoblado.

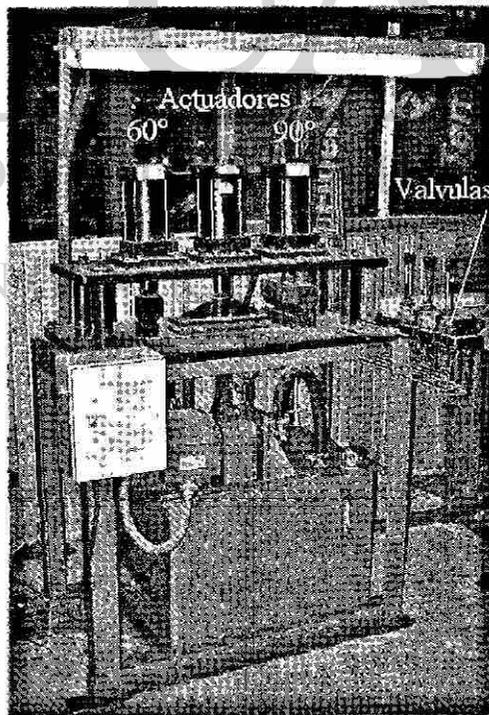


Figura 4.16. Máquina dobladora.

Para tal efecto se realizan doblados de bocados de lámina galvanizada de 8cm de diámetro a dos diferentes ángulos, los cuales son 90° y 60° con la máquina dobladora mostrada en la Figura 4.16, los bocados de lámina son pesados antes de su doblez haciendo uso de la báscula de precisión mostrada en la Figura 4.15, después del desdoblamiento se coloca una cinta adhesiva en la línea sobre la cual se efectúa el doblez, para capturar el polvo del recubrimiento de Zn desprendido, el bocado es pesado nuevamente para determinar su pérdida en peso relativa al polvo desprendido.

4.4 Prueba Chrysler de calidad de soldaduras

La prueba de calidad de las soldaduras determina la capacidad del acero para formar soldaduras por puntos por resistencia aceptables realizadas dentro de los parámetros de soldadura recomendados por el estándar de proceso. Los aceros de alta resistencia sensibles a tiempos de sostenimiento largos o cortos son similarmente sometidos a prueba⁽⁴⁴⁾.

Un resumen del procedimiento general se describe a continuación:

1. La corriente de prueba se establece siguiendo un procedimiento que asegura que cada prueba inicia con una corriente que es cercana, pero por debajo del nivel de expulsión para el acero de prueba.
2. Las soldaduras se realizan en el acero de prueba iniciando con los paneles correspondientes a 30 ciclos de tiempo de sostenimiento y terminando con 5 ciclos.
3. Una evaluación de una porción de soldaduras se realiza para determinar el diámetro del botón, estos resultados son registrados.
4. Se recopila información metalográfica, de dureza, indentación, penetración y diámetro de la zona fundida del botón de soldadura de los pares de paneles de prueba soldados.
5. Después de revisar todos estos datos se determina la aceptabilidad o no del acero de prueba para ser soldado satisfactoriamente bajo este estándar.

4.4.1 Limitantes y consideraciones de aplicación del estándar

Este estándar se aplica a todos los componentes automotrices fabricados de hojas de acero no recubierta y galvanizada, termogalvanizada, electrogalvanizada y acero de alta resistencia soldable con un máximo de 414MPa o 60,000 psi de cedencia⁽⁵⁰⁾.

Es además aplicable a aceros teniendo un carbono equivalente máximo de 0.30% generalmente usados para estampado y otras partes maquinadas. El carbono equivalente (CE) es calculado por la siguiente ecuación:

$$CE = \%C + \%Mn/6 \quad (4.1)$$

La razón de espesor para dos espesores de metales y hojas adyacentes para tres espesores de metales no debe de exceder de 3:1 tanto para aceros recubiertos, como para no recubiertos, esto no aplica para tres espesores de material si el más delgado se encuentra en medio de los otros⁽⁵⁰⁾.

4.4.2 Preparación de muestras

Los aceites de molino u otros tratamientos químicos superficiales utilizados como protección contra la corrosión o para envío no deben de ser removidos antes de la prueba de soldabilidad por puntos, sin embargo, aceites de molino pesados pueden ser limpiados ligeramente con una toalla de papel seca, por lo tanto, los paneles de lámina galvanizada obtenidos después de su procesamiento únicamente se protegen de suciedad o partículas de polvo del medio ambiente.

El corte de las muestras para las pruebas de soldadura se realiza a partir del rollo como lo indica la Figura 4.17, desechando aproximadamente 2.54cm (1 in) de los extremos del rollo, el resto de éste es cortado en tiras de 7.62 cm de ancho (3 in), que servirán como tiras de acondicionamiento, a partir de éstas se obtienen paneles de 30.5 cm (12 in) de longitud y los cupones tanto metalográficos como tensiles que se muestran en la Figura 4.18 se obtienen en el sentido de laminación, los cortes se realizan en la cizalla hidráulica de la Figura 4.19.

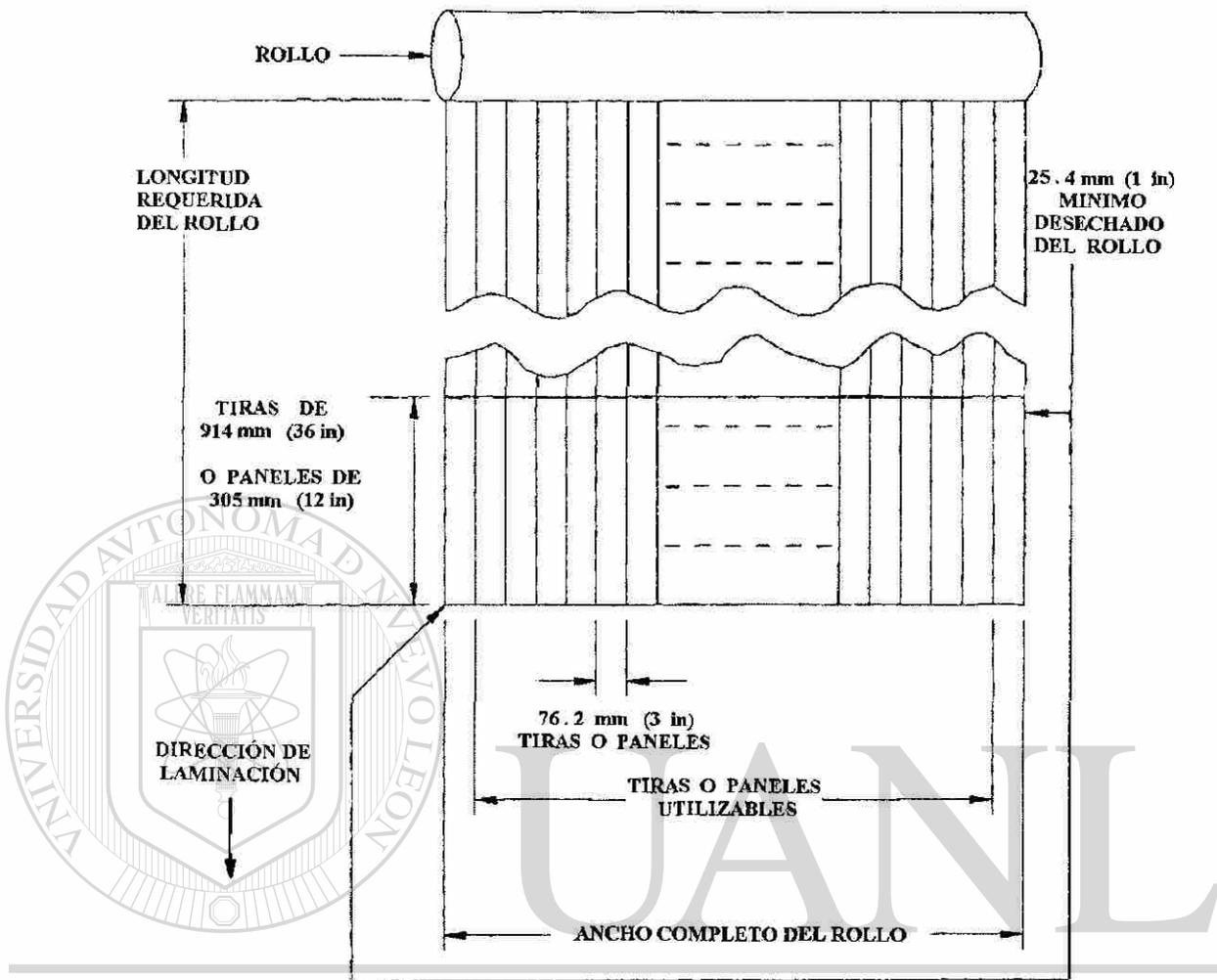


Figura 4.17. Instrucciones de corte para tiras y paneles de prueba⁽⁴⁴⁾.

Descripción	Ancho	Largo
Tiras de acondicionamiento	7.62cm (3in)	91.4cm (36in)
Paneles	7.62cm (3in)	30.5cm (12in)
Cupón metalográfico	3.8cm (1.5in)	12.7cm (5in)
Cupón de tensión	3.8cm (1.5in)	10.2cm (4in)

Tabla 4.1. Dimensiones de las hojas utilizadas.

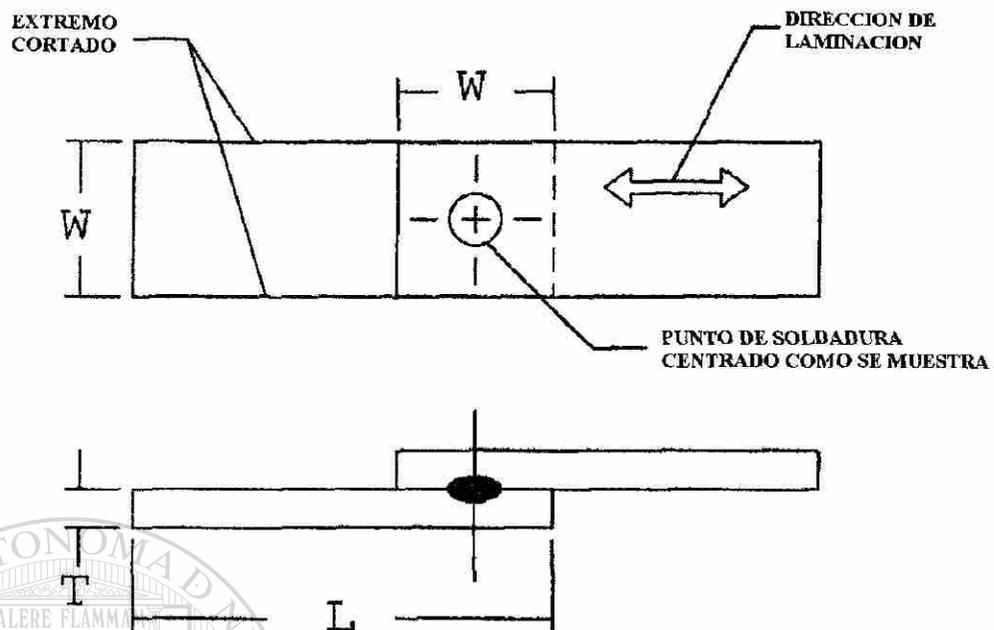


Figura 4.18. Cupón metalográfico y de tensión⁽⁴⁴⁾.

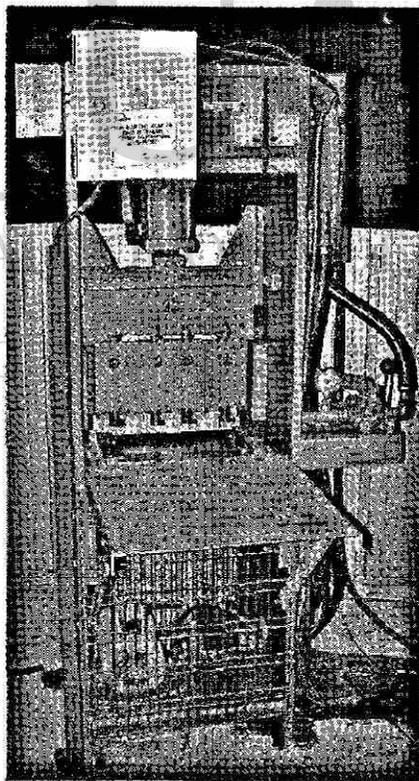


Figura 4.19. Cizalla hidráulica.

4.4.3 Preparación de máquina

De acuerdo al estándar los electrodos deben de ser RWMA tipo “A” clase 2 cobre-cromo con una dureza Rockwell B mínima de 78 y deben de ser instalados con las caras paralelas, con un flujo de agua de enfriamiento de 3.8 litros (1 galón) por minuto \pm 5% a una temperatura de entre 10 y 32°C. La tolerancia del diámetro de la cara del electrodo requerida es de \pm 0.25mm (\pm 0.010in). La fuerza de los electrodos para hojas de acero de HSLA debe incrementarse en un 10% y estas partes deberán estar en contacto y alineadas sin tener que aplicar más de dicho porcentaje de la fuerza requerida.

Para la puesta en marcha de la máquina soldadora de pedestal marca ARO modelo PAO94-SC, que se muestra en la Figura 4.20, se ajustan los requerimientos establecidos por la norma relativa de soldabilidad en el panel de control. Se instalan los electrodos correspondientes, se regula la presión del actuador neumático para proporcionar la fuerza requerida, así como el flujo de agua de enfriamiento de los electrodos con los parámetros mostrados en la Tabla 4.2, en base al calibre del metal de prueba.

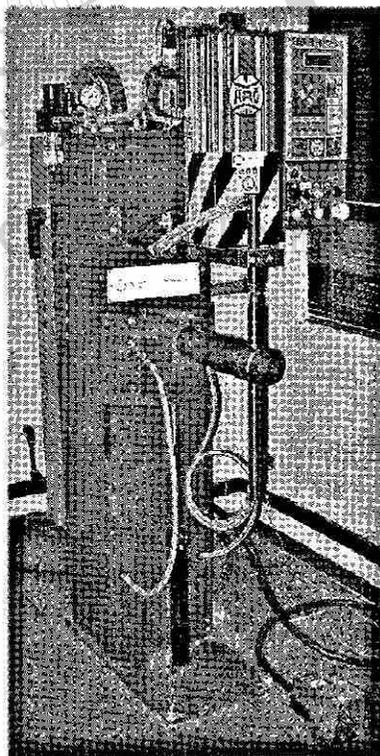


Figura 4.20. Máquina soldadora de pedestal.

Parámetro	Especificación
Espesor de la hoja más delgada	1.524 mm (0,060 in)
Fuerza neta del electrodo	4895 N (1100 Lbs)
Ø de la punta del electrodo	7.9 mm (0.313 in)
Tipo y clase del electrodo	RWMA 2 cobre - cromo
Rango de corriente de soldadura	12 - 15 kA
Tiempo de compresión	99 ciclos
Tiempo de soldadura	14 ciclos
Tiempo de sostenimiento	5/30 ciclos
Tiempo de apagado	24 ciclos
Flujo de agua de refrigeración	3.8 l/min (1,0 gpm)
Temp. del agua de refrigeración	10 - 32 °C
Ø mínimo requerido del botón de soldadura	5.4 mm (0.213in)

Tabla 4.2. Especificaciones según norma Chrysler.

4.4.4 Procedimiento de ajuste de corriente de prueba

El propósito de este procedimiento es el de establecer la corriente de soldadura para ser usada en toda la prueba. Esto con el objeto de determinarla de una manera predecible y reproducible, minimizando el riesgo de influenciar la prueba⁽⁵⁴⁾.

El promedio de medidas en el espesor de la lámina, tomadas de diferentes tiras, se utiliza en la selección del rango apropiado de corriente, de acuerdo con el estándar de proceso. El procedimiento para establecer la corriente de prueba se menciona a continuación.

Una vez instalados los electrodos de acuerdo con los requerimientos mencionados y un tiempo de sostenimiento programado de 30 ciclos, se ajusta el porcentaje de calor

(%Ht) necesario para aplicar la corriente mínima (I_L) del rango recomendado para el espesor del acero antes mencionado, esto se realiza con las caras de los electrodos en contacto directo, es decir, en ausencia de la resistencia de la pieza de trabajo y registrando el promedio de tres lecturas tanto de I_L como de %Ht $_L$. El mismo proceso se realiza hasta obtener la corriente máxima (I_H) del rango recomendado.

A partir de las lecturas anteriores se calcula la diferencia (Δ) de estas, tanto en %Ht, como en I. Una adición de corriente (I_{Add}) se calcula dividiendo la diferencia en la corriente entre un factor R para compensar la corriente inicial de acuerdo con el material de prueba, en este caso, y al tratarse de lámina termogalvanizada, el factor R es de 2. Una corriente deseada (I_D) se obtiene al sumar $I_L + I_{Add}$.

Utilizando las tiras de lámina de prueba de 7.9 x 90.6 cm (3" x 36") y tomando en consideración la Figura 4.21 se realiza el primer punto de soldadura ajustando la soldadora a %Ht $_L$. Se realizan cinco soldaduras más en la lámina de prueba, siguiendo con el patrón mencionado, registrando la corriente correspondiente a cada una de ellas para calcular su promedio, esta será una corriente real (I_{Act}).

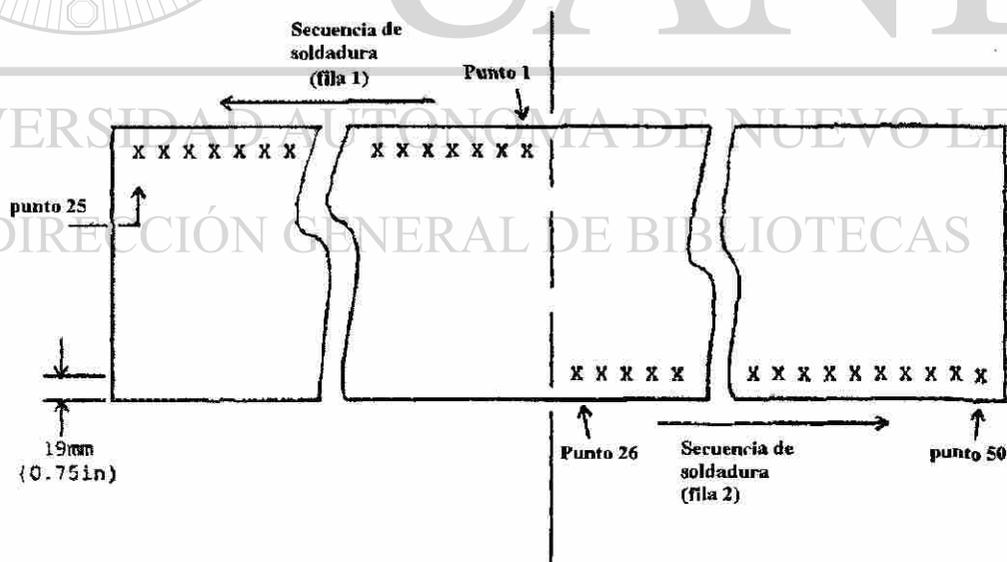


Figura 4.21. Secuencia y localización de los puntos de acondicionamiento⁽⁵⁴⁾.

Se calcula un factor de corrección (CF) = I_{Act}/I_L y una diferencia en la corriente corregida (ΔI_{Corr}) = $I_D - I_{Act}$ para calcular el incremento total en el porcentaje de calor ($\%Ht_{inc}$) con:

$$\%Ht_{inc} = \frac{(\Delta\%Ht)(\Delta I_{Corr})}{(\Delta I)(CF)} \quad (4.2)$$

Con este incremento en el porcentaje de calor total se calcula el porcentaje de calor objetivo ($\%Ht_{Tar}$) = $\%Ht_L + \%Ht_{inc}$. El número de incrementos del 5% entre $\%Ht_L$ y $\%Ht_{Tar}$ se obtiene de dividir $\%Ht_{inc}$ entre 5. Por lo tanto se inicia en $\%Ht_L$, al que se le irá incrementando cada vez 5% hasta llegar a la corriente de prueba o alcanzar $\%Ht_{Tar}$.

Se realizan cinco puntos de soldadura al primer incremento de $\%Ht$ en la lámina de prueba continuando con el patrón iniciado, si menos de tres de las cinco soldaduras realizadas exhiben expulsión de material se efectúa el siguiente incremento de $\%Ht$ hasta que por lo menos tres de las cinco soldaduras exhiban expulsión o se llegue a $\%Ht_{Tar}$. En caso de tener al menos tres puntos que presenten expulsión se debe de reducir el $\%Ht$ un 3% y realizar cinco puntos de soldadura más (en caso de haber llegado a $\%Ht_{Tar}$ sólo se realizan las cinco soldaduras).

Si de las últimas cinco soldaduras realizadas menos de tres exhiben expulsión se debe de incrementar el porcentaje de calor un 1% hasta que al menos tres de cualquier grupo de cinco exhiban expulsión. Al cumplirse esto se debe reducir el porcentaje de calor un 1% y realizar cinco soldaduras más continuando con el patrón.

Si al menos tres de los cinco puntos de soldadura exhiben expulsión se debe de reducir el porcentaje de calor existente un 1% y realizar cinco soldaduras más hasta que por lo menos tres soldaduras no exhiban expulsión. Al llegar a este punto se debe de incrementar el porcentaje de calor un 1% y realizar cinco soldaduras más.

Si al menos tres de los cinco puntos de soldadura no exhiben expulsión se debe de incrementar el porcentaje de calor un 1% y realizar cinco soldaduras más hasta que por lo menos tres soldaduras de cualquier grupo de cinco exhiban expulsión. Cuando esto sucede se debe de reducir el porcentaje de calor un 1% y realizar cinco soldaduras más hasta que al menos tres soldaduras de cualquier grupo de cinco no presenten expulsión. Se deben de realizar tres soldaduras más a este nivel de %Ht, registrando el valor promedio, y si este es menor que %Ht_H se puede comenzar con la prueba, completando primero la lámina de prueba como acondicionamiento de los electrodos⁽⁵⁴⁾.

4.4.5 Pruebas de soldabilidad

Estando la máquina al nivel especificado para el material de acuerdo al ajuste se efectúa la prueba, la cual consiste en una secuencia de 6 puntos alternados en los paneles con una razón de 6 a 10 puntos por minuto, esta secuencia de puntos se realiza en 5 paneles como se muestra en la Figura 4.22, seguido de los cupones metalográficos y de tensión con el tiempo de sostenimiento de 30 ciclos ya programado, registrando a su vez el valor de corriente suministrada por la máquina para cada punto durante el transcurso de la prueba, así como la identificación de los puntos que presentan expulsión.

Posteriormente se ajusta la máquina haciendo una variación en el tiempo de sostenimiento programado a 5 ciclos con el fin de determinar la sensibilidad del material a este cambio con el tiempo de sostenimiento, esto se hace en tres paneles, seguido de los correspondientes cupones metalográficos y de tensión.

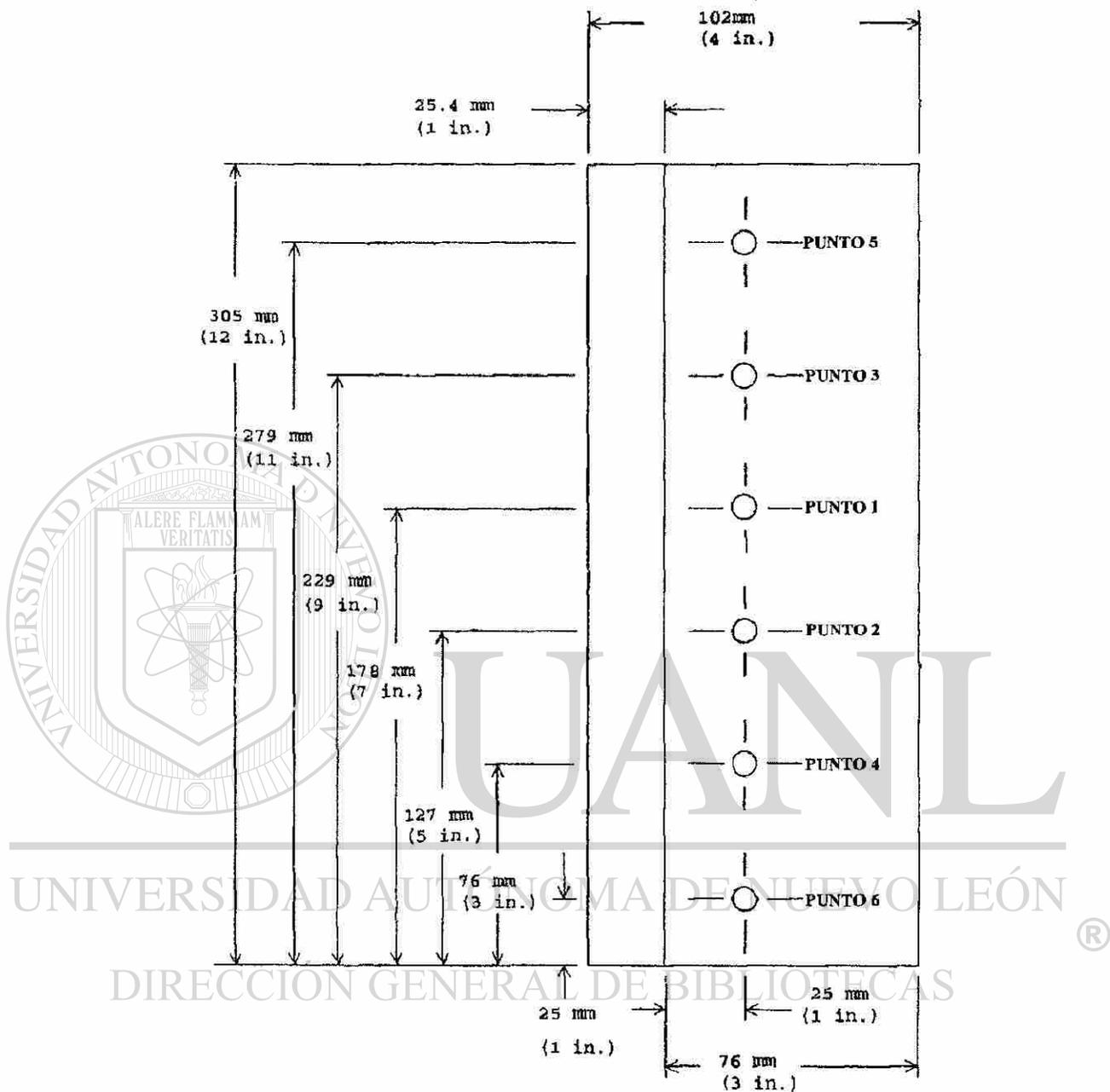


Figura 4.22. Secuencia y espaciamiento de puntos en el panel de prueba⁽⁴⁴⁾.

4.4.6 Técnicas de evaluación de aceptabilidad de las soldaduras

Estas son técnicas que permiten la caracterización del punto de soldadura con las cuales se determina o no su aceptabilidad, ya que aunque el hecho de que el botón cumpla con algunos de los criterios de evaluación por medio de estas técnicas, no

significa que cumpla con todas, tomando en cuenta las condiciones del material y su reacción al proceso de soldadura.

4.4.6.1 Inspección visual de los puntos de soldadura

Ya que algunas soldaduras discrepantes pueden ser detectadas fácilmente a simple vista, cada punto es observado con la finalidad de detectar grietas, ya sea en la cara del punto o en las zonas adyacentes a el, sin ayuda de ningún tipo de dispositivo de magnificación.

4.4.6.2 Análisis microestructural

A partir de las tres soldaduras en los pares de cupones metalográficos realizadas con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento, las tres soldaduras en los pares de cupones realizadas con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento y además de aquellos puntos sospechosos en cualquiera de los paneles de prueba, se preparan las muestras en una sección transversal del botón. Esta sección transversal de la soldadura se realiza a través de un corte ligeramente excéntrico en el botón de soldadura, para ser entonces encapsulado, con el fin de obtener la sección media transversal del punto después de desbaste y pulido.

Por medio del microscopio óptico se conduce una examinación metalográfica de la microestructura obtenida de la fusión y coalescencia del botón de soldadura a diferentes magnificaciones con lo cual además es posible la detección de fallas, poros o grietas interfaciales que pudieran estar presentes en la soldadura.

4.4.6.3 Análisis dimensional del botón de soldadura

Se utilizan el estereoscopio marca Olympus modelo 5740, mostrado en la Figura 4.23, y el analizador de imágenes para digitalizar la sección transversal del botón de soldadura en que se determinan los parámetros que se muestran en la Figura 4.24 y se definen a continuación.

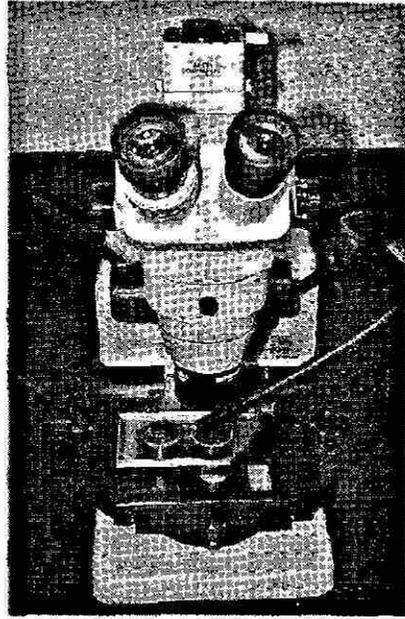


Figura 4.23. Estereoscopio Olympus.

Indentación del electrodo: Es la medida de la distancia máxima a partir de la cara superficial de la lámina hasta la cara del botón de soldadura como porcentaje del espesor de la lámina, este valor es medido en ambas caras del botón de soldadura.

Penetración de la soldadura: Es la medida de la distancia desde el centro del botón de soldadura hacia la altura del botón como porcentaje del espesor de cada una de las láminas.

Diámetro del botón de soldadura: Es la distancia transversal del botón de soldadura relativa a la sección que presenta fusión.

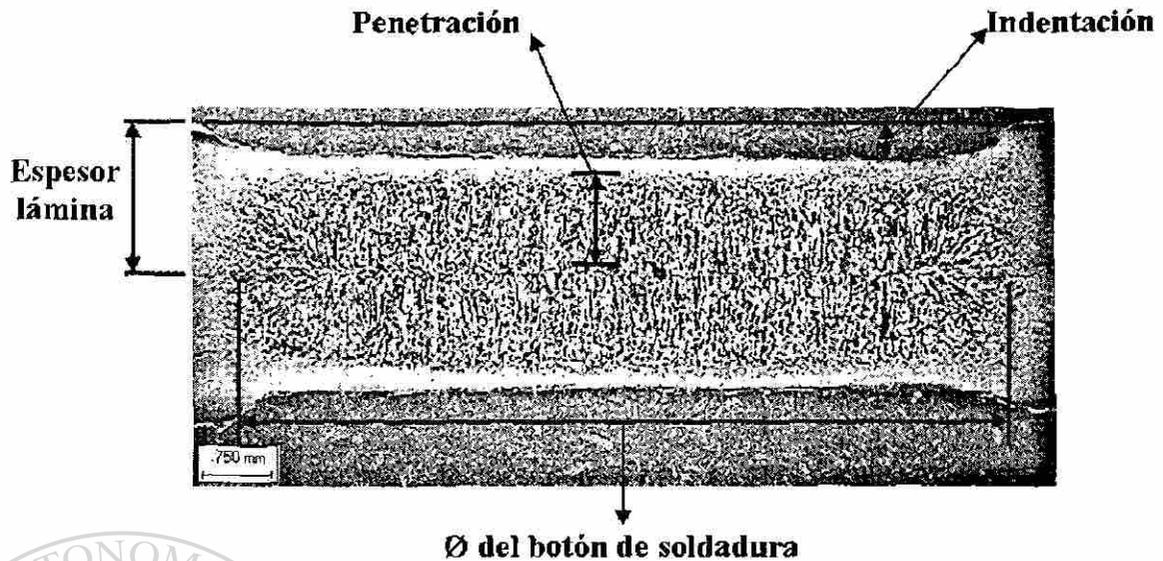


Figura 4.24. Parámetros dimensionales del botón de soldadura.

4.4.6.4 Ensayo de corte a tensión

Los cupones de tensión, así como cada uno de los puntos de los paneles, se someten a un ensayo de tensión con el fin de determinar la resistencia máxima de estos para poder determinar su aceptabilidad al compararlo con el esfuerzo de corte a tensión mínimo requerido. La mínima fuerza de corte a tensión por un solo punto de soldadura se calcula realizando la siguiente operación:

$$F = \pi \cdot \sigma_{\min} \cdot \phi_{\min} \cdot t \quad (4.3)$$

Donde:

F: Mínima fuerza de corte a tensión.

σ_{\min} : Mínimo esfuerzo de tensión de las hojas de acero a soldar (MPa o psi).

ϕ_{\min} : Diámetro mínimo requerido del botón de soldadura (mm o in).

t: Espesor de la hoja de acero más delgada (mm o in).

Este valor representa la fuerza de corte del área periférica al punto de soldadura de la lámina más delgada.

4.4.6.5 Registro del diámetro del botón

Después de que se efectúa el ensayo de tensión en cada punto, el botón de soldadura se arranca de una de las láminas a las que fue soldado, sin embargo, el tipo de arranque del botón hace inaccesible a las puntas de un vernier para su medición directa, por tal motivo, los botones de soldadura se cortan en su sección media transversal y se miden con un vernier digital marca Mitutoyo, apoyados en el estereoscopio antes mencionado, para obtener un registro de su evolución conforme al transcurso de la prueba.

4.4.6.6 Ensayo de microdureza

Se efectúa este ensayo con motivo de determinar la sensibilidad del botón de soldadura al tiempo de sostenimiento a través de un patrón de indentaciones a lo largo de la diagonal transversal del botón de soldadura a intervalos de 0.38cm (0.015in), como se muestra en la Figura 4.25 y así obtener un perfil definido para ser evaluado a los dos tiempos de sostenimiento de prueba.

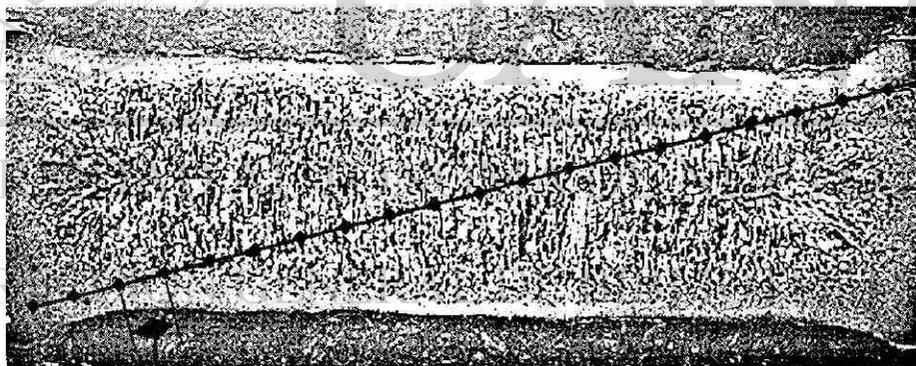


Figura 4.25. Patrón de indentaciones ($L = 0.38\text{cm}$).

4.4.7 Criterios de evaluación de soldaduras

La cantidad de fusión determinada por el diámetro del botón de soldadura es el principal criterio para establecer la aceptabilidad de soldaduras por resistencia por puntos en producción.

- Los botones de soldadura son aceptables si son *más grandes o iguales* que el diámetro del botón de soldadura requerido.
- Una soldadura discrepante será aquella cuya depresión superficial causada por cualquiera de los electrodos exceda del 30% del espesor de la hoja de metal.
- La penetración de la zona fundida no debe de ser menor del 20% del espesor original de la hoja de acero.
- La soldadura no cumplirá el estándar si presenta grietas, ya sea en el metal alrededor del botón de soldadura o en el mismo botón de soldadura.

4.5 Análisis del electrodo

Con motivo de corroborar las características del electrodo conforme a lo estipulado por el estándar se sometió a mediciones y evaluación de:

- Diámetro de la cara.
- Composición química.
- Microestructura.
- Microdureza.

Los resultados concernientes a las pruebas y análisis mencionados en la presente metodología y llevados a cabo se muestran en el siguiente Capítulo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO V

RESULTADOS

5.1 Introducción

Los resultados obtenidos a partir de las pruebas y análisis descritos en el Capítulo IV se presentan para su discusión. La principal diferencia en cada uno de estas pruebas es el contenido de Sb en la paila durante su procesamiento, por lo que los aceros han sido catalogados de acuerdo a esta condición.

5.2 Determinación de parámetros de proceso

Las condiciones de procesamiento a que fue sometida la lámina se muestran en la Tabla 5.1 en sus diversas etapas y para las diferentes pruebas. El ciclo térmico para cada condición de acero de prueba se presenta en la Figura 5.1.

Condición de Sb		Bajo	Medio	Alto
Velocidad lámina (m/min)		25.0	24.0	24.5
Antes de Inmersión	Horno F1 (°C)	756	738	758
	Horno F2 (°C)	773	759	763
	Horno F3-1 (°C)	780		
	Horno F3-2 (°C)	700	659	624
	Horno F3-3 (°C)	578		
	Jet Cooling (°C)	462	443	465
Durante Inmersión	Temp Paila (°C)	459.5	456.8	460
	% Al	0.1369	0.1298	0.1385
	% Sb	0.0013	0.0462	0.1
Después de Inmersión	Potencia (kW)	480	477	616
	T. des ind (°C)	347	347	355
	T. des tem (°C)	37	35	35

Tabla 5.1. Condiciones del procesamiento de la lámina.

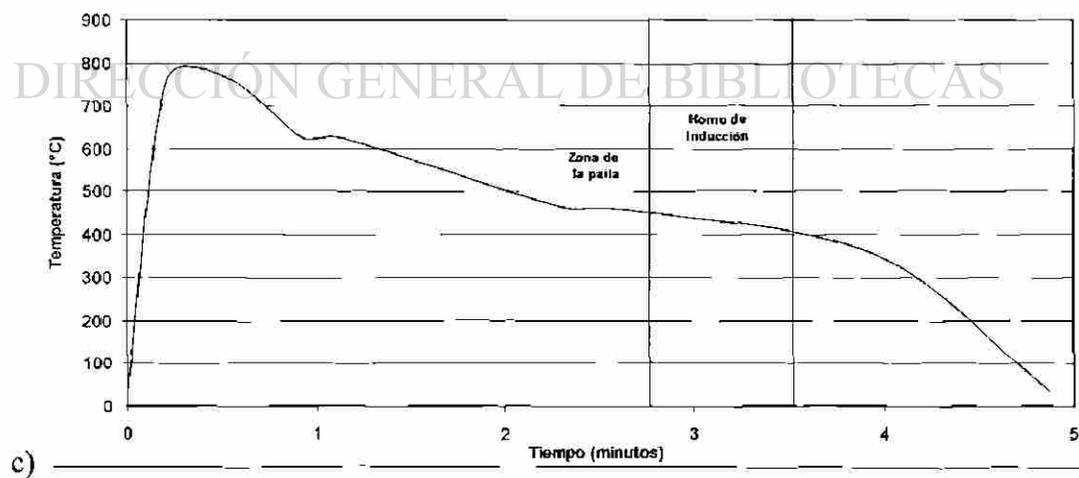
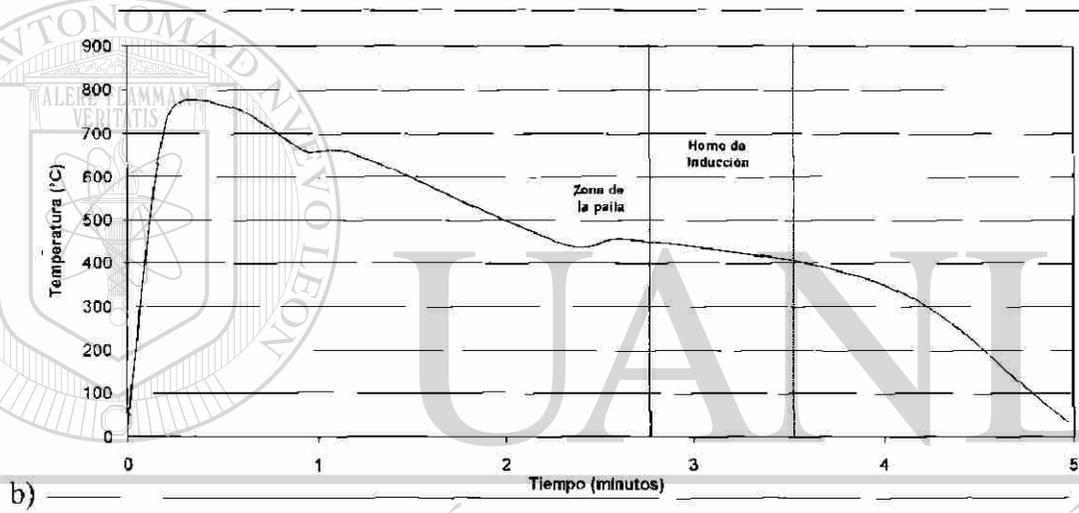
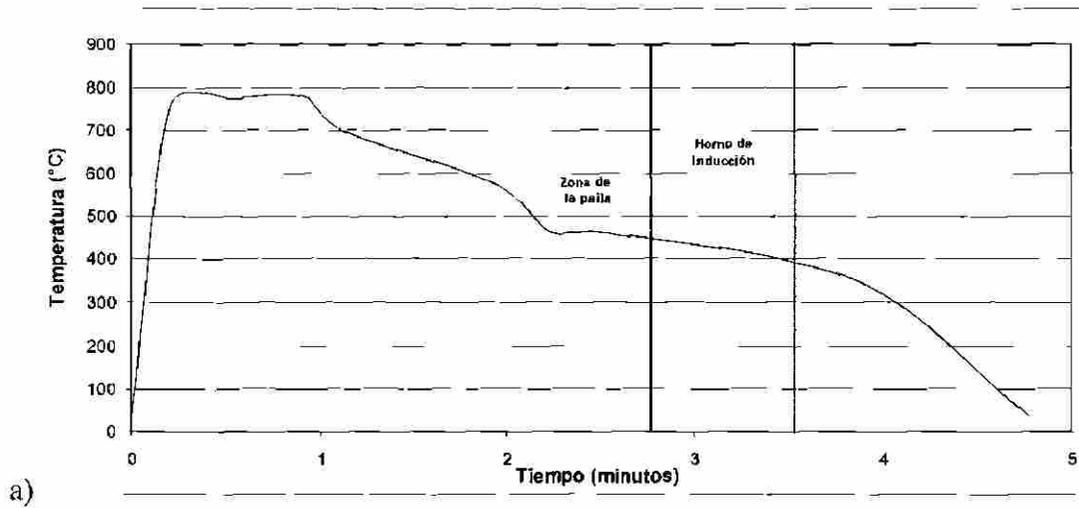


Figura 5.1. Ciclo térmico de la lámina para un contenido de Sb en la paila a) bajo, b) medio, y c) alto.

5.3 Caracterización de la lámina termogalvanizada

5.3.1 Análisis del metal base

Los diferentes análisis efectuados en el metal base con el fin de determinar sus propiedades se presentan a continuación.

5.3.1.1 Análisis químico

La Tabla 5.2 muestra el análisis químico del metal base obtenido por espectrómetro por chispa.

Sb en paila	Bajo	Medio	Alto
C	0.050	0.049	0.056
Mn	0.422	0.390	0.420
P	0.0081	0.017	0.014
S	0.0057	0.0081	0.0073
Cu	0.022	0.031	0.036
Ni	0.0044	0.011	0.0069
Si	0.013	0.036	0.043
Cr	0.021	0.013	0.014
Nb	0.023	0.023	0.026
Al	0.043	0.043	0.046
Mo	0.0059	0.0055	0.0047
V	0.0027	0.0622	0.0028
Ti	0.000	0.000	0.000

Tabla 5.2. Composición química del metal base.

5.3.1.2 Ensayo de tensión

La Figura 5.2 muestra la gráfica de esfuerzo contra deformación en la dirección de laminación de las hojas de prueba utilizadas de acuerdo con la norma ASTM E8, presentando los valores correspondientes a cada una de éstas en la Tabla 5.3.

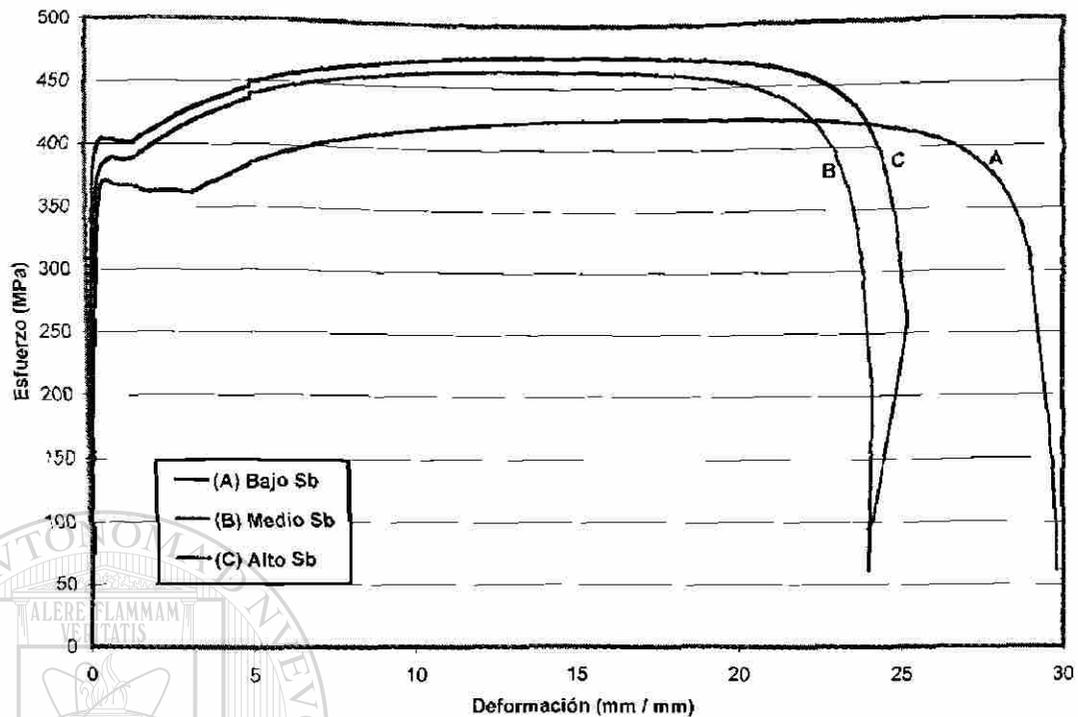


Figura 5.2. Curvas de esfuerzo contra deformación del material utilizado para cada condición de Sb en la paila.

Sb	Esp. Lam. (mm)	Ancho Probeta (mm)	Área (mm ²)	Limite elástico		Resistencia a la tensión		Relación de esfuerzo	% elong.
				N	MPa	N	MPa		
Bajo	1.54	12.75	19.66	7,269.8	369.8	8,352.3	424.9	0.87	28.9
Medio	1.55	12.83	19.87	7,492.5	377.0	9,207.5	463.3	0.81	23.7
Alto	1.52	12.90	19.65	7,829.6	398.4	9,322.2	474.3	0.84	25

Tabla 5.3. Propiedades mecánicas del material de prueba.

5.3.1.3 Ensayo de dureza

Los resultados de las pruebas de dureza superficial realizados en lámina decapada, así como microdureza transversal para los diferentes aceros de prueba se muestran en la Tabla 5.4 en su valor promedio.

Sb	Dureza HRB	Desviación Estándar	Dureza Vickers	Desviación Estándar
Bajo	75.7	0.6735	138.74	6.9281
Medio	78.5	0.2082	133.82	3.6284
Alto	77.9	0.4470	102.58	7.0131

Tabla 5.4. Resultados de dureza superficial y microdureza transversal.

5.3.1.4 Análisis óptico

El análisis realizado al metal base por medio del microscopio óptico a las muestras metalográficas del acero de prueba resulta en las micrografías de estos aceros, presentadas a 400 aumentos en las Figuras 5.3 a 5.5, mostrando además el valor respectivo de las mediciones de tamaño de grano obtenido por medio del analizador de imágenes de acuerdo a su estándar ASTM, así como su equivalente en μm .

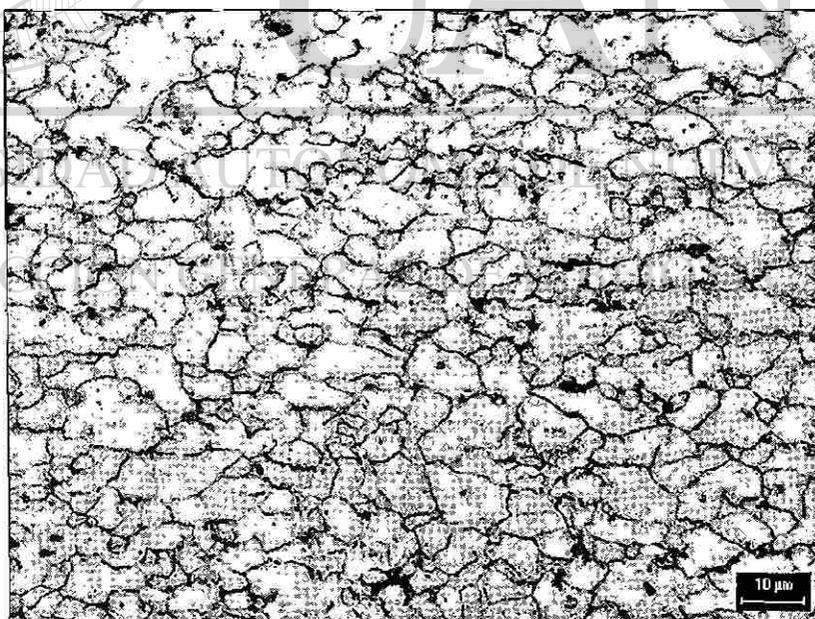


Figura 5.3. Micrografía del acero de prueba para la condición de bajo Sb en la paíla, tamaño de grano ASTM 12 ($5.6 \mu\text{m}$).

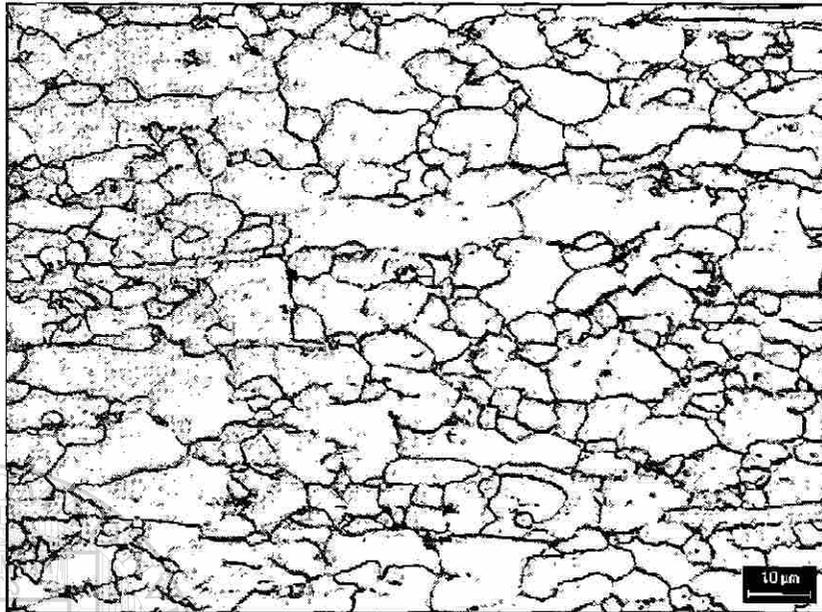


Figura 5.4. Micrografía del acero de prueba para la condición de medio Sb en la paila, tamaño de grano ASTM 11.4 ($7 \mu\text{m}$).

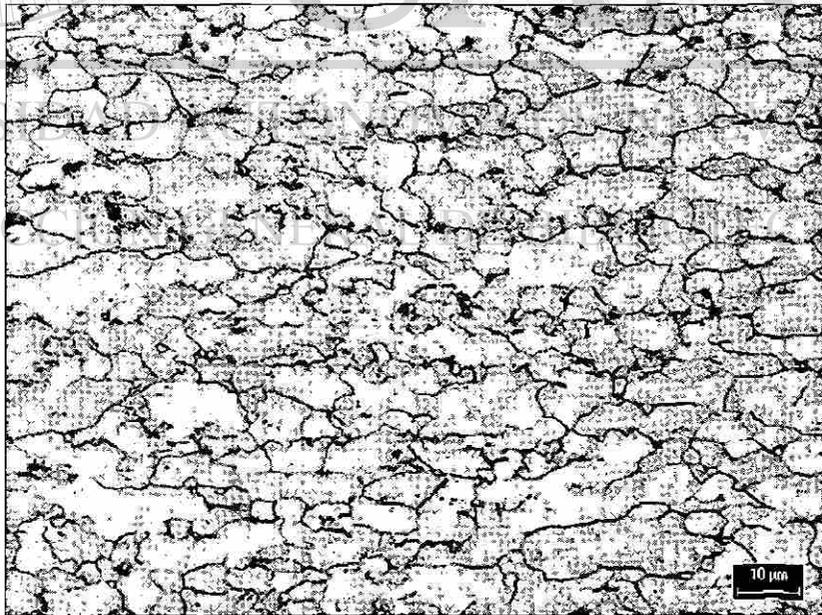


Figura 5.5. Micrografía del acero de prueba para la condición de alto Sb en la paila, tamaño de grano ASTM 11.8 ($6 \mu\text{m}$).

5.3.2 Análisis del recubrimiento

5.3.2.1 Medición de rugosidad

Los valores de rugosidad superficial del recubrimiento en las diferentes direcciones y lugares de las láminas de prueba se presentan en la Tabla 5.5.

Bajo Sb						
Dirección / lado	Ra μm		Ry μm		R _{Pc} (10%) 1/cm	
	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.
Long. lado 1	0.6998	0.0233	4.2685	0.0485	77.1	25.9
Tran. lado 1	0.7836	0.0126	4.5834	0.2281	119.9	12.4
Long. lado 2	0.6896	0.0198	4.1110	0.4293	139.3	3.1
Tran. lado 2	0.8687	0.1293	5.1232	0.2981	95.4	2.4

Medio Sb						
Dirección / lado	Ra μm		Ry μm		R _{Pc} (10%) 1/cm	
	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.
Long. lado 1	0.6401	0.0790	4.0983	0.7921	124.1	10.9
Tran. lado 1	0.7607	0.1742	4.5504	0.7849	116.0	25.2
Long. lado 2	0.6541	0.0665	3.9738	0.2676	92.9	8.3
Tran. lado 2	0.7849	0.0359	4.3091	0.5370	79.8	2.1

Alto Sb						
Dirección / lado	Ra μm		Ry μm		R _{Pc} (10%) 1/cm	
	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.	Promedio	Desv. Est.
Long. lado 1	0.6977	0.0910	4.6042	0.5654	98.2	7.2
Tran. lado 1	0.7451	0.0957	5.1232	0.2886	84.2	14.8
Long. lado 2	0.7366	0.0584	4.8031	0.5227	60.1	8.2
Tran. lado 2	0.8501	0.1148	5.1816	0.5180	92.5	28.8

Tabla 5.5. Registro de valores de rugosidad superficial.

5.3.2.2 Análisis óptico

El análisis óptico del recubrimiento, efectuado por medio del microscopio óptico, así como por el microscopio electrónico de barrido en su función de electrones retrodispersados, muestra tanto el espesor como las fases presentes en el

recubrimiento, tales micrografías se presentan en las Figuras 5.6 a 5.8. Para el ataque del recubrimiento se utilizó nital al 1% o inclusive más diluido, ya que ataca rápidamente a la fase Γ , permitiendo que se deposite baquelita disuelta en la cavidad correspondiente a esta fase. El espesor de capa promedio de las muestras se obtuvo con ayuda del analizador de imágenes.

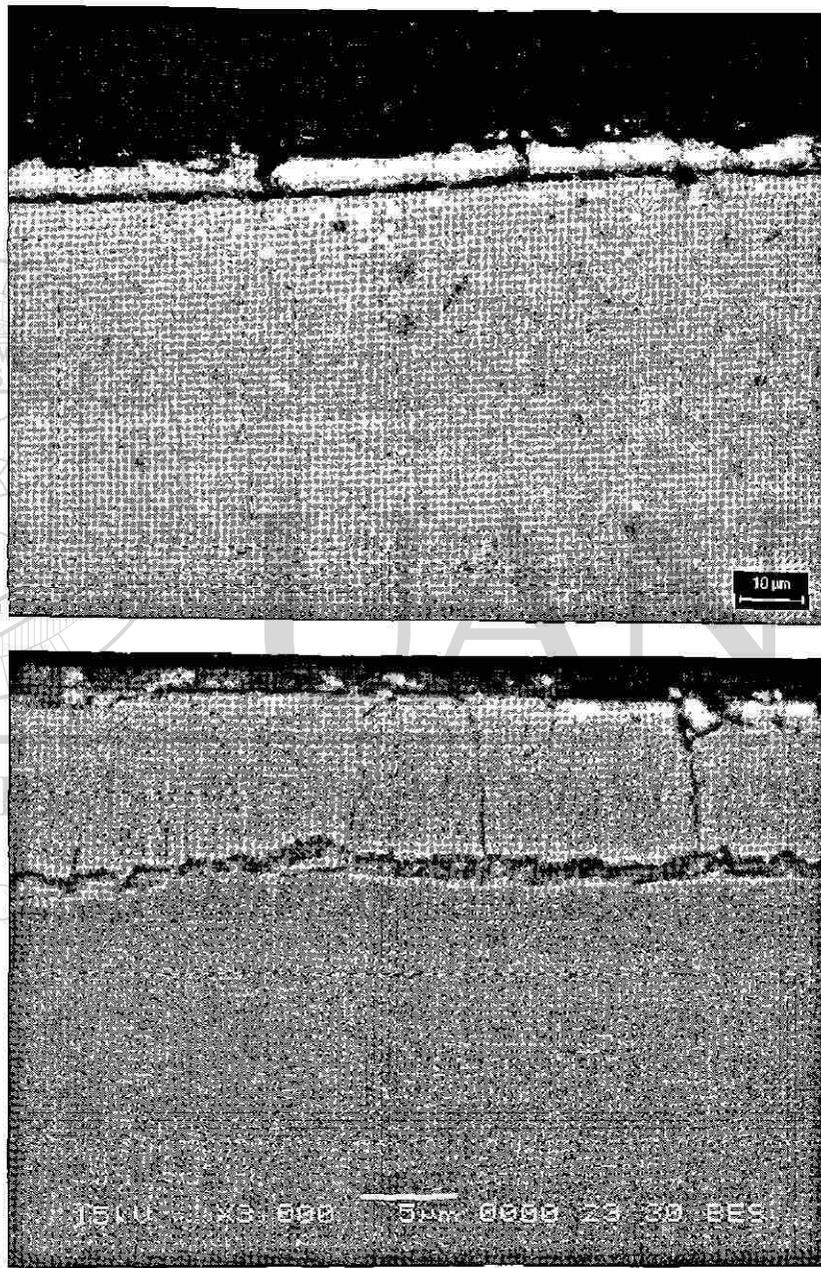


Figura 5.6. Microestructura del recubrimiento de bajo Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio $6.65 \mu\text{m}$.

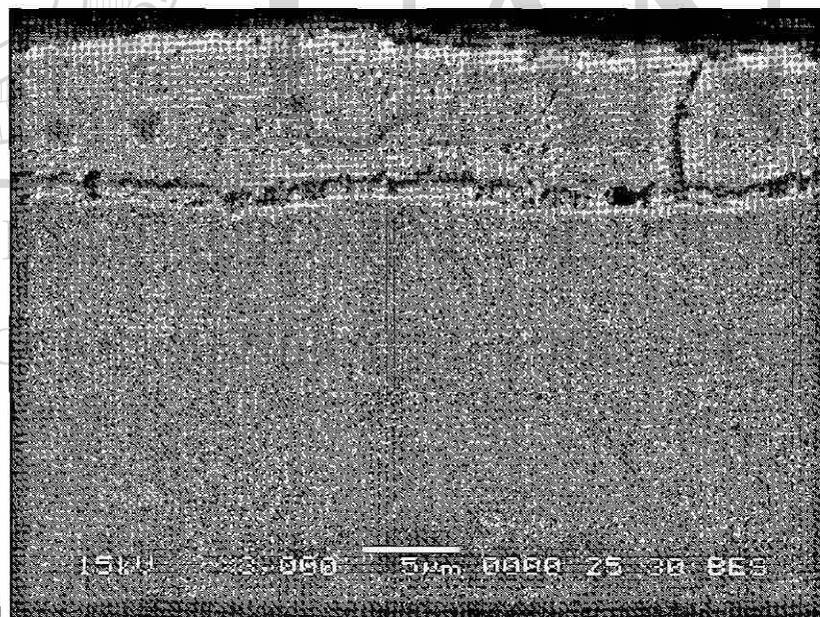
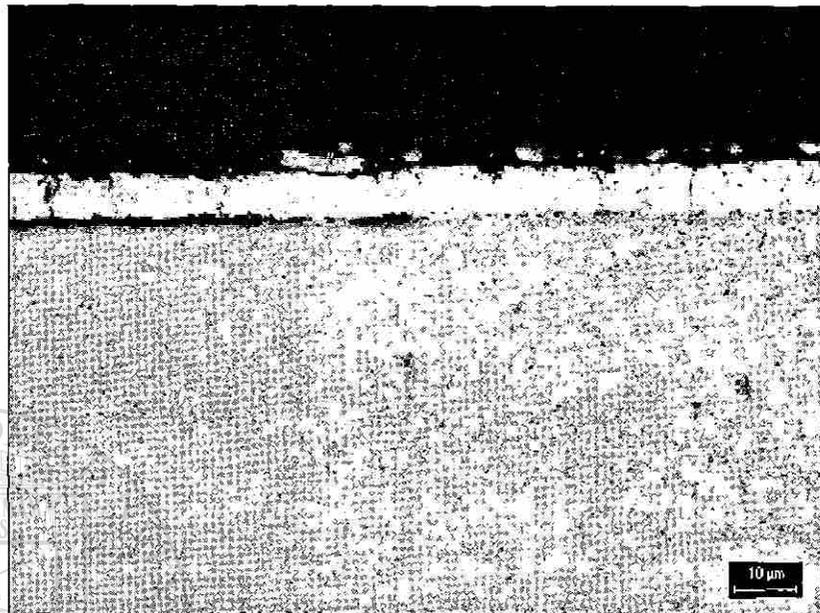


Figura 5.7. Microestructura del recubrimiento de medio Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio $8.3 \mu\text{m}$.

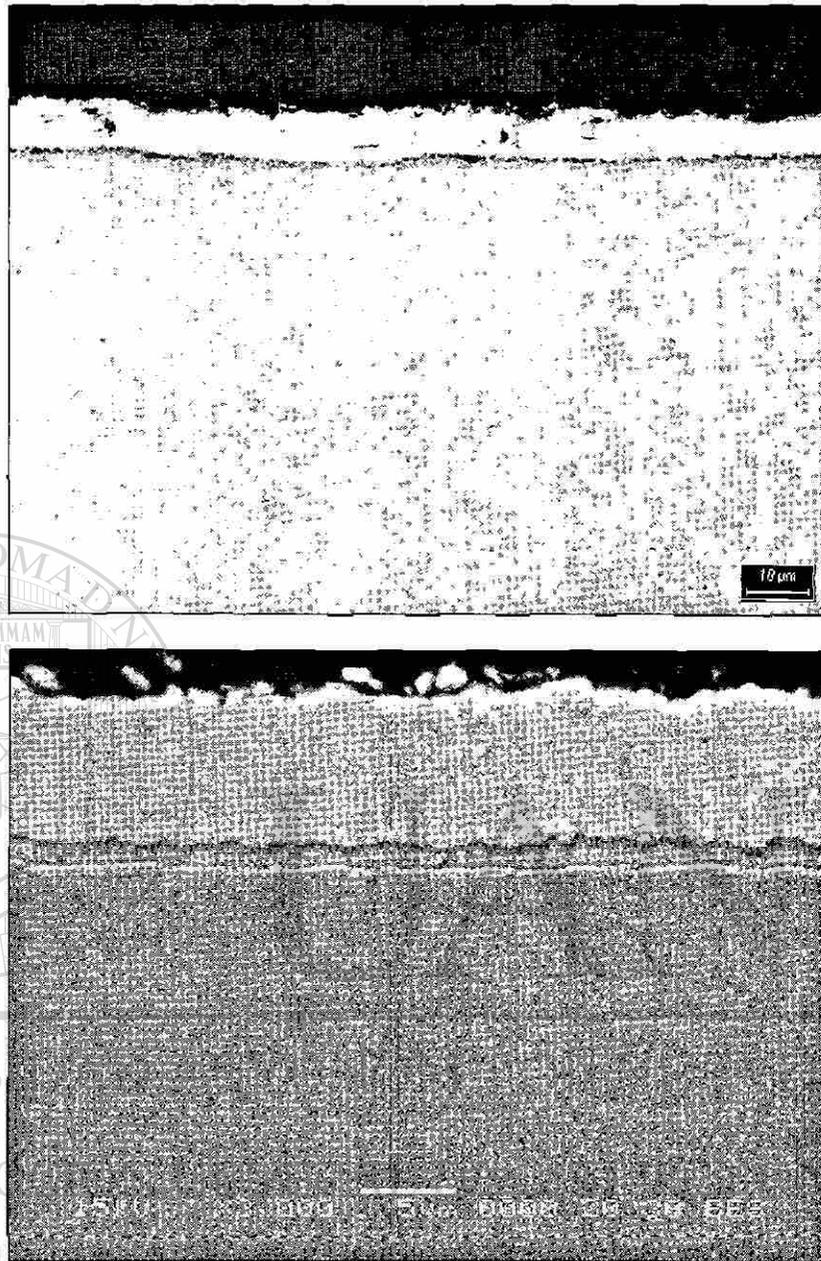


Figura 5.8. Microestructura del recubrimiento de medio Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio $7.4 \mu\text{m}$.

5.3.2.3 Análisis químico

La Figura 5.9 muestra la composición química de las fases del recubrimiento para cada espécimen, mientras que en la Figura 5.10 se observa una línea de barrido de las intensidades de Fe y Zn presentes. La Tabla 5.6 muestra la composición química del recubrimiento por medio del espectrofotómetro por emisión por plasma.

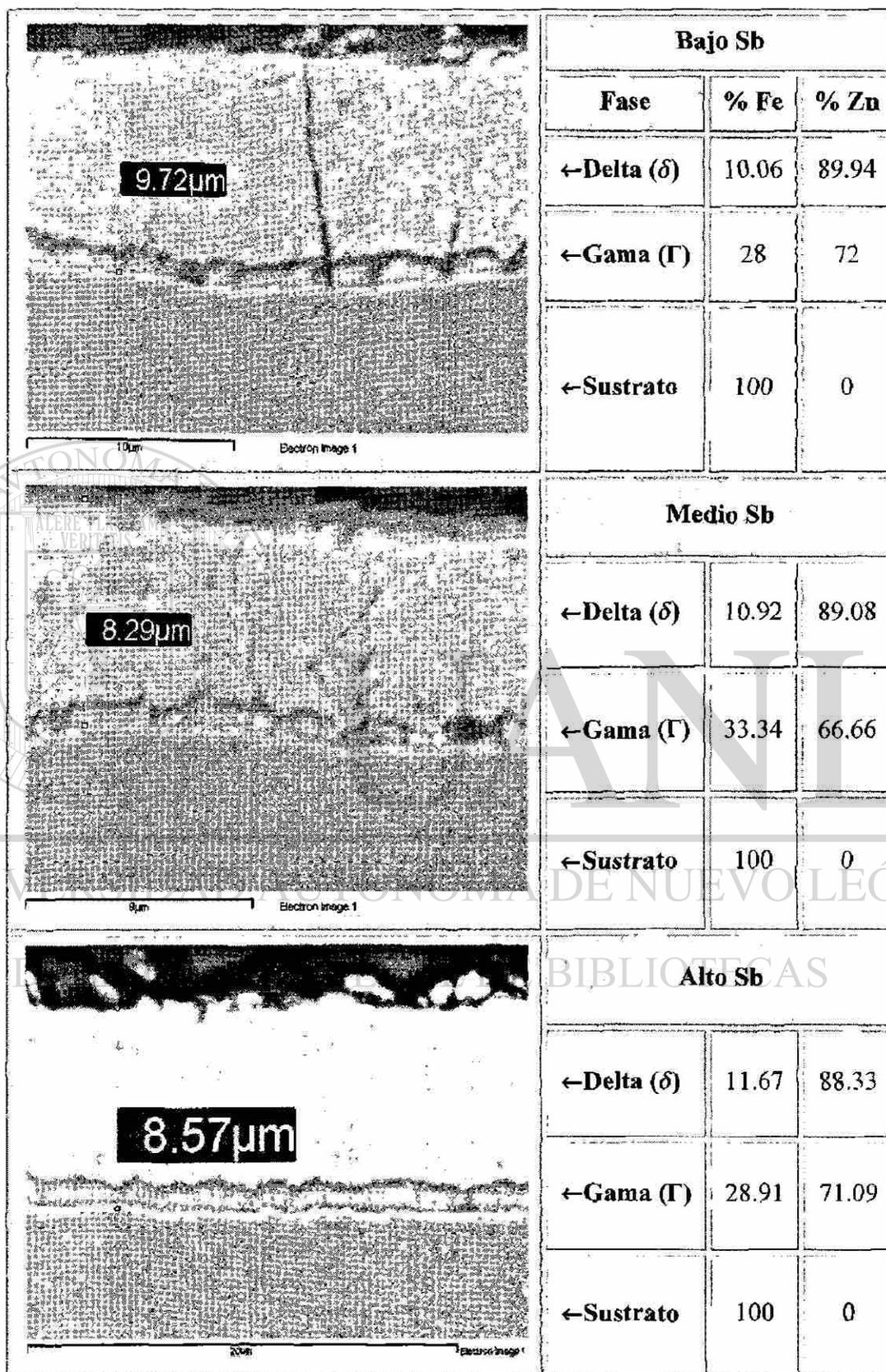


Figura 5.9. Composición química puntual de las fases del recubrimiento.

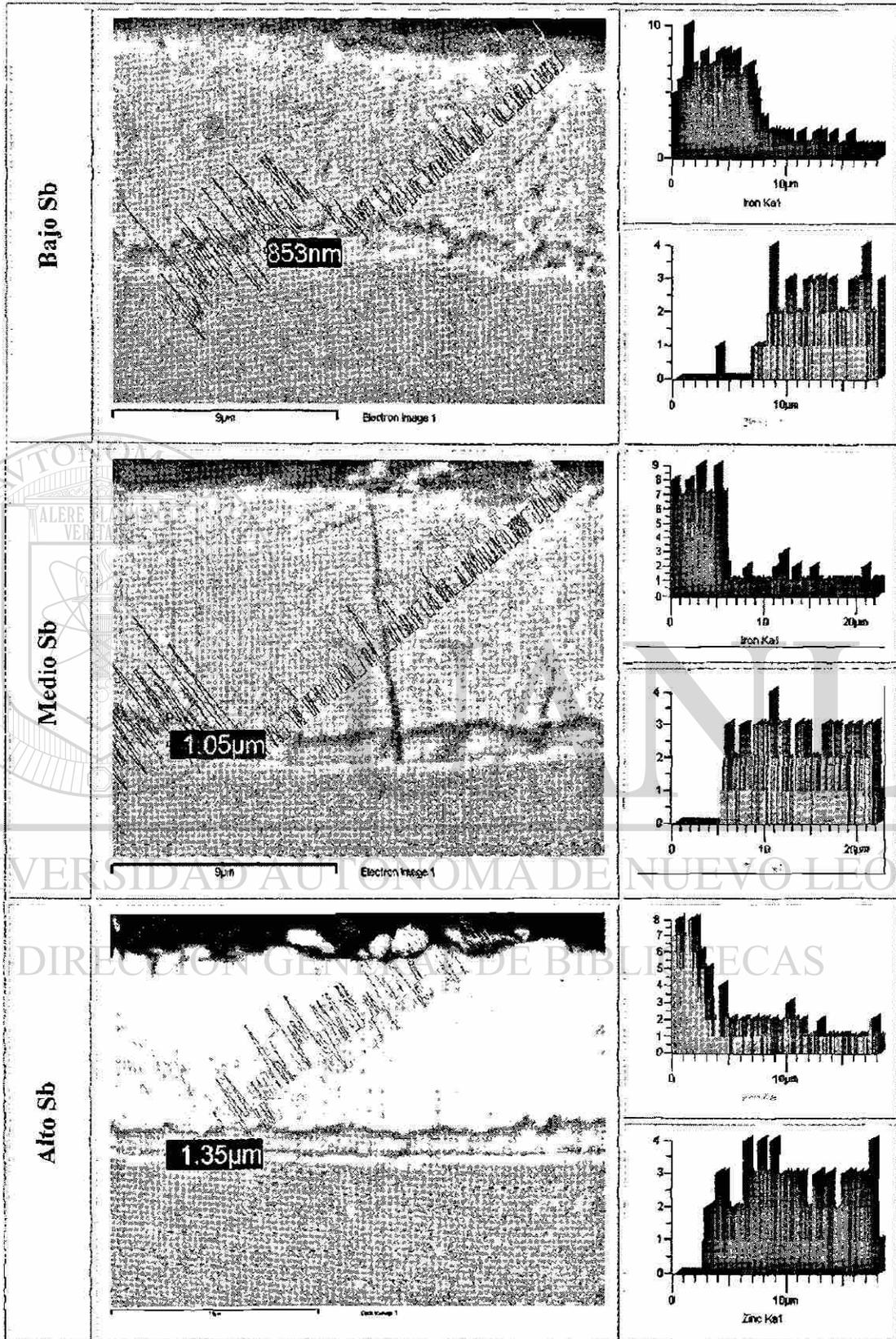


Figura 5.10. Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn a través del recubrimiento.

Sb en paila	% Fe	% Al	% Sb	% Pb	% Zn
Bajo	16.44	0.3161	0.003	0.0083	83.2326
Medio	17.18	0.3409	0.0298	0.0076	82.4417
Alto	16.81	0.3238	0.0213	0.0088	82.8361

Tabla 5.6. Composición química del recubrimiento (% en peso).

5.3.2.4 Peso del recubrimiento

Las mediciones del peso del recubrimiento por unidad de área para cada lado de las láminas de prueba se presentan en la Tabla 5.7 tanto en su valor promedio como su desviación estándar al ser decapadas en HCl.

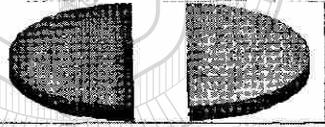
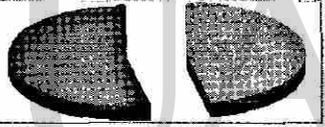
Pérdida en peso promedio y desviación estándar (g/m^2)					
Bajo Sb		Medio Sb		Alto Sb	
					
lado 1	lado 2	lado 1	lado 2	lado 1	lado 2
51.88	49.96	105.18	86.06	55.31	49.98
0.46	1.11	16.58	3.11	5.40	1.51

Tabla 5.7. Peso del recubrimiento termogalvanizado por lado.

5.3.2.5 Integridad del recubrimiento

La integridad del recubrimiento medida como la pérdida en peso después de ser sometido a la prueba de doblado y desdoblado a ángulos de 90 y 60° se presenta en la Tabla 5.8, en donde se muestra además la huella del recubrimiento desprendido en forma de polvo, capturado por medio de una cinta adhesiva en la línea de doblez.

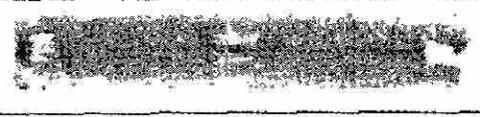
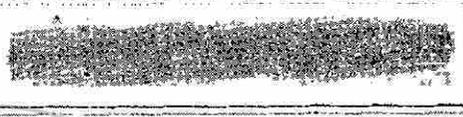
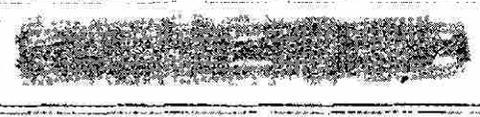
Integridad del recubrimiento		
Sb en paila	Pérdida de peso en doblez (g)	
	90°	60°
Bajo		
	0.0123	0.0142
Medio		
	0.0153	0.0245
Alto		
	0.0059	0.0104

Tabla 5.8. Pérdida en peso del recubrimiento sometido a las pruebas de integridad.

5.4 Prueba de soldabilidad

Los puntos de soldadura de los paneles y cupones de prueba mostrados en las Figuras 5.11 y 5.12 a 30 y 5 ciclos de tiempo de sostenimiento realizados con las especificaciones de prueba descritas en el Capítulo IV fueron sometidos a las técnicas de evaluación correspondientes obteniendo los resultados que se presentan en las siguientes secciones.

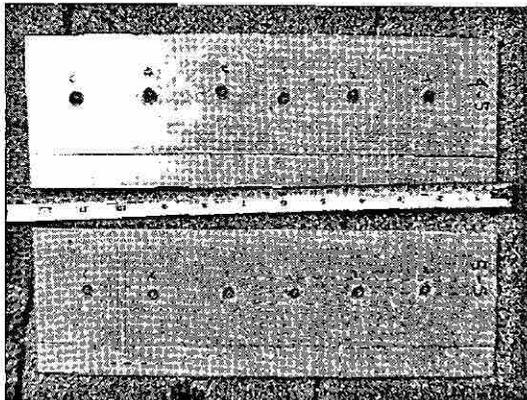


Figura 5.11. Paneles de prueba.

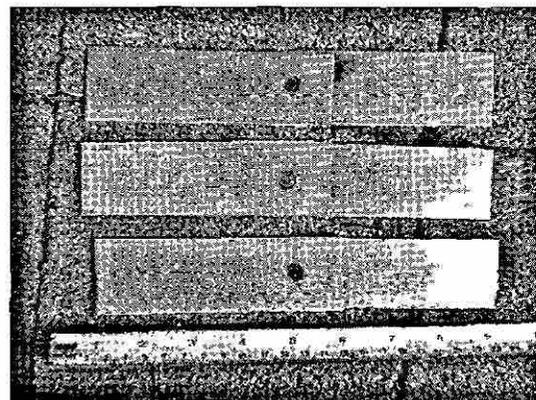


Figura 5.12. Cupones de prueba.

5.4.1 Inspección visual de los puntos de soldadura

La Figura 5.13 muestra la apariencia de puntos representativos de las pruebas de soldabilidad para tiempos de sostenimiento de 30 y 5 ciclos.

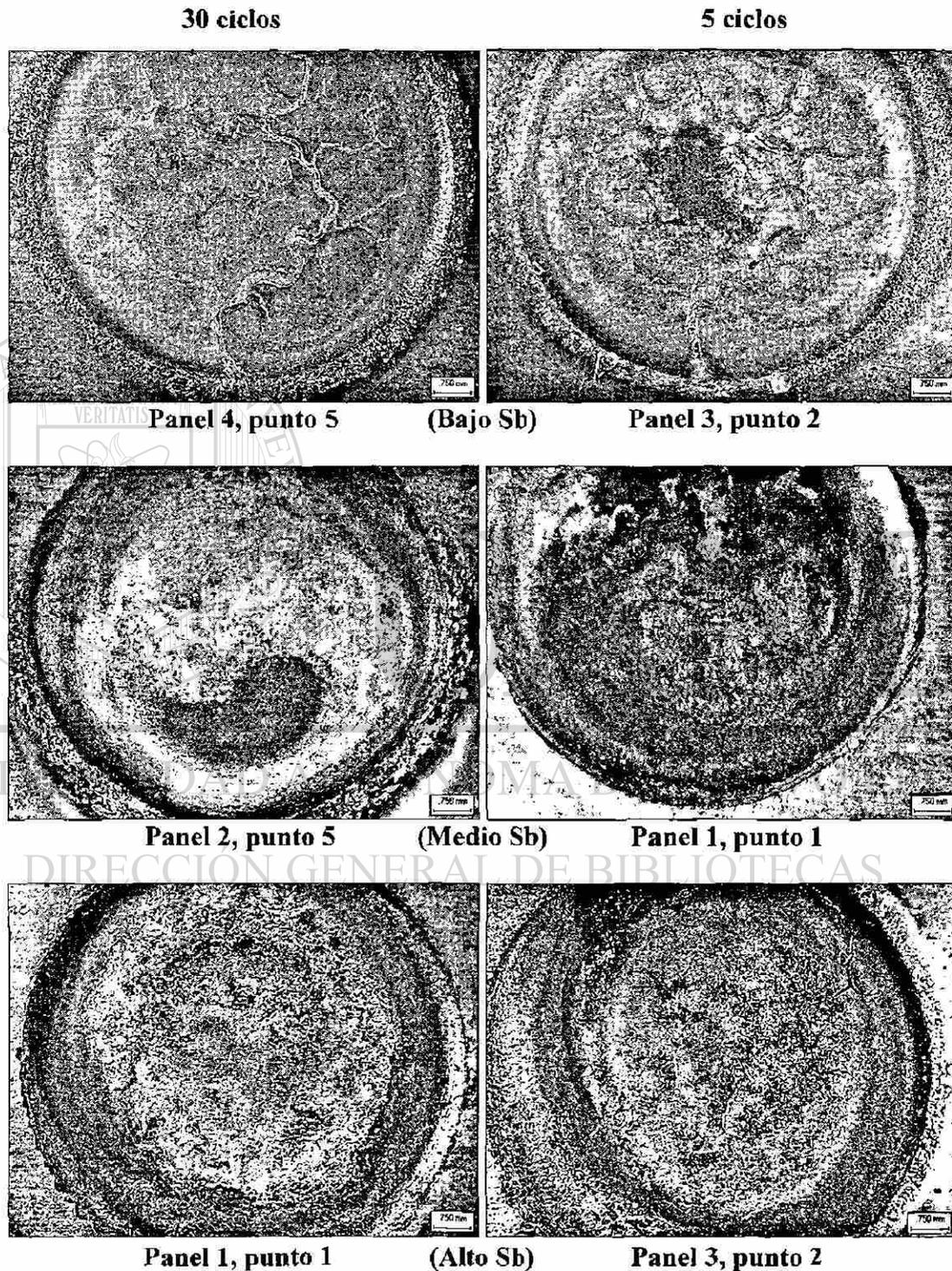


Figura 5.13. Aspecto superficial de los puntos de soldadura.

5.4.2 Análisis microestructural

La microestructura en sección transversal de los botones de soldadura de las muestras metalográficas para cada tiempo de sostenimiento se presentan en la Figura 5.14.

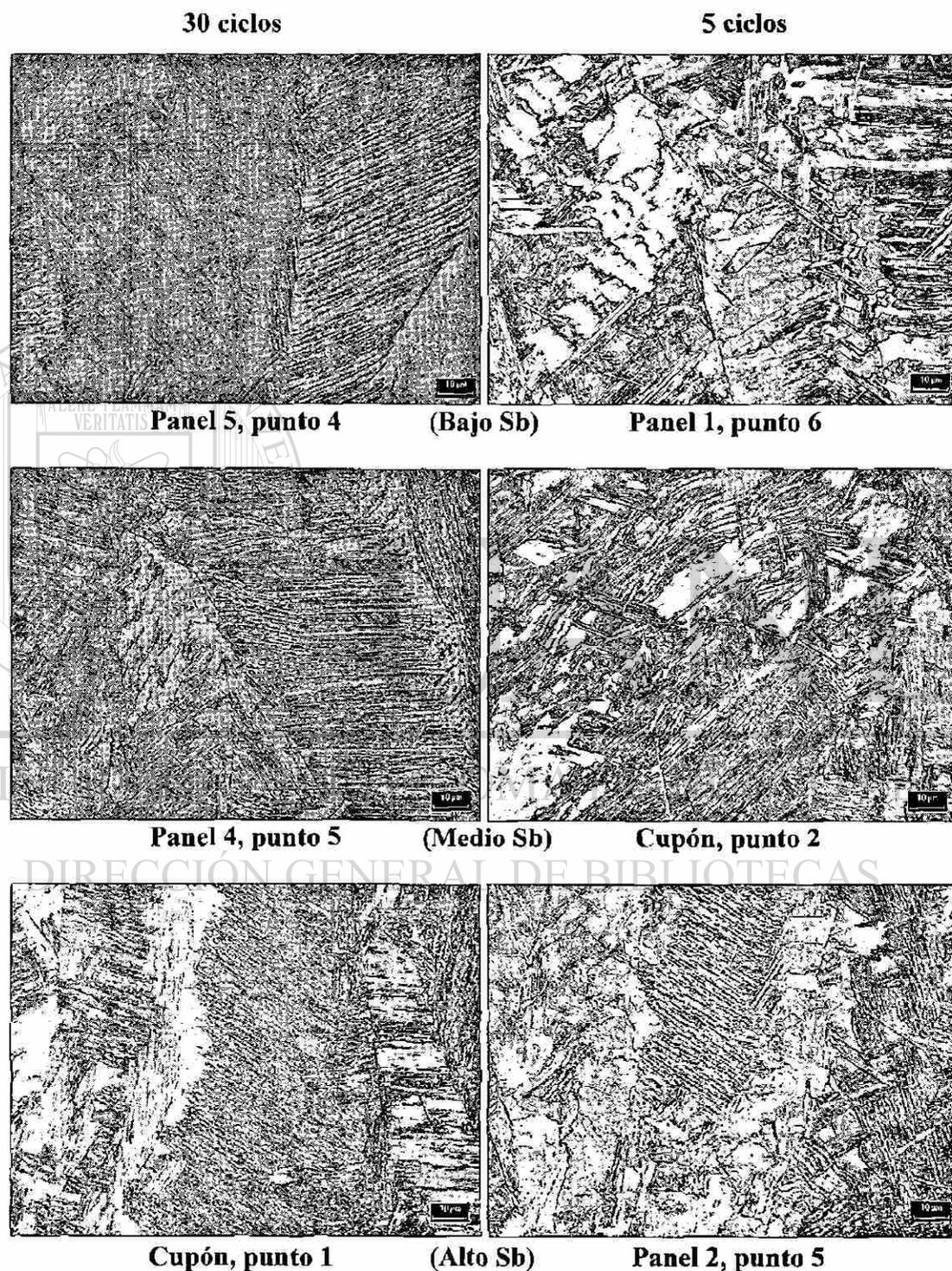


Figura 5.14. Micrografías del botón de soldadura tomadas a 400x.

Mientras que las micrografías de la Figura 5.14 se realizaron con un ataque de nital al 2%, en la Figura 5.15 se presentan con ataque de color de (a) Beraha, (b) metabisulfito de sodio, y (c) Beraha 10/3⁽⁵⁵⁾.

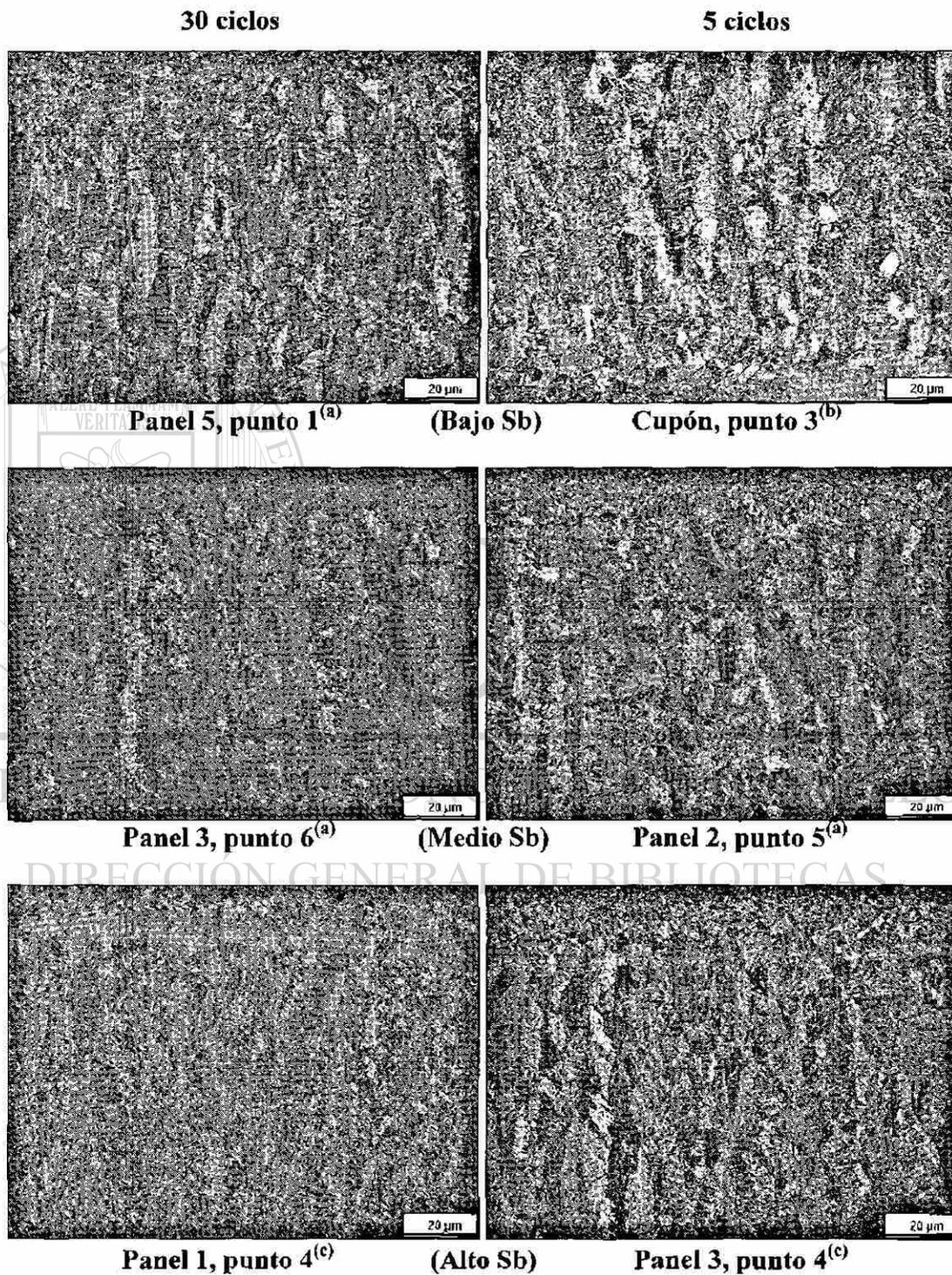


Figura 5.15. Micrografías del botón de soldadura tomadas a 500x.

5.4.3 Corriente de soldadura

El registro de la corriente suministrada por la máquina soldadora para los puntos de prueba, así como las condiciones en las que se realizaron con respecto al tiempo de sostenimiento, se presentan en las Tablas 5.9 a 5.14.

Corriente (kA), 30 Ciclos, Bajo Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	11.89	11.85	12.05	12.54	12.09	12.21	12.17
2	11.98	11.99	12.08	12.23	12.16	12.19	12.49
3	12.05	11.99	12.07	12.27	12.10	12.27	11.90
4	12.13	11.98	12.01	12.25	12.11	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 53% ■ Porcentaje de calor programado: 69.4% 	
5	12.04	12.06	12.01	12.24	12.17		
6	12.12	12.04	12.05	12.33	12.15		

Tabla 5.9. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.12 kA.

Corriente (kA), 30 Ciclos, Medio Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	11.58	11.61	11.22	11.75	11.65	11.84	12.04
2	11.79	11.68	11.39	11.46	11.55	11.81	11.90
3	11.85	11.59	11.51	11.64	11.59	12.17	12.06
4	11.81	11.66	11.48	11.66	11.64	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 58% ■ Porcentaje de calor programado: 67.1% 	
5	11.85	11.76	11.46	11.64	11.63		
6	11.87	12.37	11.54	11.66	11.64		

Tabla 5.10. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 11.7 kA.

Corriente (kA), 30 Ciclos, Alto Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	12.87	12.87	12.82	12.53	13.01	12.96	12.89
2	12.81	12.67	12.81	12.54	13.51	12.56	12.85
3	12.98	12.83	12.72	12.47	12.67	12.79	12.75
4	12.90	12.68	12.79	12.56	12.60	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 97% ■ Porcentaje de calor programado: 71.7% 	
5	13.04	12.95	12.85	12.51	12.64		
6	13.10	12.81	12.90	12.73	12.64		

Tabla 5.11. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.77 kA.

Las tablas muestran además la corriente promedio y el acontecimiento del fenómeno de expulsión. Las Figuras 5.16 y 5.17 presentan de manera grafica la evolución de dicha corriente con respecto al transcurso de la prueba para las diferentes condiciones de tiempo de sostenimiento en cada acero.

Corriente (kA), 5 Ciclos, Bajo Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	12.27	12.06	11.90	12.51	12.24
2	12.15	12.11	11.83	12.37	12.08
3	12.14	12.12	11.94	12.16	12.22
4	12.07	12.08	11.92	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 92% ■ Porcentaje de calor programado: 69.4% 	
5	12.22	12.03	11.96		
6	12.15	12.05	11.95		

Tabla 5.12. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.11 kA.

Corriente (kA), 5 Ciclos, Medio Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	11.72	11.83	11.83	12.20	11.93
2	11.63	11.80	11.88	11.72	11.67
3	11.94	11.88	11.94	12.30	12.09
4	11.85	11.96	11.92	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 25% ■ Porcentaje de calor programado: 67.1% 	
5	11.92	11.98	11.80		
6	11.89	11.84	11.89		

Tabla 5.13. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 11.89 kA.

Corriente (kA), 5 Ciclos, Alto Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	12.65	12.87	12.67	12.88	12.59
2	12.65	12.61	12.62	13.01	12.84
3	12.74	12.66	12.79	12.72	12.81
4	12.73	12.57	12.59	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 100% ■ Porcentaje de calor programado: 71.7% 	
5	12.72	12.73	12.84		
6	12.76	12.6	12.75		

Tabla 5.14. Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.73 kA.

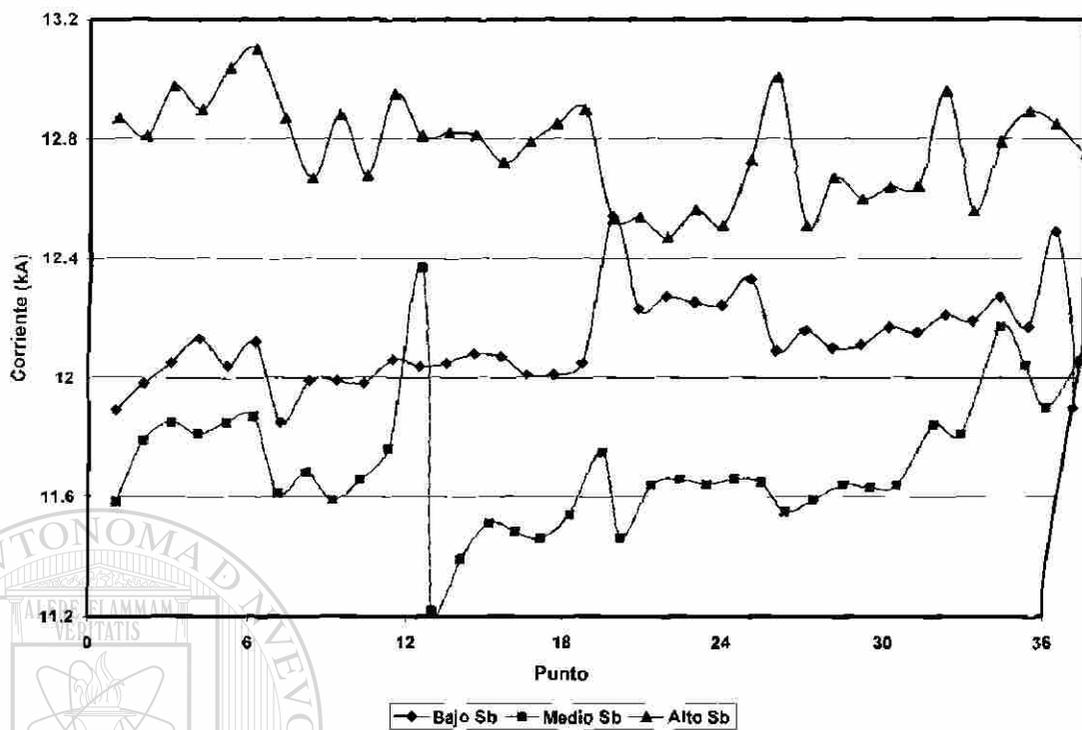


Figura 5.16. Evolución de la corriente para los puntos de soldadura realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.

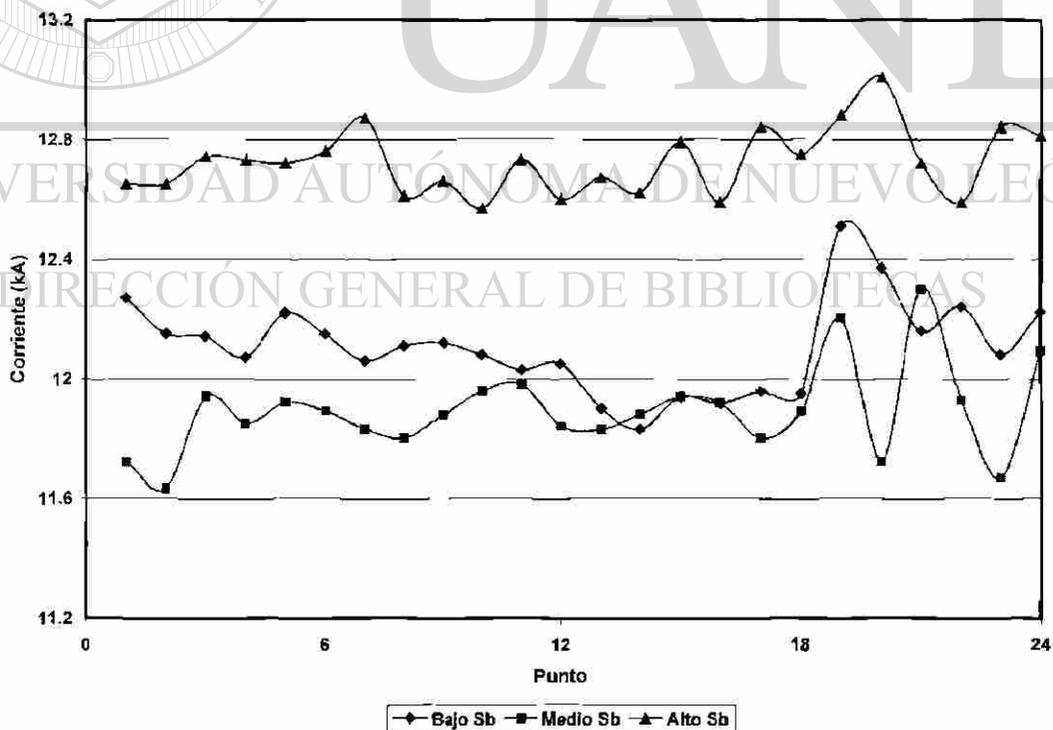


Figura 5.17. Evolución de la corriente para los puntos de soldadura realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.

5.4.4 Diámetro del botón de soldadura

El registro del diámetro del botón de soldadura para las pruebas realizadas se presenta en las Tablas 5.15 a 5.20, tanto para los paneles como para los cupones de prueba a los tiempos de sostenimiento especificados.

Ø Botón (mm), 30 Ciclos, Bajo Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	8.12	8.31	8.98	8.64	8.38	8.44	8.95
2	8.22	8.84	8.31	8.83	8.57	8.50	8.53
3	8.12	8.15	8.38	8.62	8.86	8.39	8.36
4	7.90	8.41	8.62	8.55	8.36	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 53% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	8.24	8.65	8.64	8.79	8.33		
6	8.27	8.17	8.93	8.83	8.32		

Tabla 5.15. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.49 mm.

Ø Botón (mm), 30 Ciclos, Medio Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	7.58	7.50	7.24	7.53	8.26	7.81	8.54
2	7.80	7.52	7.47	7.73	8.77	7.63	8.73
3	7.94	7.56	7.69	7.30	8.68	7.37	8.63
4	7.97	7.47	7.43	7.42	8.59	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 58% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	7.70	7.78	7.70	7.91	8.77		
6	7.17	7.44	7.56	7.74	8.66		

Tabla 5.16. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 7.85 mm.

Ø Botón (mm), 30 Ciclos, Alto Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	8.46	9.26	7.73	8.31	8.38	8.43	8.06
2	9.14	9.35	8.48	8.78	8.54	8.19	8.18
3	8.76	8.33	8.49	8.46	9.21	8.53	8.05
4	8.54	8.78	8.46	8.39	8.09	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 97% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	8.90	8.38	7.93	8.75	9.38		
6	8.58	8.53	8.40	7.95	9.43		

Tabla 5.17. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.55 mm.

En estas tablas se detalla también el diámetro promedio y se indica además el medio con que se realizó la medición, mientras que las Figuras 5.18 y 5.19 muestran el diámetro de cada uno de los puntos con respecto al transcurso de la prueba de soldadura.

Ø Botón (mm), 5 Ciclos, Bajo Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	8.32	8.67	8.01	8.08	8.42
2	8.43	8.44	8.40	7.99	8.99
3	8.41	8.45	8.41	7.81	8.69
4	8.15	8.33	8.45	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 92% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	8.52	8.43	8.48		
6	8.15	8.41	8.06		

Tabla 5.18. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.35 mm.

Ø Botón (mm), 5 Ciclos, Medio Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	7.60	8.22	8.11	7.62	8.20
2	8.37	7.56	7.29	7.49	8.51
3	7.86	7.84	7.83	7.75	8.62
4	7.83	7.81	7.25	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 25% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	8.12	7.92	7.48		
6	7.90	7.76	7.14		

Tabla 5.19. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 7.84 mm.

Ø Botón (mm), 5 Ciclos, Alto Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	7.96	8.20	8.14	8.48	7.69
2	8.47	8.40	7.93	8.30	7.88
3	8.08	8.55	8.12	8.25	8.21
4	7.89	8.30	8.19	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 100% ■ Analizador de imágenes ■ Vernier 	
5	8.26	8.01	7.92		
6	9.02	8.93	8.79		

Tabla 5.20. Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.25 mm.

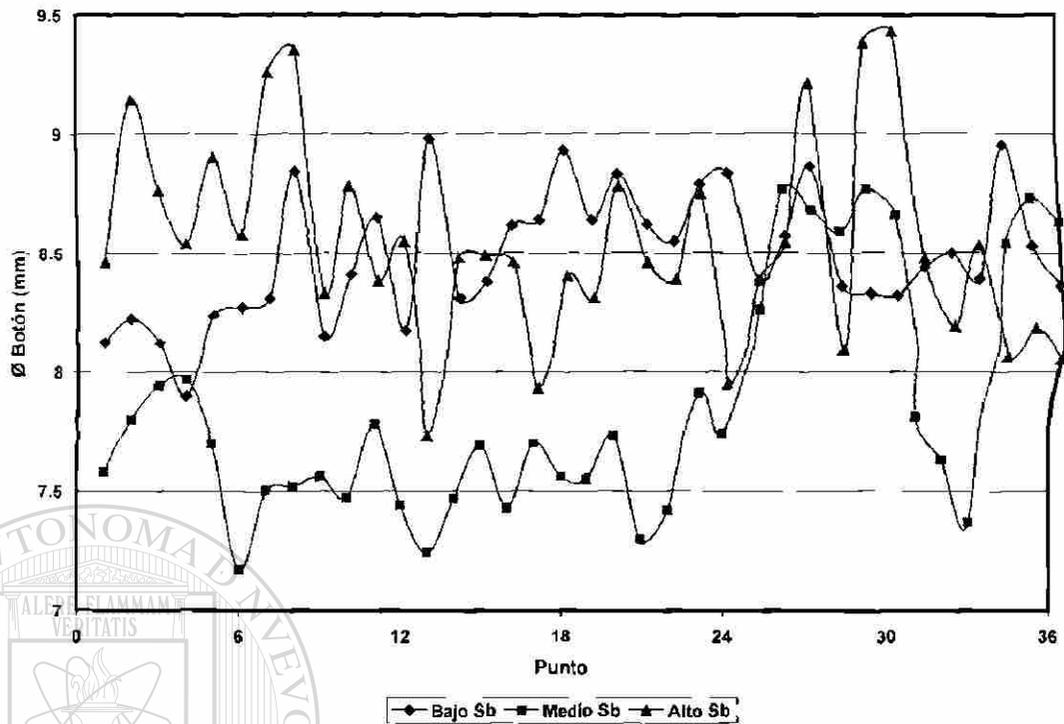


Figura 5.18. Evolución del diámetro del botón de soldadura para los puntos realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.

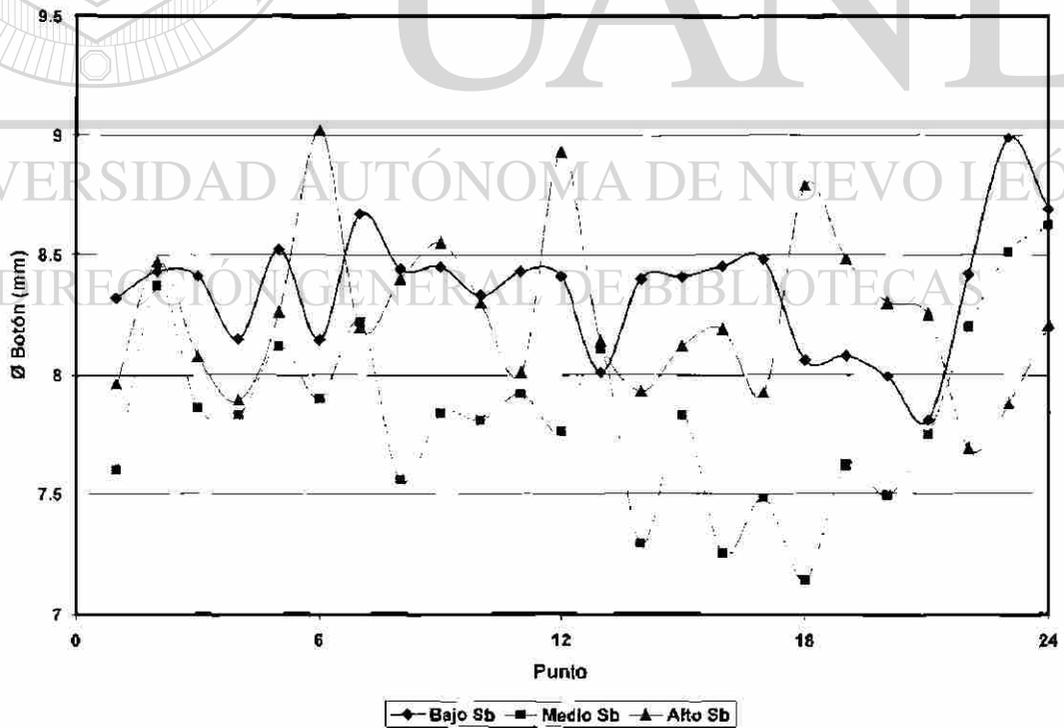


Figura 5.19. Evolución del diámetro de soldadura para los puntos realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.

5.4.5 Resistencia a la tensión

La carga máxima de corte a tensión soportada por los puntos de soldadura en las láminas de prueba se presenta en las Tablas 5.21 a 5.26 para las condiciones especificadas en las mismas.

Resistencia a la tensión (kg), 30 Ciclos, Bajo Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	1,862	1,855	1,810	1,877	n/a	n/a	1,929
2	1,893	1,844	1,825	1,819	1,889	n/a	1,890
3	1,894	1,796	1,839	1,869	1,897	n/a	1,877
4	1,879	1,840	1,809	1,837	n/a	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 53% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,881	1,842	1,801	1,867	n/a		
6	1,776	1,861	1,833	1,885	1,912		

Tabla 5.21. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,856 kg.

Resistencia a la tensión (kg), 30 Ciclos, Medio Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	1,812	1,824	1,871	1,874	1,890	n/a	1,745
2	1,830	1,891	n/a	1,915	1,959	n/a	1,795
3	1,857	1,794	1,814	1,689	1,833	n/a	1,853
4	1,744	1,843	1,815	1,785	1,873	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 58% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,825	1,889	1,836	n/a	1,836		
6	1,709	1,875	n/a	1,920	1,800		

Tabla 5.22. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,830 kg.

Resistencia a la tensión (kg), 30 Ciclos, Alto Sb							
Punto	# Panel					Cupón	
	1	2	3	4	5	Metalográfico	Tensión
1	1,953	1,862	n/a	1,861	1,882	n/a	1,936
2	1,953	1,946	n/a	1,908	1,856	n/a	1,901
3	1,962	1,909	1,857	1,866	1,877	n/a	1,935
4	n/a	1,905	1,904	1,880	1,851	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 97% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,944	1,922	1,882	1,829	1,835		
6	1,948	1,899	1,847	1,864	1,788		

Tabla 5.23. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,892 kg.

En estas tablas se presenta además el valor de carga promedio y se especifican aquellos puntos que debido a que se realizó un estudio metalográfico en ellos no fue posible la realización del ensayo de tensión correspondiente, mientras que en las Figuras 5.20 y 5.21 se presentan de forma grafica conforme a la prueba.

Resistencia a la tensión (kg), 5 Ciclos, Bajo Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	1,924	1,765	1,875	n/a	1,759
2	1,847	1,793	1,879	n/a	1,860
3	1,844	1,794	1,889	n/a	1,817
4	n/a	1,777	1,886	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 92% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,823	1,853	1,807		
6	n/a	n/a	1,862		

Tabla 5.24. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,835 kg.

Resistencia a la tensión (kg), 5 Ciclos, Medio Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	n/a	n/a	1,899	n/a	1,794
2	1,769	1,802	1,898	n/a	1,843
3	1,437	1,920	1,657	n/a	1,884
4	1,700	1,735	1,832	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 25% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,750	n/a	1,761		
6	1,639	1,820	1,828		

Tabla 5.25. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,787 kg.

Resistencia a la tensión (kg), 5 Ciclos, Alto Sb					
Punto	# Panel			Cupón	
	1	2	3	Metalográfico	Tensión
1	1,837	1,823	1,870	n/a	1,915
2	1,884	1,879	n/a	n/a	1,879
3	1,838	1,855	1,821	n/a	1,881
4	1,825	1,867	n/a	<ul style="list-style-type: none"> ■ Expulsión: 100% ■ Metalografía ■ Ensayo de tensión 	
5	1,825	n/a	1,859		
6	1,865	1,891	1,897		

Tabla 5.26. Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,862 kg.

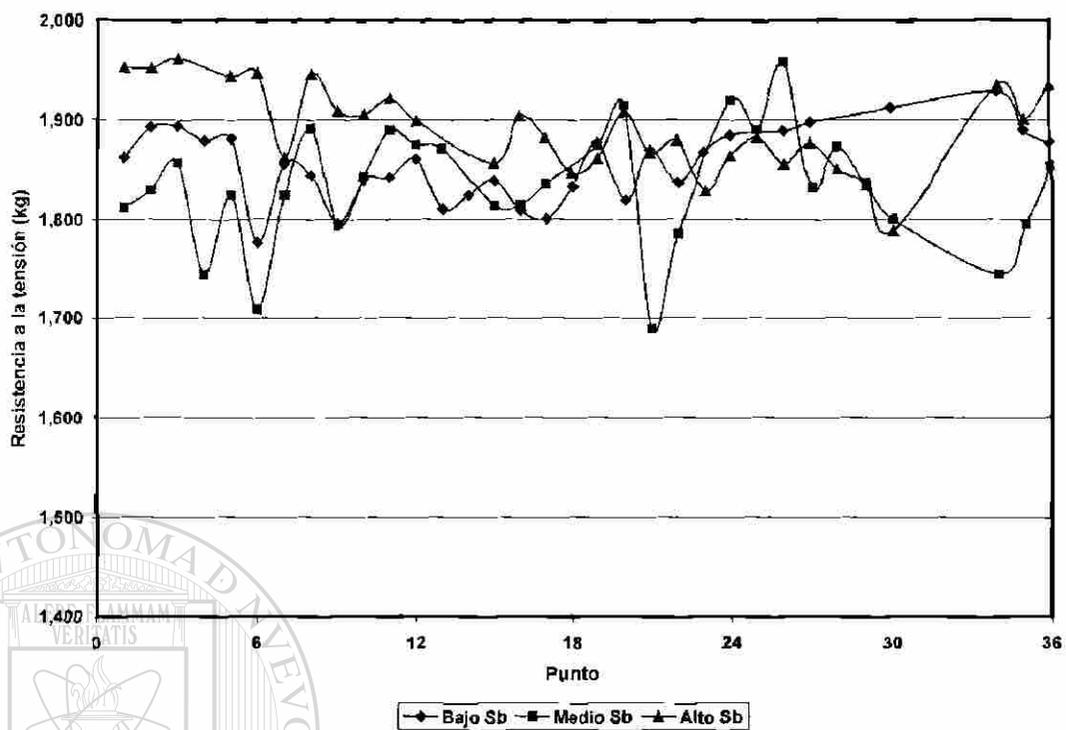


Figura 5.20. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.

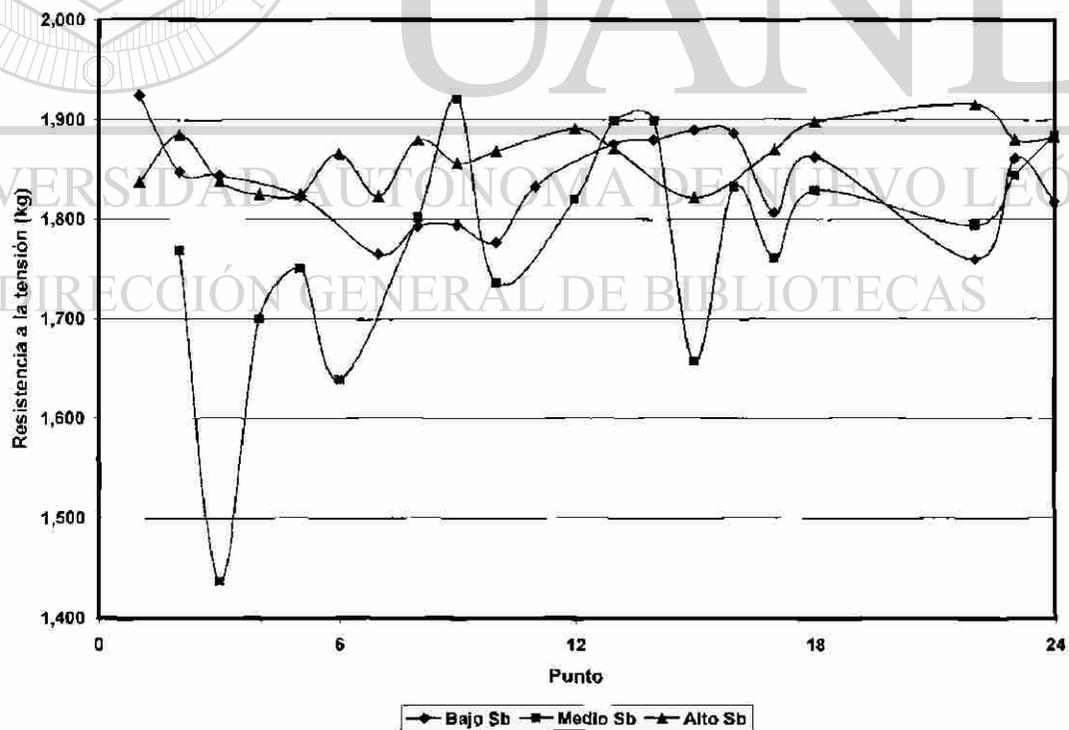


Figura 5.21. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.

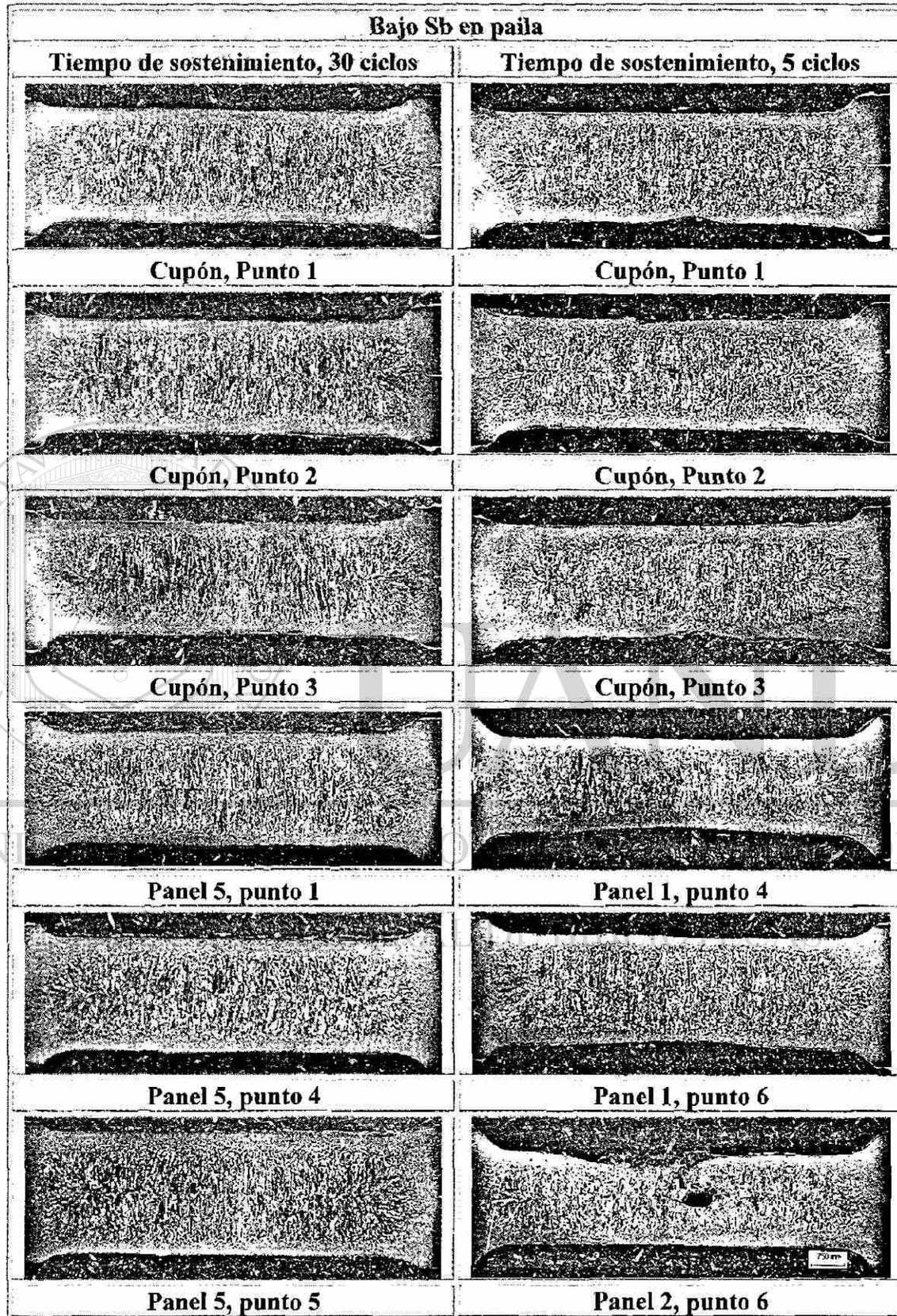


Figura 5.22. Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de bajo Sb.

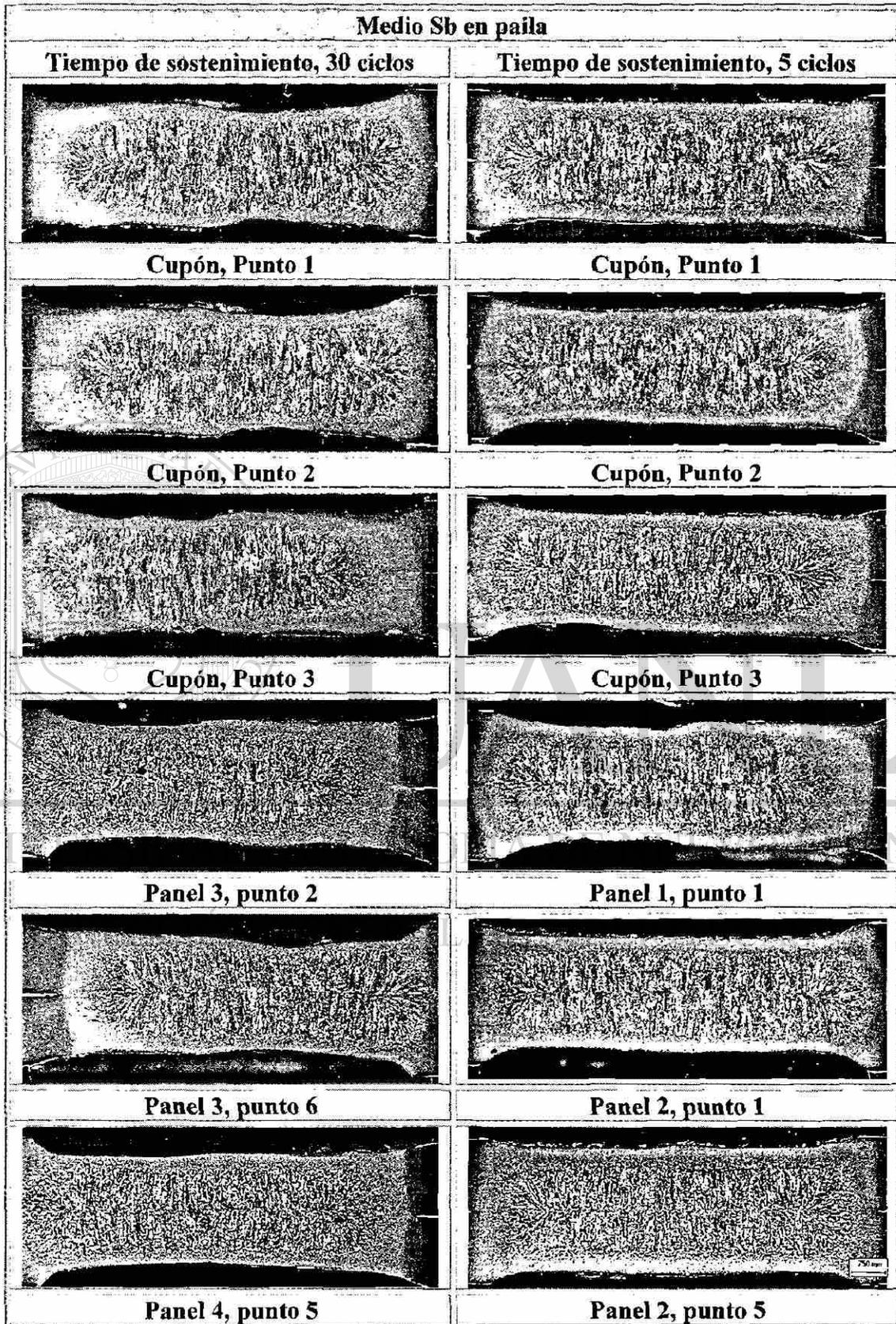


Figura 5.23. Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de medio Sb.

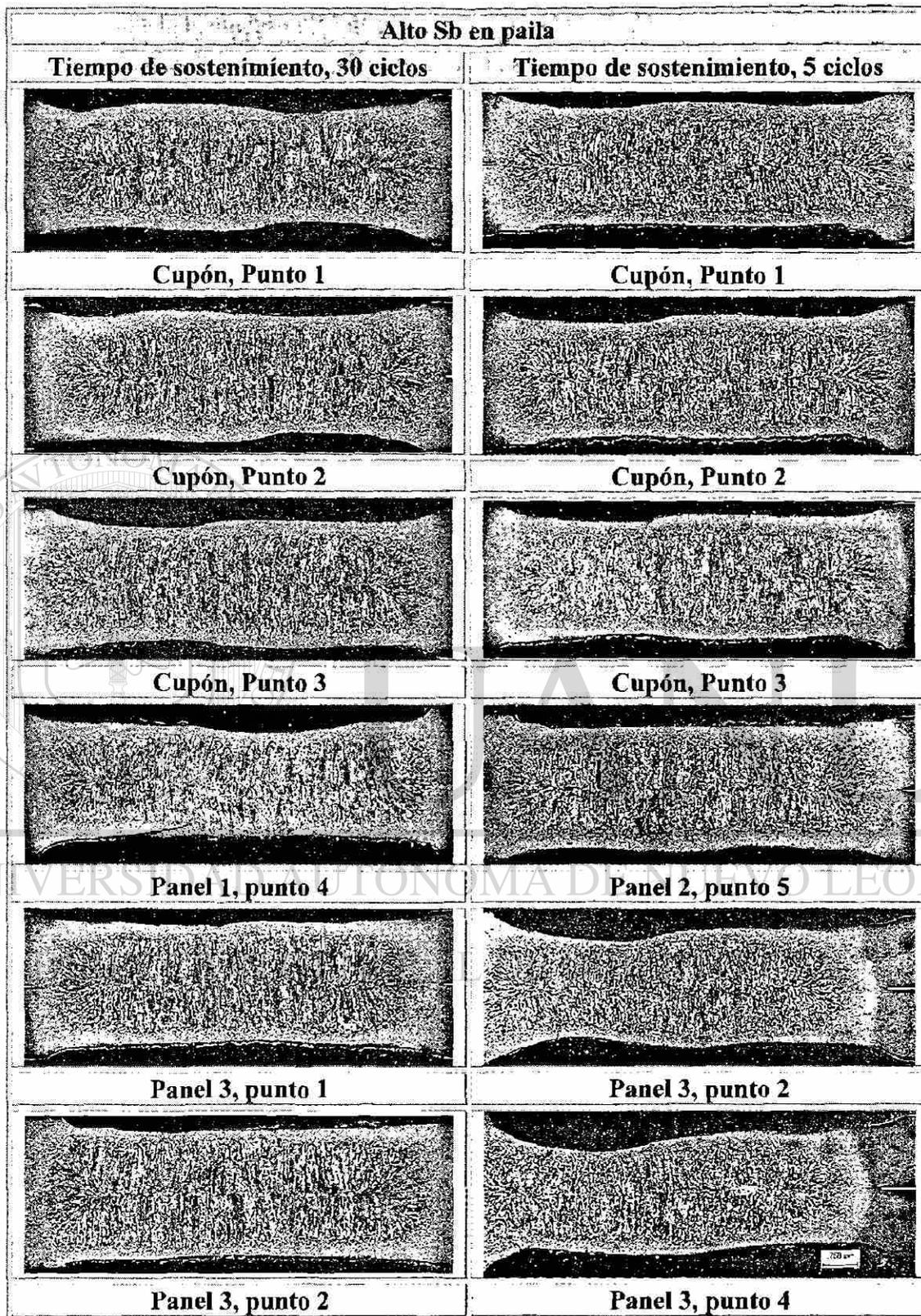


Figura 5.24. Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de alto Sb.

5.4.6 Análisis dimensional del botón de soldadura

Las Figuras 5.22 a 5.24 muestran los botones de soldadura en su sección media transversal sometidos a examinación metalográfica tanto en paneles como cupones de prueba a 30 y 5 ciclos de tiempo de sostenimiento a partir de los cuales se realiza el análisis dimensional haciendo uso del analizador de imágenes para tal efecto. Los resultados obtenidos de este análisis se muestran en las Tablas 5.27 a 5.29 y se presentan en forma grafica en las Figuras 5.25 a 5.36 como función de la corriente de soldadura suministrada por la máquina, los parámetros de indentación del electrodo y penetración de la soldadura se presentan como porcentaje con respecto al espesor de la lámina, en su valor promedio para ambos lados.

La selección de los botones de soldadura pertenecientes a los paneles de prueba para su examinación metalográfica se realizó en base a su consideración como puntos sospechosos de posible discrepancia con el estándar, como lo sugiere la prueba Chrysler⁽⁴⁴⁾.

Bajo Sb				
Punto	Corriente	Ø botón	% Indentación promedio	% Penetración Promedio
30c-1	12.21	8.44	23.29	61.20
30c-2	12.19	8.50	23.23	65.42
30c-3	12.27	8.39	22.97	61.22
30c-pan5-pto1	12.09	8.38	21.54	65.07
30c-pan5-pto4	12.11	8.36	21.55	62.23
30c-pan5-pto5	12.17	8.34	17.33	68.05
5c-1	12.51	8.08	28.15	60.53
5c-2	12.37	7.99	27.06	63.44
5c-3	12.16	7.81	26.07	62.34
5c-pan1-pto4	12.07	8.15	39.27	49.15
5c-pan1-pto6	12.15	8.15	27.83	60.72
5c-pan2-pto6	12.05	8.41	47.71	48.11

Tabla 5.27. Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con bajo contenido de Sb en la paila.

Medio Sb				
Punto	Corriente	Ø botón	% Indentación promedio	% Penetración Promedio
30c-4	11.84	7.81	26.45	63.50
30c-5	11.81	7.63	25.19	65.78
30c-6	12.17	7.37	27.60	64.64
30c-pan3-pto2	11.39	7.47	26.50	64.02
30c-pan3-pto6	11.54	7.56	31.39	58.69
30c-pan4-pto5	11.64	7.91	31.29	56.18
5c-4	12.20	7.62	15.92	67.39
5c-5	11.72	7.49	26.73	62.29
5c-6	12.30	7.75	23.85	67.83
5c-pan1-pto1	11.72	7.60	27.12	62.27
5c-pan2-pto1	11.83	8.22	25.19	62.19
5c-pan2-pto5	11.98	7.92	14.20	68.89

Tabla 5.28. Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con medio contenido de Sb en la paila.

Alto Sb				
Punto	Corriente	Ø botón	% Indentación promedio	% Penetración Promedio
30c-1	12.96	8.48	27.18	68.38
30c-2	12.56	8.19	22.57	68.82
30c-3	12.79	8.53	24.29	68.66
30c-pan1-pto4	12.90	8.54	33.50	57.89
30c-pan3-pto1	12.82	7.73	22.21	68.26
30c-pan3-pto2	12.81	8.48	18.85	71.69
5c-1	12.88	8.48	24.60	69.05
5c-2	13.01	8.30	26.53	68.46
5c-3	12.72	8.25	26.74	66.82
5c-pan2-pto5	12.73	8.01	23.00	70.04
5c-pan3-pto2	12.62	7.93	37.37	67.28
5c-pan3-pto4	12.59	8.19	37.27	61.25

Tabla 5.29. Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con alto contenido de Sb en la paila.

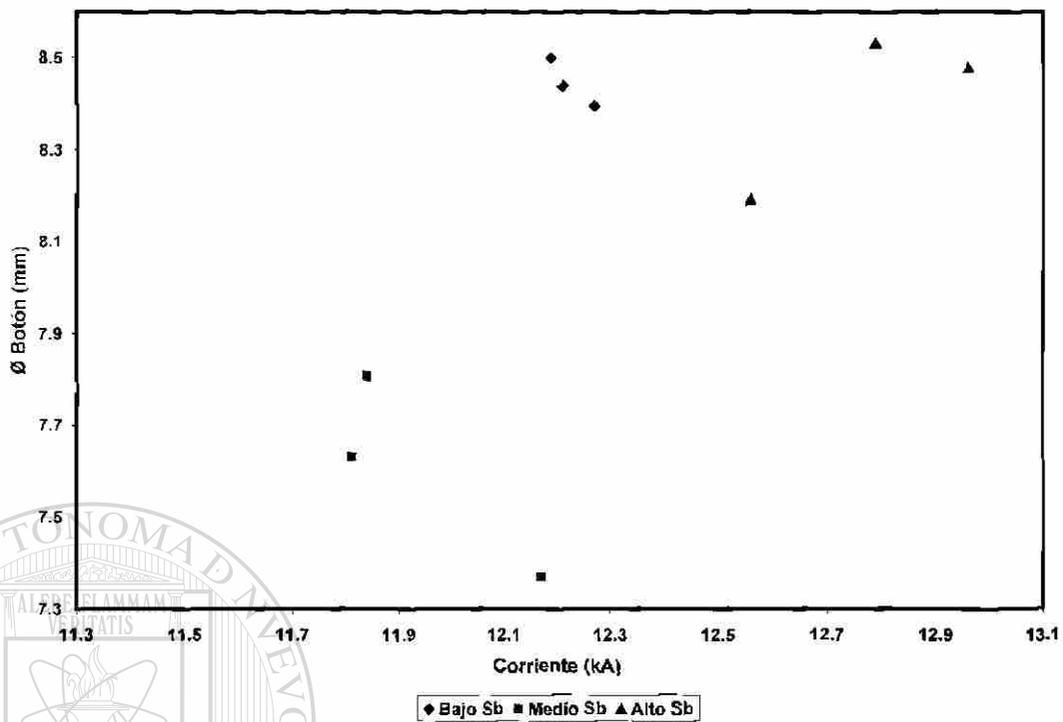


Figura 5.25. Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

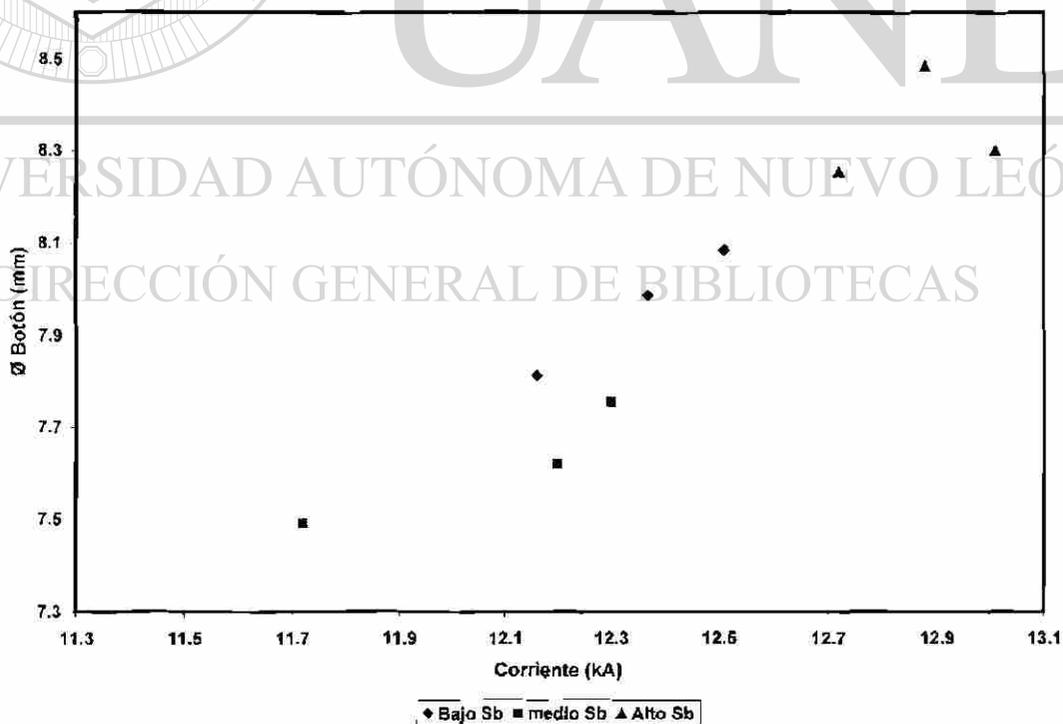


Figura 5.26. Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

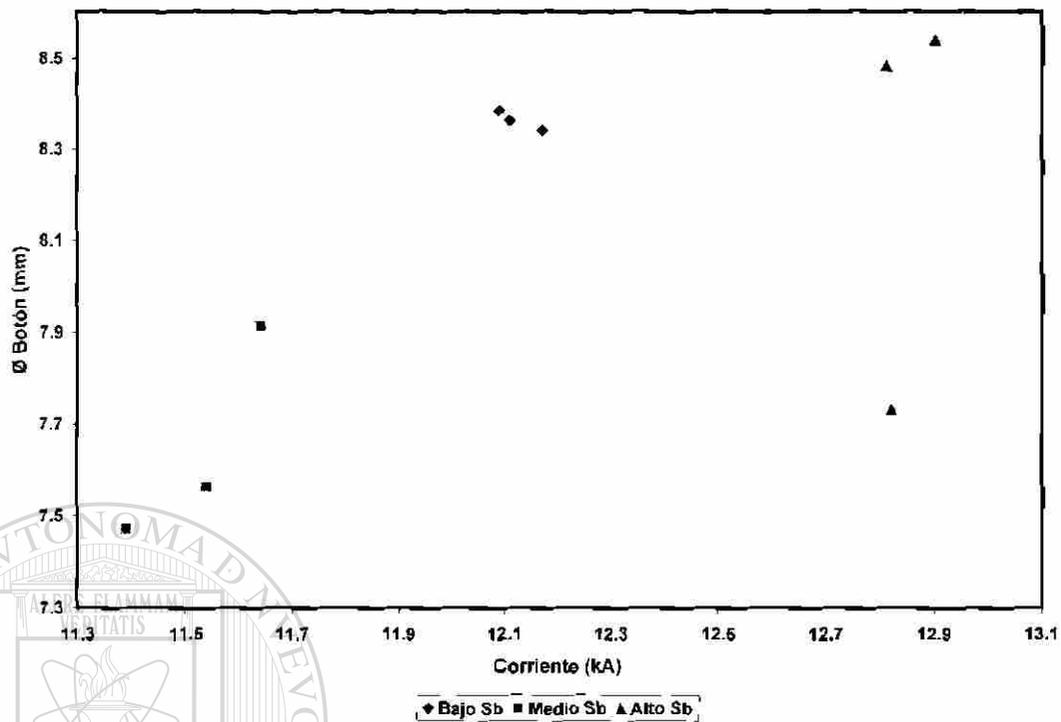


Figura 5.27. Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

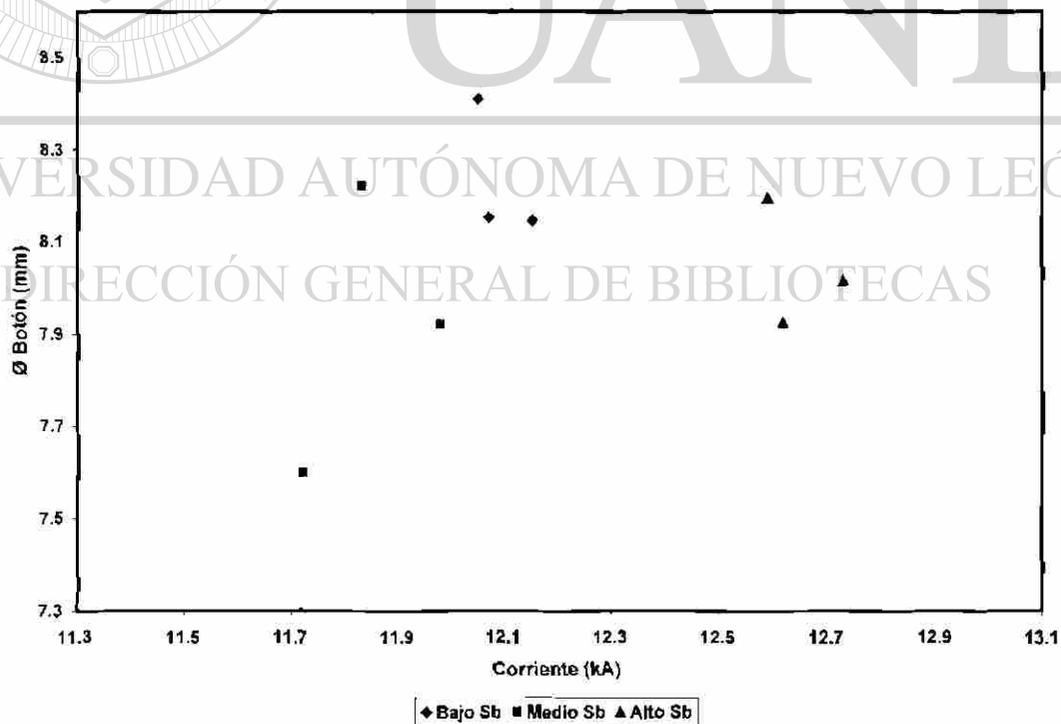


Figura 5.28. Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

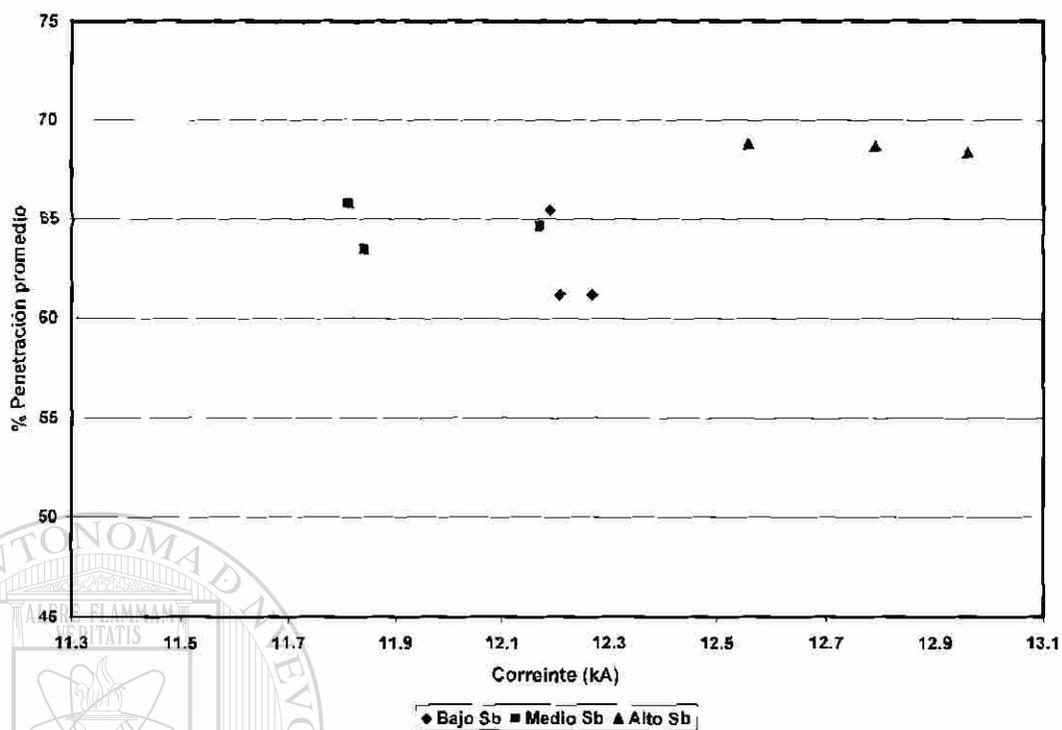


Figura 5.29. Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

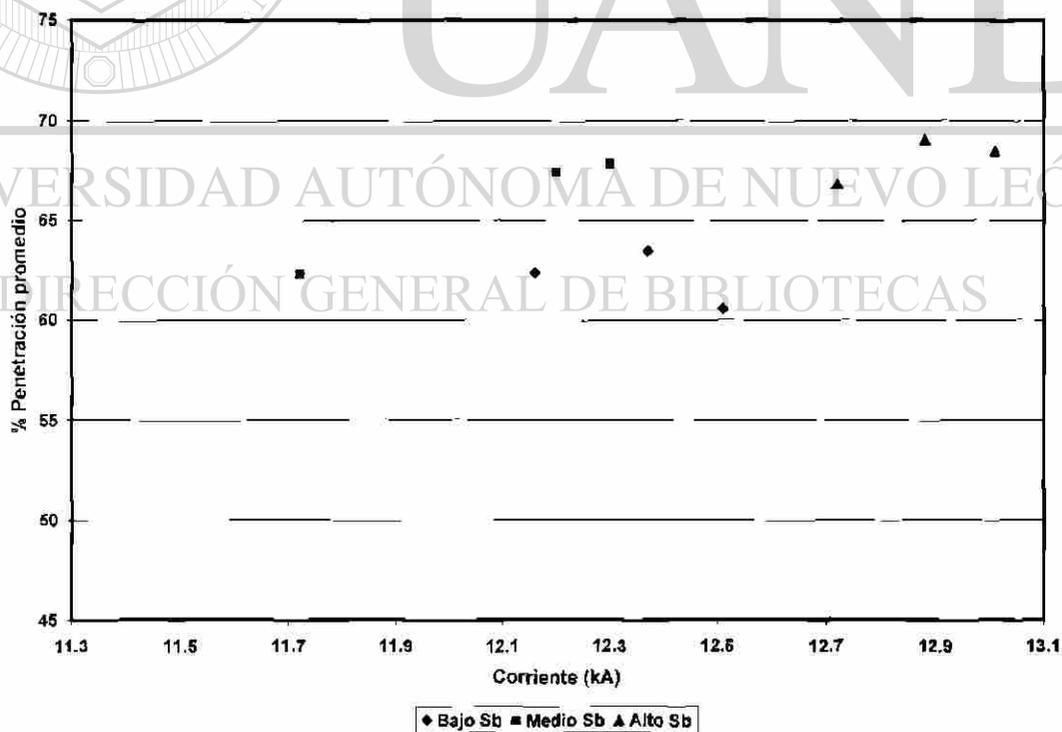


Figura 5.30. Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

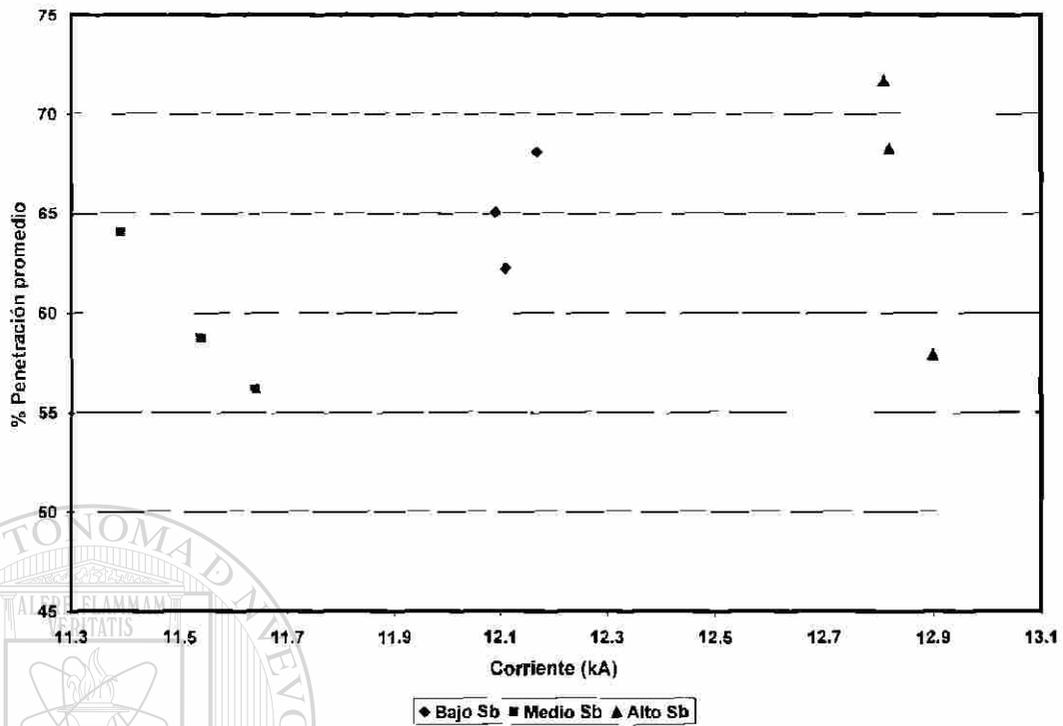


Figura 5.31. Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

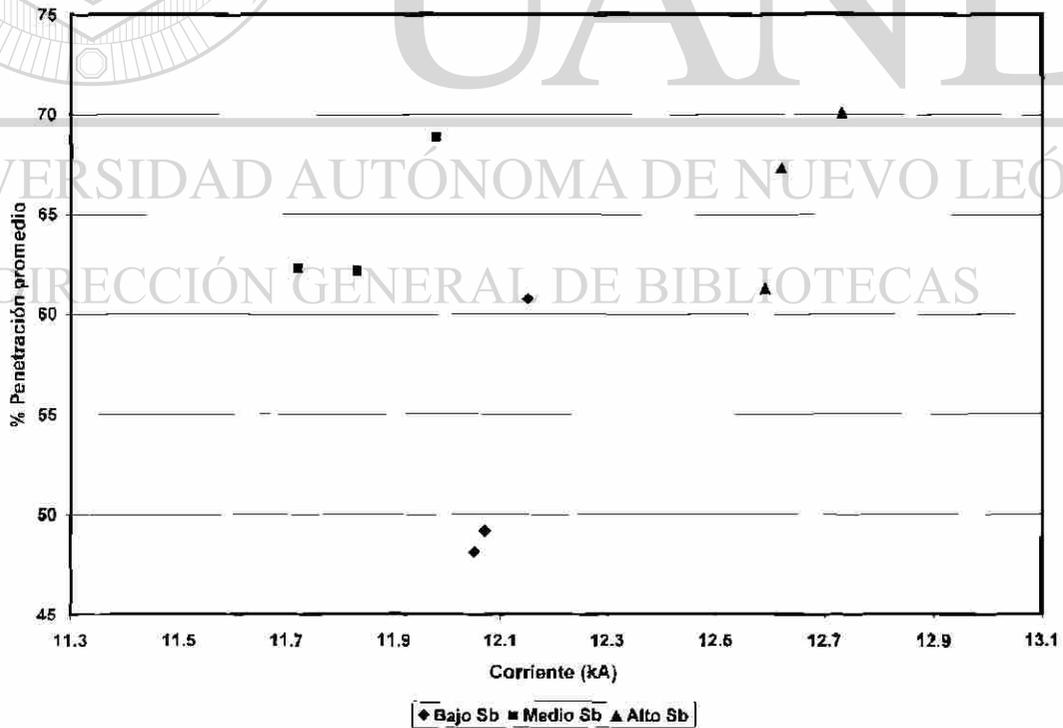


Figura 5.32. Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

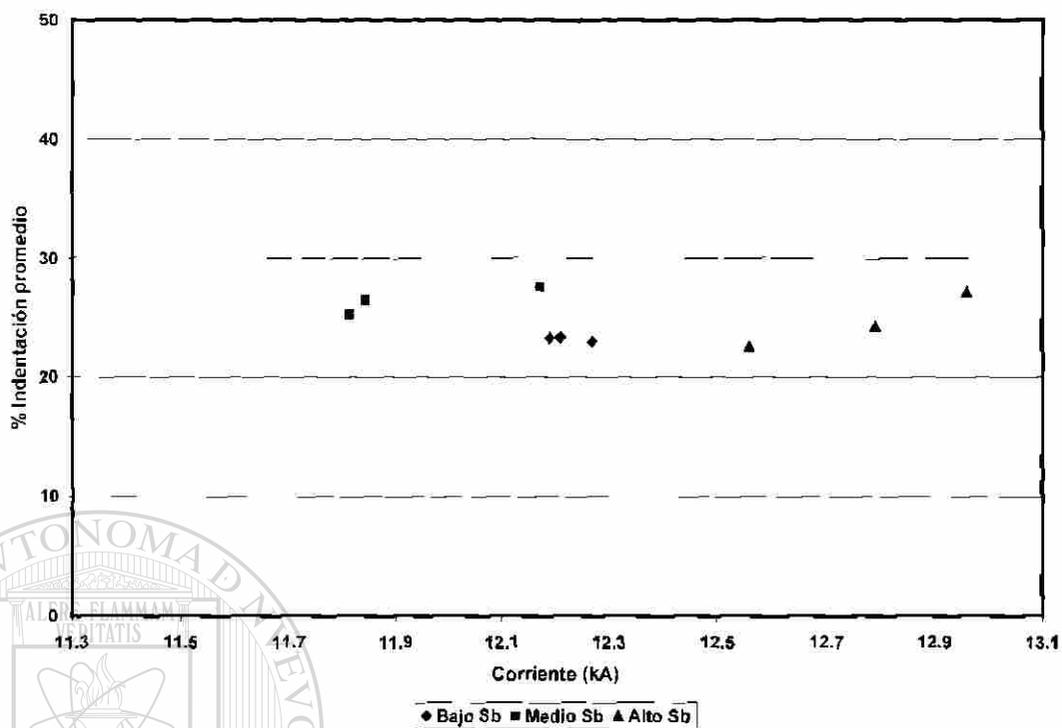


Figura 5.33. Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

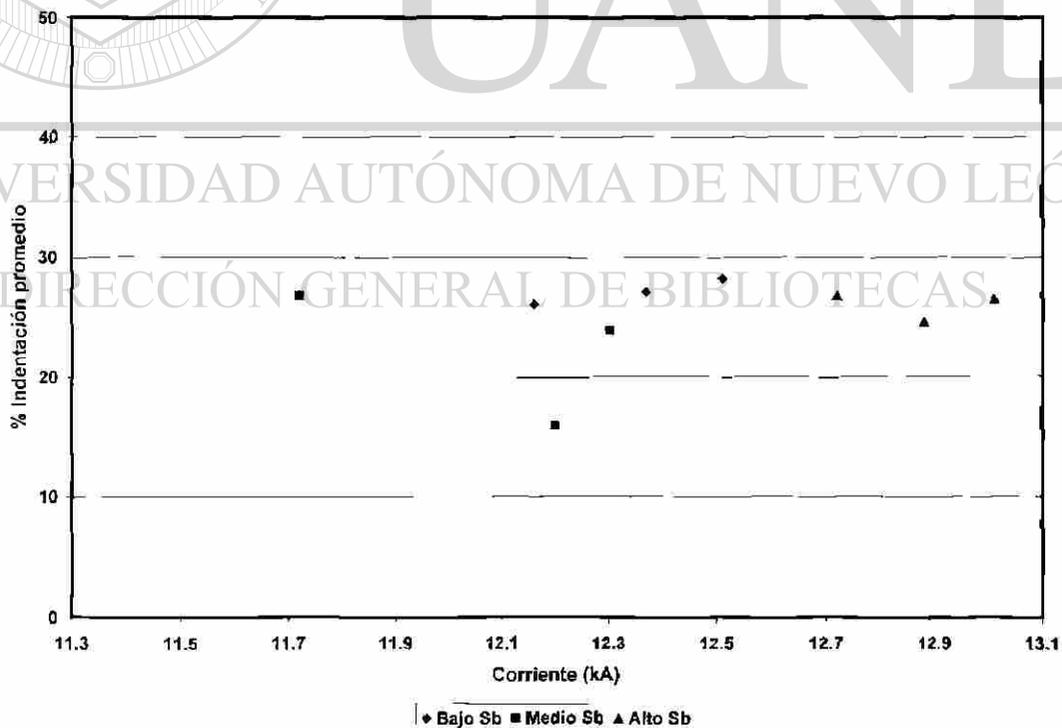


Figura 5.34. Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

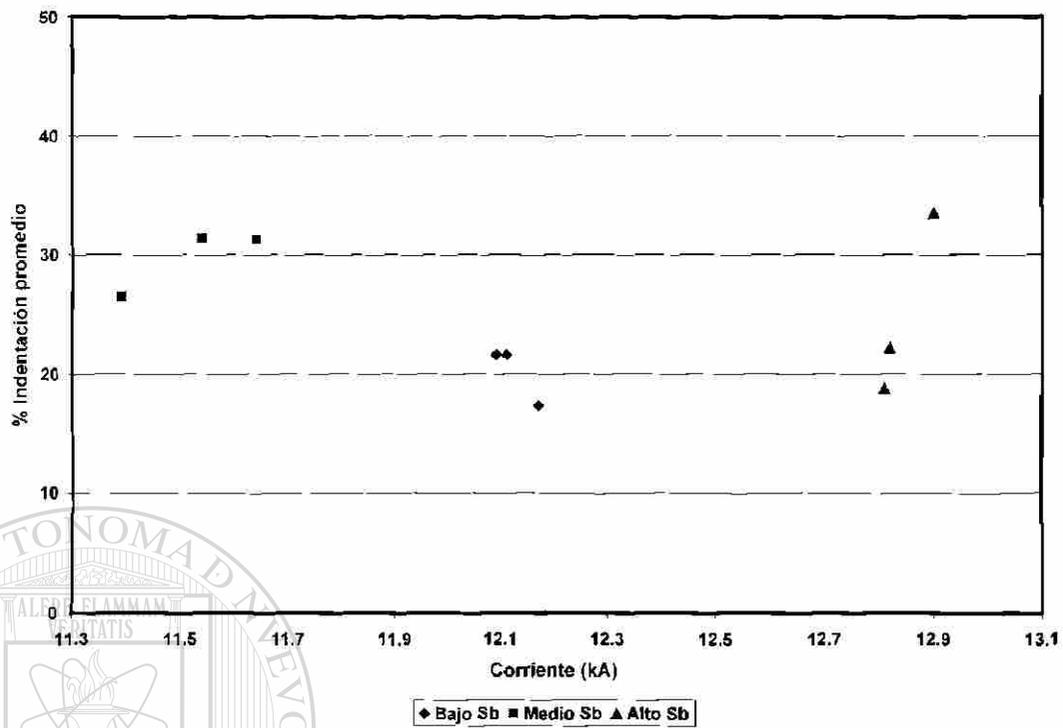


Figura 5.35. Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

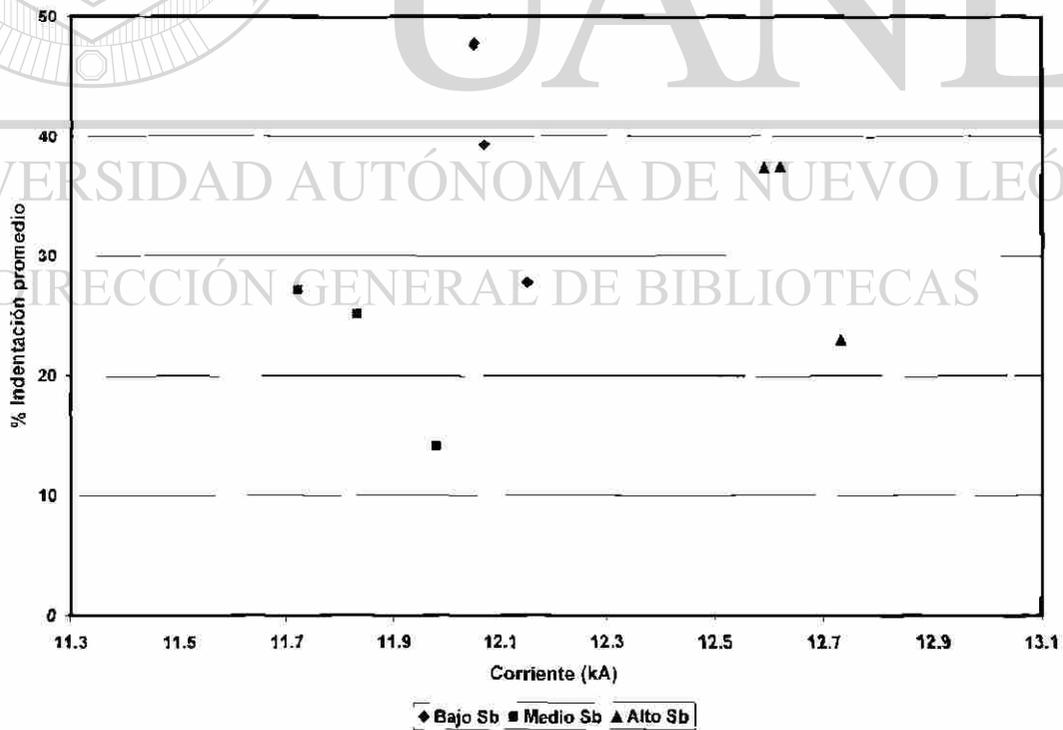


Figura 5.36. Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

5.4.7 Ensayo de microdureza

El perfil de microdureza a través de la diagonal transversal del botón de soldadura para los cupones de prueba a los distintos tiempos de sostenimiento y para los tres aceros sometidos a prueba se presenta en la Figura 5.37, mientras que en el anexo 1 se exhiben las tablas con los valores de microdureza de los botones ensayados.

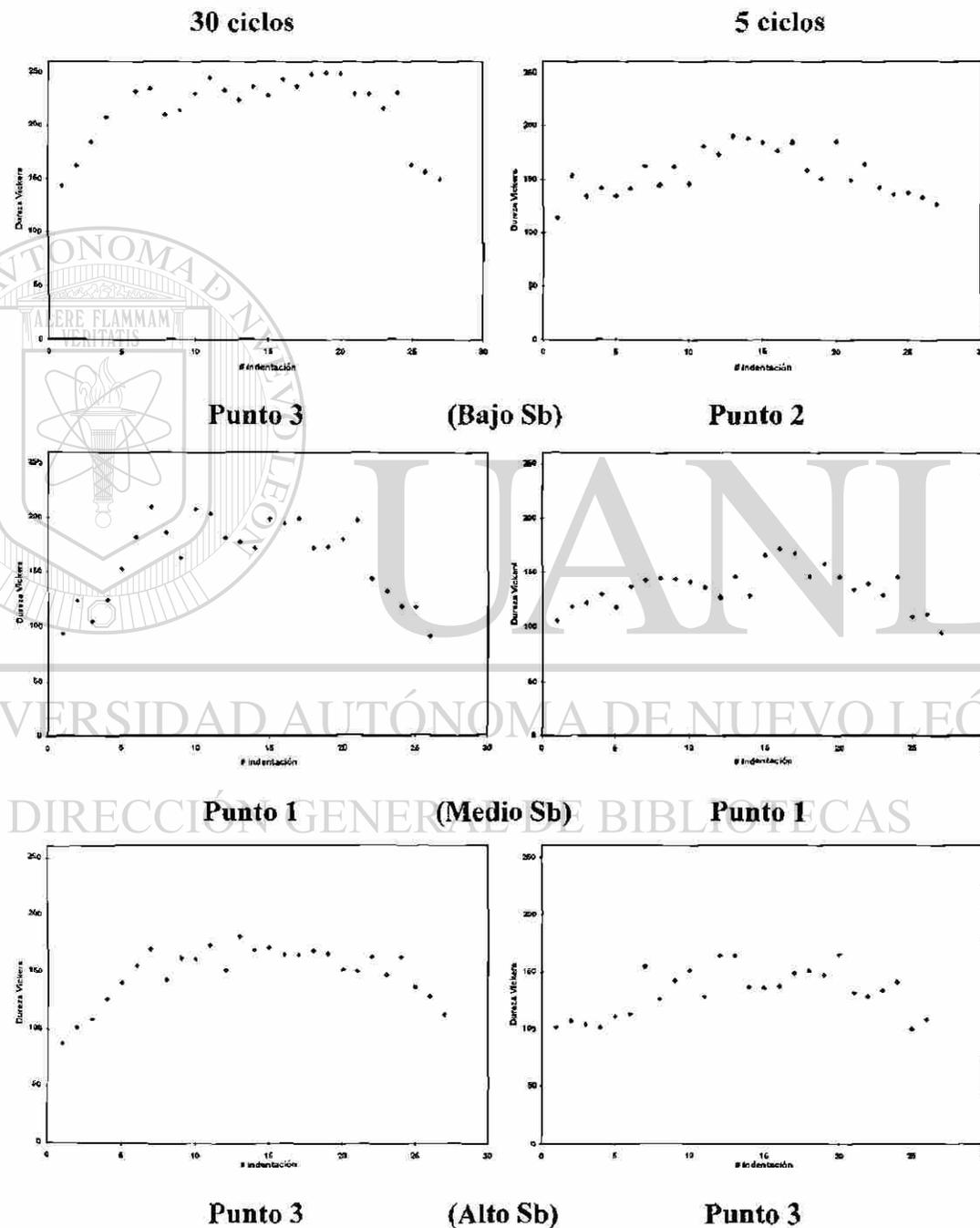
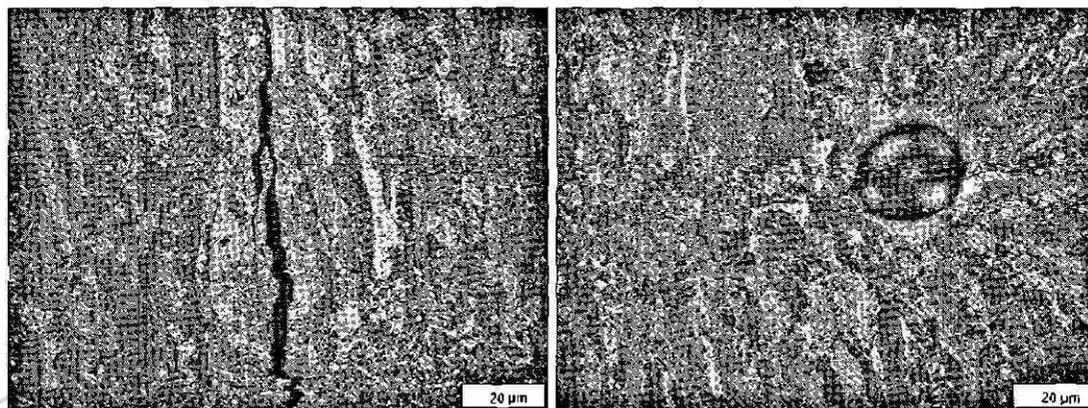


Figura 5.37. Perfil de microdureza a través del botón de soldadura.

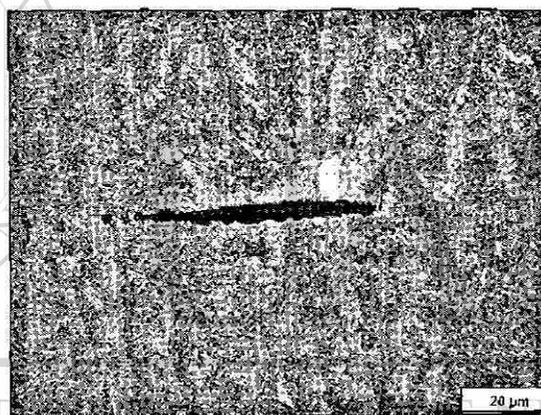
5.4.8 Defectos de soldadura

Los diferentes tipos de defectos que se presentaron en las pruebas realizadas se muestran en la Figura 5.38 mientras que su frecuencia se detalla en la Tabla 5.30.



(a) Cupón, alto Sb 5 ciclos.

(b) Cupón, medio Sb 5 ciclos.



(c) Cupón, medio Sb 5 ciclos.

Figura 5.38. Tipos de defecto observados, (a) grieta, (b) poro, (c) falla interfásial.

Prueba	Tiempo de sostenimiento	#	Tipo de defecto observado
Bajo Sb	30c	0	
	5c	2	Grieta, poro
Medio Sb	30c	8	Falla interfásial
	5c	5	
Alto Sb	30c	19	Grieta
	5c	9	

Tabla 5.30. Tipo y número de defectos en las soldaduras.

4.5 Análisis del electrodo

Se realizó la metalografía del material del electrodo con el fin de determinar su microestructura, la cual se presenta en la Figura 5.39, además de esto, se obtuvo la composición química correspondiente que se muestra en la Tabla 5.31.

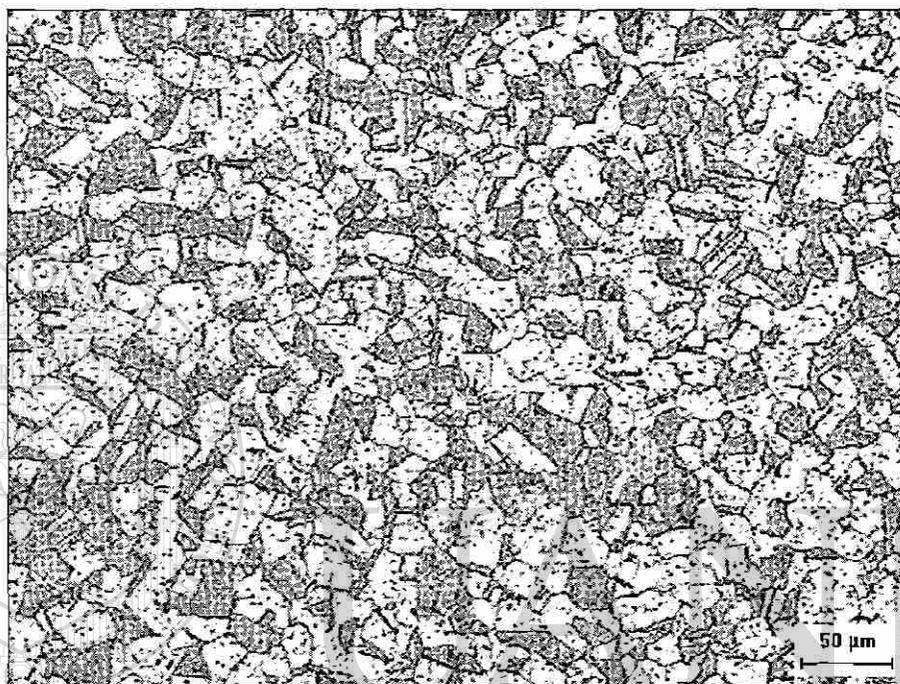


Figura 5.39. Microestructura del material del electrodo.

Elemento	Cr	Cu	Zr
% en peso	1.79	97.43	0.78

Tabla 5.31. Composición química del electrodo.

Como parte de la documentación de la prueba, se obtuvieron las impresiones de la huella de los electrodos antes y después de la misma para determinar su geometría de contacto. Estas impresiones, realizadas con papel carbón se muestran en la Figura 5.40, las relativas al inicio de la prueba corresponden al diámetro de la cara requerido de 7.90 mm, sirviendo como referencia para su condición final.

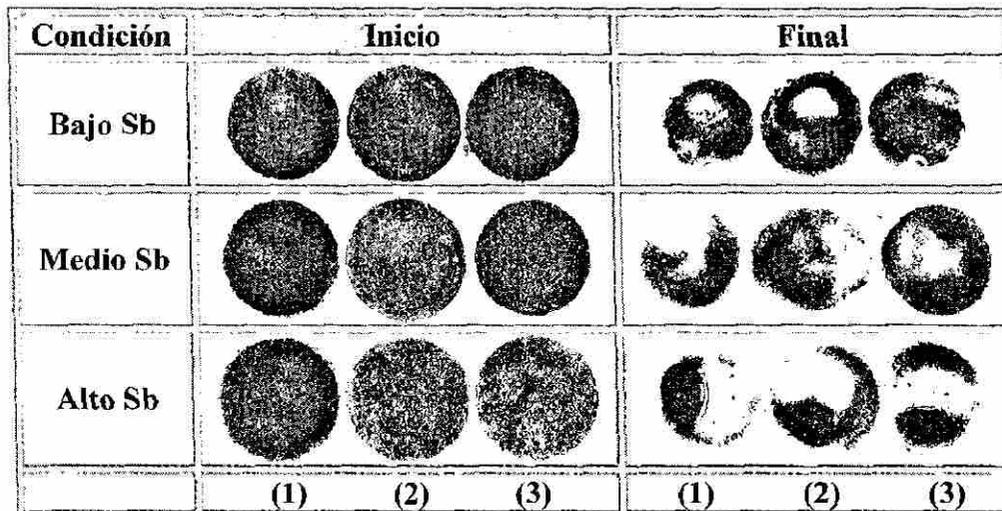


Figura 5.40. Impresión de la huella del electrodo al inicio y final de la prueba de soldadura, (1) compuesta, (2) electrodo superior y (3) electrodo inferior.

Con objeto de determinar la interacción del recubrimiento con los electrodos se muestra la imagen de la cara de éstos al término de una de las pruebas en la Figura 5.41, mientras que en la Figura 5.42 se presenta su micrografía en sección transversal en donde se aprecia la aleación de Zn.

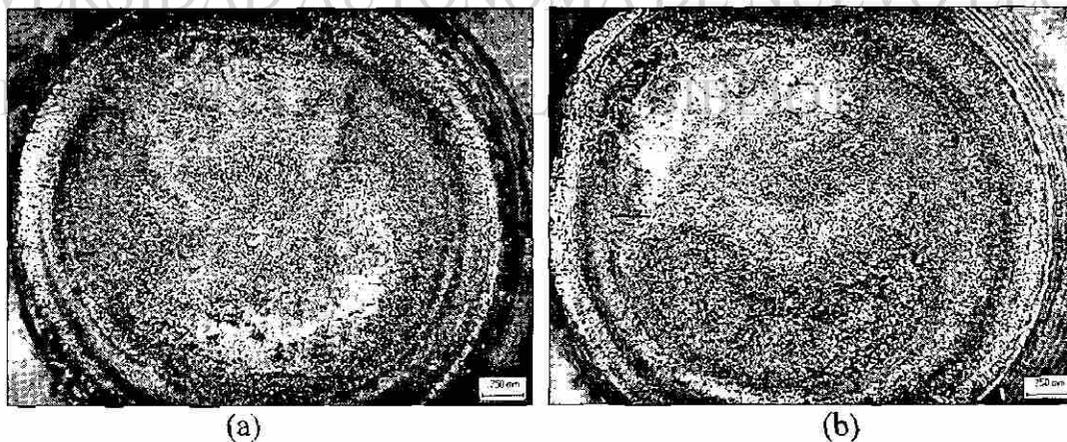


Figura 5.41. Cara de los electrodos después de la prueba de soldabilidad para la condición de medio antimonio en la paila, (a) electrodo inferior, (b) electrodo superior.

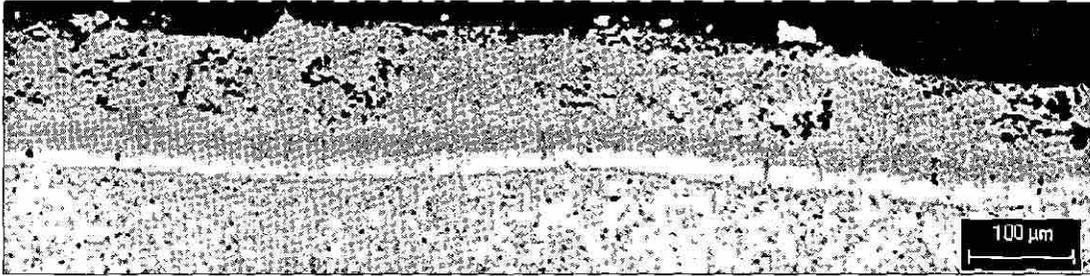


Figura 5.42. Metalografía de sección transversal mostrando adherencia y aleación de Zn en los electrodos, capa de latón uniforme de $10\ \mu\text{m}$ de espesor.

Se realizaron ensayos de microdureza en diferentes puntos de los electrodos de prueba como se observa en la Figura 5.43, los cuales se registraron como parte de su caracterización, obteniendo así un valor promedio.

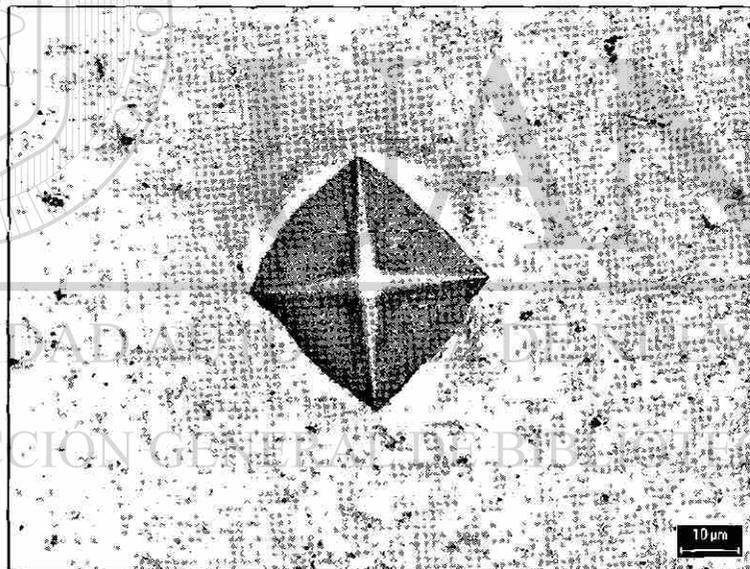


Figura 5.43. El valor obtenido de microdureza promedio del electrodo fue de 88 Vickers con una desviación estándar de 11.5 en indentaciones realizadas en los electrodos de las tres pruebas.

Los resultados mostrados en el presente capítulo son considerados y sometidos a discusión con mas detalle en el Capítulo VI.

CAPITULO VI

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

6.1 Introducción

En el presente capítulo se analizan los resultados obtenidos de las pruebas y análisis efectuados, tanto en el material de trabajo como resultado de sus condiciones de procesamiento; la posible influencia de las características del material en su soldabilidad, así como las variables del proceso de soldadura que pueden afectar las propiedades y características de la unión soldada.

6.2 Procesamiento

El procesamiento térmico de los tres materiales de prueba mostrado en la Figura 5.1 para el recocido de lámina negra exhibe condiciones muy similares en cuanto a los rangos de temperatura, aún y cuando en el acero de prueba correspondiente a la condición de bajo Sb en la paila se tienen registros de temperatura en tres puntos en el horno F3 y solo uno en los dos materiales restantes, el objetivo de este recocido es el de brindarle las propiedades mecánicas al acero para que cumpla con las especificaciones demandadas, en este caso para la industria automotriz.

Con respecto a las temperaturas correspondientes a la zona de inmersión, éstas se encuentran en los niveles de práctica recomendada. Mientras que la temperatura de recocido del horno de inducción fue registrada a la salida de éste, la temperatura real a la cual el recubrimiento experimenta el tratamiento térmico se considera más elevada y dependerá de la potencia del horno de inducción, ya que no es posible medirla directamente, por lo que para la reproducibilidad del recubrimiento termogalvanizado de estos aceros los parámetros mostrados en la Tabla 5.1 se consideran suficientes.

La composición química del baño de galvanizado para las láminas de prueba en su condición de bajo y alto Sb corresponden al porcentaje óptimo de Al en el baño de 0.135% para operaciones de termogalvanizado como ya se explicó en el Capítulo II, mientras que para lámina de prueba en su condición de medio Sb es ligeramente menor. Las variaciones en el contenido de Sb en la paila se realizan como una medida para regular el tamaño de grano dendrítico del recubrimiento al afectar este contenido la tensión superficial, principalmente en líneas que frecuentan la transición de procesos de galvanizado a termogalvanizado y cuya influencia se tratará más adelante.

6.3 Material

6.3.1 Acero

Aunque la designación de este tipo de acero no está basada en su composición química, sino en sus propiedades mecánicas, es importante destacar la presencia de Nb y V los cuales influyen para obtener la resistencia mecánica mostrada manteniendo al mínimo el contenido de C, además de esto, los elementos que pudieran influir en la soldabilidad por puntos como son P, S, Si, Mn y Ti se encuentran en niveles en los que no tienen efecto alguno. La cantidad de carbono equivalente de acuerdo a la ecuación 4.1 para los tres aceros es de 0.12, 0.114 y 0.126% para la condición de bajo, medio y alto Sb respectivamente, muy por debajo del límite establecido por el estándar de 0.30%.

Las propiedades mecánicas de los tres aceros de prueba mostrados en la Figura 5.2 y Tabla 5.2 como resultado del procesamiento térmico coincide con un acero de tipo HSLA 050 XLK de acuerdo a la nomenclatura SAE presentada en el Capítulo I, y de calibre 16 de acuerdo a su espesor, presentando una dureza y porcentaje de elongación adecuados para la industria automotriz, como se aprecia en la Tabla 5.3.

Otro de los factores a considerar para la obtención de las propiedades mecánicas es su microestructura, la cual se puede apreciar en las Figuras 5.3 a 5.5 para los tres aceros de prueba, consistiendo ésta de granos de ferrita debido al bajo contenido de C, siendo éstos de un tamaño entre 5.6 y 7 μm . El tamaño de grano del acero de prueba de bajo Sb es el menor, presentando la mejor relación entre la resistencia contra la elongación, lo cual es benéfico en operaciones de formado.

6.3.2 Recubrimiento

La rugosidad del recubrimiento para los tres aceros de prueba depende tanto de la temperatura de termogalvanizado, así como por la laminación superficial en el tensonivelado, en este aspecto, el valor de rugosidad mostró tener similitudes en los tres aceros de prueba, con una mayor rugosidad en el sentido transversal de la lámina, Tabla 5.5. Aunque la rugosidad del recubrimiento, así como la del electrodo afectan la resistencia superficial inicial, el efecto de la fuerza aplicada por el electrodo y el desplazamiento de la capa de Zn con el colapso de asperezas al momento de soldar, provoca que esta característica no sea un factor de gran importancia para el proceso de soldadura, pero al tratarse de láminas automotrices, la rugosidad influye en procesos posteriores de pintado.

El espesor del recubrimiento para los diferentes aceros se vio afectado posiblemente por la velocidad de la línea, ya que conforme ésta aumenta, el espesor disminuye. Se puede observar en las Figuras 5.6 a 5.8 que los recubrimientos de los tres aceros de prueba tienen la similitud de contar únicamente con fases Γ y δ , la ausencia de fase ζ sugiere que la temperatura de termogalvanizado es mayor a la registrada, como ya se ha mencionado antes, sin embargo también es notorio que el recubrimiento de la lámina de prueba de bajo Sb presenta más agrietamiento que la correspondiente a la de medio Sb, mientras que el recubrimiento para la lámina de prueba procesado con alto Sb presenta un recubrimiento continuo y uniforme, lo que puede sugerir una mayor uniformidad en su conductividad eléctrica y térmica. Aunque este efecto se debe también a la temperatura del ciclo térmico del recubrimiento, que para la condición de alto Sb fue mayor.

La composición química de fases que se presenta en la Figura 5.9 muestra un mayor contenido de Fe en la fase δ para el acero de prueba concerniente a la condición de alto Sb, esto es también notorio en el perfil de intensidades que se presenta en la Figura 5.10 y es debido a que el recubrimiento de este acero se realizó con una temperatura de termogalvanizado mayor que las demás. Los resultados de composición química obtenidos por medio del espectrofotómetro de emisión por plasma de la Tabla 5.6 muestran el contenido de Fe similar para los tres aceros, el porcentaje de Fe en el recubrimiento varía de acuerdo al método de medición utilizado, ya que en el análisis por medio del espectrofotómetro de emisión por plasma el recubrimiento se analiza al ser diluido por ácidos, los cuales pueden disolver alguna cantidad de Fe del sustrato de acero. En cuanto al contenido de Al encontrado en el recubrimiento, se puede observar que existe un enriquecimiento debido a la fuerte afinidad que tiene con el Fe, esta cantidad de Al se concentra en la capa de inhibición generada para controlar el espesor del recubrimiento, la cual se rompe en el proceso de termogalvanizado para permitir la difusión de Fe en Zn. Con respecto al contenido de Sb en el recubrimiento, el cual es el principal parámetro de variación, se puede observar que para la condición de bajo Sb en la paila, el recubrimiento presenta un pequeño enriquecimiento, mientras tanto para la condición de medio Sb, como para la de alto Sb, el contenido de Sb en el recubrimiento es notoriamente inferior al de la paila (0.0298, 0.0213% respectivamente), esto probablemente se puede deber a la segregación de este elemento debido a las diferencias en solubilidad en Zn sólido y líquido, por lo que en caso de afectar la soldabilidad del material, éste sería por su efecto en el proceso de recubrimiento más que por su presencia en el mismo.

El peso del recubrimiento para los tres materiales de prueba de la Tabla 5.7 muestra que el correspondiente a la condición de medio Sb en la paila presenta el mayor peso, esto debido a que la velocidad de la línea para éste fue la menor con respecto a los otros dos y es por lo tanto el de mayor espesor del recubrimiento. La cantidad de

recubrimiento, ya sea en peso o en espesor puede afectar de manera directa la soldabilidad, ya que disminuye considerablemente la vida del electrodo.

La integridad del recubrimiento como una característica de la capacidad del acero recubierto a ser formado mostrada en la Tabla 5.8 hace notar que la cantidad de recubrimiento desprendido es mayor para el ensayo de doblez de 60° , como era de esperarse, sin embargo, y con respecto a los tres aceros de prueba ensayados, el acero procesado con alto Sb en la paila presenta la menor cantidad de desprendimiento, pudiendo deberse esto a la cantidad de Fe en el recubrimiento por la más elevada temperatura de termogalvanizado, siendo éste el que presenta menos grietas en la fase δ , así como una fase Γ continua, contrario a esto, el acero de prueba en su condición de medio Sb presenta el mayor desprendimiento debido a que es el de mayor espesor de recubrimiento.

6.4 Soldabilidad

Las pruebas realizadas a los tres materiales de experimentación fueron realizadas en los paneles y cupones correspondientes de acuerdo a los procedimientos de la norma Chrysler⁽⁴⁴⁾ como ya se ha indicado.

La primera técnica de evaluación de los puntos de prueba realizada, consistió en la inspección visual de los puntos de soldadura con el fin de determinar los botones de prueba sospechosos. En la Figura 5.13 se muestran puntos representativos de cada una de las pruebas realizadas en cada acero, en estas imágenes se puede apreciar el desplazamiento del recubrimiento en todos los botones. Se puede notar que el botón de soldadura luce una apariencia más oscura en los puntos realizados a 5 ciclos en tiempo de sostenimiento, esto es debido a que la temperatura a la cual fueron liberados los electrodos de la pieza de trabajo resultaba más elevada que la correspondiente a los puntos realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento. El punto de soldadura del acero de prueba de bajo Sb en la paila y 5 ciclos de sostenimiento presenta este oscurecimiento únicamente en una pequeña zona, mientras que para los puntos de soldadura concernientes a los otros aceros se presenta

en mayor magnitud tanto a 30, como a 5 ciclos de tiempo de sostenimiento. Estas manchas oscuras, al representar la mayor temperatura, indican además que la elevada temperatura se presentó en zonas localizadas, por lo que puede considerarse similarmente un suministro de corriente localizado que al ser en menor área que la correspondiente a la totalidad de la cara del electrodo, genera así una mayor densidad de corriente. En algunos casos es evidente la aleación del cobre del electrodo, sobre todo en los botones de bajo contenido de Sb ya que en estos el oscurecimiento es menor. Se aprecia agrietamiento en el botón correspondiente a la prueba con alto Sb a 5 ciclos (panel 5, punto 2) en la parte superior derecha de la imagen.

El análisis microestructural del botón de soldadura presentado en la Figura 5.14 muestra un patrón de agujas más delgadas de ferrita acicular en las pruebas realizadas con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos, mientras que para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos, debido a una diferencia en el enfriamiento, la microestructura es más burda. En las micrografías mostradas en la figura 5.15, debido al tipo de ataque en donde la formación de películas superficiales de acuerdo a las diferencias cristalográficas o de diferente potencial de los granos provoca la diferencia en colores y tonalidades, se puede apreciar un mayor contraste en color para las micrografías realizadas a 5 ciclos de sostenimiento, ya que son estructuras de mayor tamaño, apreciándose la trayectoria de extracción de calor.

El registro de las corrientes de soldadura durante el transcurso de la prueba se muestra en las Tablas 5.9 a 5.14 para todos los puntos de paneles y cupones a 30 y 5 ciclos de tiempo de sostenimiento, las casillas sombreadas indican la expulsión en la realización de dicho punto. Para el primer punto de cada grupo de seis de los paneles de prueba es muy común que ocurra expulsión, así como en cada uno de los cupones, esto es debido a que existe inicialmente una mayor resistencia interfaseal entre láminas que provoca una mayor generación de calor que favorece la expulsión, en los puntos consecutivos, debido a la presencia de puntos previamente realizados, existen desvíos de corriente que hacen que no se genere la misma cantidad de calor que en el primer punto, sin embargo, dependiendo de la magnitud de la corriente efectiva que

pasa a través del botón que se está realizando, la expulsión en los puntos siguientes no se descarta.

En estas tablas se tiene información acerca del porcentaje de calor programado para la prueba, éste es el resultado del procedimiento de ajuste de corriente realizado a cada acero como parte de la prueba y está en proporción directa con la cantidad de corriente suministrada por la máquina soldadora. Como se muestra en las Figuras 5.16 y 5.17, el nivel de corriente más alto corresponde a la prueba de alto Sb, seguido de la de bajo Sb, siendo el más bajo el de medio Sb, para estas pruebas, la corriente de soldadura requerida por la norma Chrysler⁽⁴⁴⁾ se encuentra en el rango de los 12 a los 15 kA. Aunque es notorio que la prueba de alto Sb es la que presenta mayor porcentaje de puntos de soldadura que presentan expulsión debido a que es la de mayor nivel de corriente, el estándar de prueba es tolerante a la expulsión, sin embargo utiliza otros parámetros de evaluación con motivo de regular la severidad de la misma, como se discutirá más adelante.

El procedimiento de ajuste de corriente juega un papel muy importante en la determinación de la corriente de prueba, sin embargo, puede tener variaciones con respecto a ésta en el sentido de que este ajuste se realiza en láminas en las que el paso entre botones consecutivos, como se muestra en la Figura 4.21 es menor que para los paneles de prueba, existiendo un mayor desvío de corriente, por lo que en la prueba de soldadura los requerimientos de corriente serían menores debido a un menor desvío. En la prueba de alto Sb y debido a la uniformidad del recubrimiento, la menor resistencia presentada por éste hace que durante el ajuste de corriente el requerimiento sea mayor, sin embargo durante la prueba y debido a la adherencia de Zn a los electrodos, estas condiciones cambian, haciendo que el nivel de corriente esté por encima del requerido en ese momento, lo que causa una mayor generación de calor. En el caso de la prueba de medio Sb, la adherencia de Zn al electrodo durante el ajuste de corriente provoca que el área de contacto sea menor lo que hace que el flujo se concentre en ésta zona y el requerimiento de corriente sea menor, como si se tratara de un electrodo más pequeño.

El diámetro del botón de soldadura medido tanto con vernier como con analizador de imágenes en las muestras metalográficas de los cupones y puntos sospechosos en paneles mostrados en las Tablas 5.15 a 5.20 es dependiente de la corriente de soldadura suministrada para la generación de tal punto. De las Figuras 5.18 y 5.19 se observa que mientras que los diámetros de los botones de soldadura relativos a las pruebas de bajo y alto Sb son de dimensiones muy similares, los diámetros para la prueba de medio Sb permanecen en un nivel inferior debido a una corriente de soldadura menor, se puede notar también que el diámetro de los botones de soldadura para todas las pruebas realizadas con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos son menores que aquellas realizadas con 30 ciclos. Es importante mencionar que el diámetro del botón para todas las pruebas está muy por encima del diámetro mínimo requerido que solicita el estándar de 5.4 mm.

La carga máxima soportada por los botones de soldadura en el ensayo de corte a tensión se muestra en las Tablas 5.21 a 5.26, esta resistencia es dependiente del diámetro del botón y del tiempo de sostenimiento, se puede observar que la carga máxima soportada por los puntos de todas las pruebas a 30 ciclos de tiempo de sostenimiento es ligeramente mayor que la de sus pruebas correspondientes a 5 ciclos.

En las Figuras 5.20 y 5.21 se aprecia que la resistencia de los botones parece mantenerse estable y esto es debido al modo de fractura que presenta, que en la mayoría de los casos fue el arranque completo del botón de soldadura de la lámina ensayada, esto es por que el extremo del botón actúa como un concentrador de esfuerzos por lo que cede la lámina y no el botón. Los valores más bajos de resistencia a la tensión de los puntos se registraron en los paneles de prueba de medio Sb debido a que estos presentaron un modo de fractura interfásial que se considera indeseable. De acuerdo con la ecuación 4.3, que establece la fuerza mínima del botón de soldadura, la carga mínima para los tres aceros de prueba se encuentra alrededor de los 1000 kg, la cual representa una cantidad mucho menor a cualquiera de los puntos ensayados.

El análisis visual y dimensional de las muestras metalográficas presentadas en las Figuras 5.22 a 5.24 se cuantifica en las Tablas 5.27 a 5.29 y se muestra gráficamente en las Figuras 5.25 a 5.36. Del análisis visual de los botones de soldadura de la prueba a bajo Sb se observa que se presenta una indentación del electrodo, así como una penetración de soldadura uniforme, la mayor indentación del electrodo en los puntos relativos al tiempo de sostenimiento de 5 ciclos es el factor que regula la severidad de la expulsión.

La inspección de los botones para la prueba de medio Sb revela que existe un corrimiento del botón de soldadura hacia uno de los lados con respecto a la huella de indentación del electrodo, este corrimiento se presenta en la dirección en la que la indentación del electrodo es mayor, que es debida a la adherencia de Zn del recubrimiento en la cara del electrodo, lo que provoca que existan áreas de contacto localizadas por las que circula la mayor cantidad de corriente y a su vez hace que el botón de soldadura se genere en ese lugar.

En los botones de la prueba de alto Sb se puede observar que la penetración de la soldadura es mayor que en las dos pruebas anteriores, llegando casi a la superficie del botón, esto es debido a que esta prueba fue la realizada con el nivel de corriente más elevado. Se presenta además un ligero corrimiento del botón de soldadura hacia la zona de mayor indentación del electrodo provocada por la adherencia de Zn, que con ayuda del alto calor generado llega a distorsionar el botón.

El diámetro del botón en todas las pruebas, en paneles y cupones y para los dos tiempos de sostenimiento ensayados varía en proporción directa con la corriente suministrada como se observa en las Figuras 5.25 a 5.28.

La penetración promedio de soldadura para los cupones de las tres pruebas mostrada en las Figuras 5.29 y 5.30 resulta mayor que para sus correspondientes paneles mostrados en las Figuras 5.31 y 5.32, esto es debido a que la resistencia de contacto inicial es mayor y no ocurren desvíos de corriente por puntos adyacentes como en los

paneles. La penetración de la soldadura para la prueba de alto Sb resultó ser la mayor debido a que es la realizada con una mayor corriente, siguiendo con la de medio Sb que aunque se efectuó con la menor corriente, ésta se efectuó localizadamente como ya se ha descrito, por lo que existió una generación de calor más elevada en tal zona. La prueba de bajo Sb, ya que es más uniforme la penetración de soldadura, es la que registra los valores más bajos, que sin embargo son muy superiores a los requerimientos del estándar que indica el porcentaje mínimo en un 20% del espesor de la lámina.

Los principales factores que afectan la indentación del electrodo son el acontecimiento y severidad de la expulsión al momento de realizar el punto de soldadura, así como la adherencia localizada de recubrimiento en la cara del electrodo, las Figuras 5.33 a 5.36 muestran gráficamente el comportamiento en la prueba. Para los cupones de prueba analizados, el porcentaje de indentación del electrodo se mantiene en un estrecho rango entre el 20 y 30% para los dos tiempos de sostenimiento programados. Ya que el límite establecido por el estándar es del 30%, se puede observar que para los paneles de prueba, la indentación a 30 ciclos de tiempo de sostenimiento supera ligeramente ese valor en dos de éstas pruebas, mientras que para 5 ciclos se presentan en mayor magnitud.

De la Figura 5.37 se puede observar que el perfil de microdurezas a través del botón de soldadura presenta valores más altos para los botones realizados con tiempo de sostenimiento de 30 ciclos que los relativos a 5 ciclos, excepto para el de alto Sb, esto debido a la razón de extracción de calor por los electrodos, que a mayor tiempo permite mayor extracción de calor, influyendo así en su microestructura como ya se ha descrito. Las microdurezas más altas se encontraron en los botones de soldadura de la prueba de bajo Sb, seguido por la de medio Sb y alto Sb, esto es debido que la adherencia y aleación presentada por los electrodos en las pruebas de medio y alto Sb reducen la eficiencia térmica con la que se extrae el calor, haciendo que al momento en que se libera el botón esté más caliente, lo cual es visible en el exterior de los puntos como ya se ha descrito.

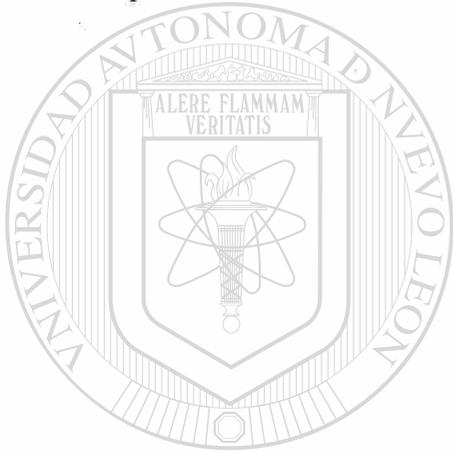
El tipo de defecto presentado por el botón de soldadura, así como el número de incidencias en la prueba afectan las propiedades mecánicas del botón de soldadura y su ausencia es uno de los principales criterios de aceptabilidad del estándar. La prueba de bajo Sb presentó la menor cantidad de defectos, siendo estos un poro y una grieta, este último es el único tipo de defecto que el estándar menciona como indeseable, mientras que los poros dependiendo de su ubicación y tamaño son más tolerables. La prueba de medio Sb, debido a que la formación del botón de soldadura se realizó en forma localizada, se presenta la existencia de fallas interfaciales, es decir, zonas en donde no existió una fusión completa entre las hojas en ubicaciones diferentes a la generación principal de calor, este tipo de defecto es el causante de que el botón de soldadura presente un modo de fractura a la mitad del botón cuando se somete a tensión, lo cual es indeseable ya que reduce la resistencia mecánica, como se observa en la Figura 5.21.

La prueba con alto Sb presentó el mayor número de defectos, siendo el principal la aparición de grietas, que es causa de incumplimiento al estándar. Esta alta cantidad de grietas es debida a que los botones de esta prueba fueron realizados con la corriente más alta, generándose una cantidad de calor muy grande que afecta al botón al solidificar. Aún y cuando esta prueba presenta un gran número de grietas, éstas no demostraron tener efecto alguno en las propiedades mecánicas de los botones de soldadura, ya que por su ubicación en el botón, no actúan como concentradores de esfuerzos, sin embargo pueden ser dañinas al ser sometidas a ciclos de fatiga.

La Figura 5.40 muestra la relación que existe entre el área por la cual circula la corriente al inicio y al final de las pruebas de soldadura. La impresión de las caras del electrodo al finalizar la prueba muestra el área a través de la cual la mayor cantidad de corriente circula, esto debido a la adherencia de Zn en la cara del electrodo que se muestra en la Figura 5.41, causando la aleación con el Cu del electrodo, generándose así una capa de latón vista en sección transversal en la Figura 5.42. Es notorio que para la prueba de alto Sb la adherencia de Zn resulta más localizada, seguido de la de

medio y bajo Sb que aunque también experimentan adherencia, ésta se presenta mejor distribuida en la cara del electrodo.

La microestructura del material del electrodo mostrada en la figura 5.38 presenta partículas de Cr dispersas en una matriz de Cu, que es el principal endurecedor para este material, mientras que la composición química presentada en la Tabla 5.31 muestra el contenido de Cr y Zr, correspondiente al material RWMA clase 2 cobre-cromo requerido por el estándar. La dureza del electrodo mostrada en la figura 5.42 de 88 Vickers es menor a la del acero de prueba, lo cual es recomendado para este proceso de soldadura.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO VII

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 Conclusiones

La cantidad de Sb en la paila afecta indirectamente la soldabilidad de la lámina recubierta ya que influye en las características del recubrimiento, sin embargo, los resultados mostraron que la temperatura en el horno de recocido es la variable que más influye en la formación fases del recubrimiento.

Se encuentra que la cantidad de Sb no es un factor de peso que afecte la soldabilidad, debido a que ocurre segregación de éste durante solidificación, lo que provoca variaciones en su contenido con respecto a la cantidad inicial presente en la paila, se encontró que existe un límite de Sb permitido que se encuentra alrededor de 0.03%. Lo que es de importancia para el productor de lámina que frecuentemente cambia del proceso de galvanizado normal al de termogalvanizado

La temperatura del horno de termogalvanizado afecta el porcentaje de Fe que se encuentra en las fases presentes en el mismo, a altas temperaturas, la formación de fases es más uniforme.

El aumento en el espesor del recubrimiento resulta en una mayor adherencia en el electrodo y aumenta además la cantidad de desprendimiento de recubrimiento en operaciones de formado.

El procedimiento de ajuste de corriente utilizado es inadecuado para lámina galvanizada, ya que no contempla las variaciones que se puedan presentar debido a la

adherencia de Zn en los electrodos, además la diferencia en el espaciamiento entre puntos con respecto a la prueba, así como las dimensiones de las láminas son factores causantes de variaciones en la corriente durante la ejecución de la prueba.

Al ajustar la corriente de soldadura a niveles cercanos al de expulsión de material, los rangos de temperatura alcanzados provocan que exista aleación y adherencia al material del electrodo con el recubrimiento con mayor facilidad, lo que disminuye la vida del electrodo.

La generación de calor de soldadura en los botones es influenciada por áreas de adherencia localizada de Zn en la cara del electrodo, ya que la corriente fluye a través de un área menor, ocasionando que aumente la densidad de corriente en dichas áreas.

La adherencia de Zn en la cara del electrodo resultó ser una de las principales causas de incumplimiento de los parámetros requeridos por la norma, ya que ocasionan una mayor indentación en el área del botón de soldadura en donde están presentes, ocasionando distorsión en el botón, provocan el corrimiento del botón con respecto a la cara de los electrodos y ocasionan la generación de defectos interfaciales en las zonas de menor flujo de corriente que debilitan al botón de soldadura.

La aleación del electrodo con el recubrimiento, así como su adherencia afecta la capacidad térmica del electrodo, lo que provoca que no extraiga la misma cantidad de calor del botón de soldadura y afecte la microestructura y dureza del mismo.

Las corrientes de soldadura mayores a 12.5 kA para el calibre de lámina utilizado involucran una mayor generación de calor, esto mostró estar directamente relacionado con la aparición de grietas en el botón de soldadura.

De los tres defectos encontrados, el de mayor incidencia fue el agrietamiento en el botón de soldadura, sin embargo se encontró que no tiene influencia en las

características mecánicas a tensión al ubicarse éstas en zonas en las que no participan en el modo de fractura del punto de soldadura, mientras que los defectos interfaciales provocan la disminución en la resistencia mecánica del botón.

7.2 Recomendaciones

Un procedimiento de ajuste de corriente en base a las dimensiones del botón resultante con respecto al mínimo requerido propiciaría que las corrientes de soldadura durante la prueba permanecieran en niveles inferiores al especificado por el estándar, esto es benéfico ya que se utiliza menor energía. Sin embargo, al estar el rango de corriente requerido por la norma a niveles más altos, desde el punto de vista del productor de lámina recubierta, esto resulta inconveniente.

Es recomendable utilizar un método de ajuste de corriente en base al diámetro del botón durante la prueba para obtener una mejor correspondencia con los puntos durante el transcurso de ésta.

Para aumentar la corriente de soldadura al rango que requiere la norma de evaluación, se recomienda aumentar el espesor de recubrimiento, sin embargo esto puede reducir la vida del electrodo y causar aleación severa, es posible minimizar la aleación del Zn con el material del electrodo con un proceso posterior de fosfatizado.

Se recomienda realizar un análisis de estabilidad térmica del recubrimiento para determinar su posible influencia en el desempeño de este tipo de soldadura.

REFERENCIAS

1. Resistance Welding Manual, Resistance Welder Manufacturers' Association, 4^{ta} Edición, Caps. 1, 2, 7, 10, 18 y 24, 1999, Philadelphia, EUA.
2. AMS Handbook Volume I, ASM International Handbook Committee, The material information Society, 10th edition, HSLA Steels pp 398-423, 1990, EUA.
3. SAE J410 High Strength, Low Alloy Steel, 1990 SAE Handbook, Volume 1 Recommended Practice, pp 1.143-1.144, 1990, EUA.
4. The Role Of Niobium In Multi-Phase Steel, Klaus Hulka, Niobium Products Company, Düsseldorf, 2003, Alemania.
5. SAE J1392 Steel, High Strength, Hot Rolled Sheet And Strip, Cold Rolled Sheet, And Coated Sheet, 1990 SAE Handbook, Volume 1, Recommended Practice, pp 1.145-1.148, 1990, EUA.
6. Characteristic Feature Of Titanium, Vanadium And Niobium As Microalloy Additions To Steel, K. Hulka, 2003, Brasil.
7. Control Of Grain Size Through Controlled Rolling Schedules, The University of Liverpool, http://www.matter.org.uk/steelmatter/forming/6_1_1_1.html, 2000, Inglaterra.
8. Propiedades A Impactos De Aceros Microaleados, J.A. Fuentes, Tesis Doctoral, pp 54-58, 140, 2003, México.
9. Dynamic Recrystallization: Laboratory Curiosity To Industrial Tool, J.J. Jonas, Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control, Conference Proceedings, pp 2-8, 2002, Inglaterra.
10. The Critical Strain For Dynamic Recrystallization, E.I. Poliak, J.J. Jonas, Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control, conference proceedings, pp 405-412, 2002, Inglaterra.
11. Modern Hot Dip Coated Sheet Steel – Processing, Coating Characteristics And Fabricating Properties, W. Warnecke, R. Bode, Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 3-17, 1990, EUA.
12. The Metallurgy Of Zinc-Coated Steel, A.R. Marder, Progress in Materials Science, Ed Pergamon, pp 191-271, 2000, EUA.
13. Key Features In The Landscape Of Hot Dip Galvanizing, J. Fader, G. Angeli, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 381-389, 2002, EUA.
14. AMS Handbook Volume XIII, ASM International Handbook Committee, The Material Information Society, Specific Alloy Systems, pp 526, 765-766, 1987, EUA.
15. The Continuous Hot-Dip Coating Process For Steel Sheet Products, GalvInfoNote #2, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-4, 2003, EUA.

16. Zinc-Based Coating Production Capabilities For Steel Sheet: Current Technical Topics And Scientific Needs, F.E. Goodwin, E.A. Silva, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 365-379, 2002, EUA.
17. Enhanced Hot Dip Galvanizing By Controlling Oxidation In The Annealing Furnace, L. Bordignon, G. Angeli, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 833-844, 2002, EUA.
18. Determination Of Liquid-Phase Boundaries In Zn-Fe-Mx Systems, N. Y. Tang, Journal of Phase Equilibria, Vol. XXI No.1, pp 70-77, 2000 EUA.
19. Hot-Dip Galvanized Sheet Steel With Excellent Press Formability And Surface Quality For The Automotive Panels, K. Abotani, K. Hirohata, T Kiyasu, Kawasaki Steel Technical Report, No. 48, pp 17-22, 2003, EUA.
20. Numerical Analysis Of The Effect Of Temperature Variation On Flow In A Continuous Galvanizing Bath, F. Ajersch, F. Ilinca, J. F. Héту, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 863-873, 2002, EUA.
21. Particle Size And Composition Of Dross Particles From Galvanize And Galvanneal Operations, F. Ajersch, L. Trépanier, F.E. Goodwin, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 771-780, 2002, EUA.
22. Dross Formation And Control During Transitions From Galvannealing To Galvanizing, Y.H. Liu, N. Y. Tang, L. Zhang, S.G. Denner, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 781-790, 2002, EUA.
23. Air Knife Coating In Hot-Dip Galvanizing, A.N. Hrymak, J.F. Forbes, J. Knight, 44th Mechanical Working and Steel Processing, Conference Proceedings, Vol. XL, pp 853-861, 2002, EUA.
24. Galvanizing – The Use Of Chemical Fluxes, GalvInfoNote #17, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-3, 2003, EUA.
25. Control Of Coating Weight (Mass) For Continuous Hot-Dip Galvanized Sheet Products, GalvInfoNote #11, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-6, 2003, EUA.
26. Protecting Galvanized Steel Sheet Products From Storage Stain, GalvInfoNote #7, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-6, 2003, EUA.
27. Zinc Phosphate Treatments For Painted Galvanized & Galvannealed Sheet Products, GalvInfoNote #18, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-2, 2003, EUA.
28. The Impact Of The Zinc Layer On The Manufacture Of Automotive Sheet Steel, J.H. Lindsay, Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 281-294, 1990, EUA.
29. The Spangle On Hot-Dip Galvanized Steel Sheet, GalvInfoNote #13, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-4, 2003, EUA.

30. Study Of Zinc Crystals Orientation Effect On The Corrosion Behavior, J.D. Culcasi, P.R. Seré, C.I. Elsner, A.R. Di Sarli, *The Journal of Scanning Microscopies*, Vol. XX, pp 251-252, 1998, EUA.
 31. Microstructural Characterization Of Zinc Coatings, A. R. Marder, *Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance*, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 55-82, 1990, EUA.
 32. The Role Of Aluminum In Continuous Hot-Dip Galvanizing, GalvInfoNote #10, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-5, 2003, EUA.
 33. Al-Oxid Layer On Hot-Dip Galvanized Steel Sheet: Characterization And Influence On Weldability, J. Faderl, J. Strutzenberger, J. Angeli, 44th Mechanical Working and Steel Processing, *Conference Proceedings*, Vol. XL, pp 845-851, 2002, EUA.
 34. Hot-Dip Galvanizing Of Al Alloyed TRIP Steels, J. Mahieu, J. Maki, S. Claessens, *Iron And Steelmaking*, Vol. 29, No. 6, pp 29-34, 2002, EUA.
 35. Galvannealed Coatings, How Do They Differ From Galvanized?, GalvInfoNote #5, The International Lead Zinc Research Organization, pp 1-5, 2003, EUA.
 36. Influence Of Substrate Characteristics On The Inhibition Layer Breakdown And Galvannealing Kinetics, S. Dionne, G. Botton, F. Goodwin, 44th Mechanical Working and Steel Processing, *Conference Proceedings*, Vol. XL, pp 405-415, 2002, EUA.
 37. Applications Of Mössbauer Spectroscopy In Industry, D.C. Cook, *Proceedings of the International Conference on the Applications of the Mössbauer Effect*, pp 1-11, 2001, Inglaterra.
 38. Phase Measurement Of Galvanneal Task, L. Lowry, B. Tai, *Jet Propulsion Laboratory*, pp 22-25, 1995, EUA.
-
39. Development Of Zinc-Based Coatings For Automotive Sheet Steel In Japan, T. Irie, *Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance*, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 143-155, 1990, EUA.
 40. Characterization And Development Of Zn-Fe Alloyed Coating Layer, S. Chang, *Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance*, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 319-330, 1990, EUA.
 41. Galvannealed Coating Optimized For Coating Adhesion Through Dies, M.F. Shi, G.M. Smith, M. Moore, D.J. Meuleman, *Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance*, The Minerals, Metals & Materials Society, pp 387-398, 1990, EUA.
 42. Welding In The Automotive Industry: State Of The Art, D.W. Dickinson, *Republic Steel Corporation*, Report on AISI Project No. 1201-409C, pp 1-400, 1984, EUA.
 43. SAE J836a, SAE Automotive Metallurgical Joining, 1990 SAE Handbook, Volume 1 Recommended Practice, pp 9.07-9.11, 1990, EUA.
 44. Resistance Weldability Test For Bare, Galvanized, Galvannealed, High Strength, Low Carbon, And Interstitial Free (IF) Hot And Cold Rolled Steel

- Sheet, Chrysler Corporation Laboratory Procedure No: LP-461K-170, Vehicle Engineering Office, pp. 1-46, 1992, EUA.
45. Resistance Spot Welding, TWI Ltd, Granta Park, Great Abington, Cambridge, CB1 6AL, pp 1-2, 2004, Inglaterra.
46. Processes Of Joining Materials, T. W. Eagar, MIT, 2001, EUA.
47. Dr Weld, J.J. Hernandez, Procex, www.drweld.com, pp 1-3, 2001, EUA.
48. Spot, Seam And Projection Welding, Welding Handbook, American Welding Society, Cap 17, pp 532-552, 1991, EUA.
49. Application Guidelines For High Strength And Ultra High Strength Steels, R. Slock, Sidstahl N.V., GENT, pp. 14-15, 2002, EUA.
50. Resistance Spot Welding Automotive Components, Chrysler Corporation Process Standard No: PS-9471<S>, Vehicle Engineering Office, pp 1-20, 1998, EUA.
51. HSLA-100 Steels: Influence Of Aging Heat Treatment On Microstructure And Properties, M. Mujahid, A.K. Lis, C.I. Garcia, A.J. DeArdo, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 7, ASM International, pp 247-257, 1998, EUA.
52. Microstructure And Properties Of Quenched-And-Aged Plates Produced From A Cooper-Bearing HSLA Steel, S.K. Sen, A. Ray, R. Avatar, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 7, ASM International, pp 504-510, 1998, EUA.
53. Resistance Spot Welding Of High Strength Steels, G. Shi, S.A. Westgate, JOM - Eleventh International Conference on the Joining of Materials, pp 1-10, 2003, Dinamarca.
54. Current Adjustment Procedure For Welding Strip Pairs, Chrysler Corporation Laboratory Procedure No: LP-461K-173, Vehicle Engineering Office, pp 1-6, 1991, EUA.
55. Tint Etching, G. Vander Voort, Metal Progress, ASM International, 1985, EUA.

ANEXO I

TABLAS DE MICRODUREZA

Cupón, bajo Sb, 30 ciclos, punto 1					Cupón, bajo Sb, 30 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers	# indentación	medida 1 (μm)	medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	33.55	33.02	33.28	167.39	1	35.12	35.41	35.26	149.11
2	32.13	31.27	31.70	184.53	2	31.09	32.09	31.59	185.80
3	28.45	27.92	28.19	233.40	3	29.24	29.49	29.36	215.05
4	26.92	28.49	27.71	241.54	4	29.45	27.99	28.72	224.81
5	27.85	27.00	27.42	246.59	5	27.53	28.32	27.92	237.85
6	26.67	26.95	26.81	257.95	6	29.31	28.28	28.79	223.69
7	27.85	27.17	27.51	245.01	7	27.60	28.38	27.99	236.69
8	26.03	27.24	26.63	261.41	8	29.70	28.78	29.24	216.92
9	26.46	27.17	26.82	257.90	9	28.85	29.09	28.97	220.95
10	27.21	26.24	26.72	259.72	10	26.78	28.99	27.88	238.53
11	28.17	27.92	28.04	235.78	11	27.75	29.02	28.39	230.15
12	27.03	26.49	26.76	258.97	12	27.13	28.32	27.73	241.23
13	26.64	26.42	26.53	263.40	13	27.95	28.74	28.35	230.78
14	27.92	27.95	27.94	237.58	14	29.17	28.28	28.72	224.80
15	26.46	26.28	26.37	266.71	15	28.52	28.61	28.56	227.27
16	27.24	27.88	27.56	244.12	16	29.89	29.13	29.51	212.94
17	28.28	28.28	28.28	231.95	17	27.78	28.63	28.20	233.14
18	28.52	27.92	28.22	232.81	18	28.74	27.99	28.36	230.50
19	29.74	29.42	29.58	211.97	19	29.09	30.35	29.72	209.95
20	30.82	29.20	30.01	205.93	20	28.63	28.74	28.68	225.38
21	30.56	29.74	30.15	204.04	21	32.55	33.06	32.80	172.32
22	28.74	28.45	28.60	226.78	22	33.12	34.16	33.64	163.85
23	29.02	29.95	29.49	213.27	23	37.87	37.22	37.54	131.56
24	27.34	29.09	28.22	232.87					
25	29.27	30.02	29.65	210.98					
26	34.02	34.16	34.09	159.60					
27	32.16	33.87	33.02	170.11					

Tabla A. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Tabla B. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, bajo Sb, 30 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	35.69	36.08	35.89	143.99
2	34.02	33.52	33.77	162.63
3	32.13	31.27	31.70	184.53
4	29.09	30.66	29.88	207.72
5	25.53	27.00	26.26	268.82
6	28.06	28.45	28.26	232.26
7	27.49	28.74	28.11	234.61
8	29.29	30.13	29.71	210.06
9	29.48	29.39	29.43	214.08
10	27.80	29.02	28.41	229.74
11	28.09	26.97	27.53	244.69
12	28.46	27.93	28.19	233.29
13	28.18	29.30	28.74	224.51
14	28.55	27.34	27.95	237.46
15	28.18	28.75	28.47	228.85
16	27.26	27.91	27.58	243.71
17	27.73	28.19	27.96	237.24
18	26.98	27.63	27.30	248.77
19	27.06	27.44	27.25	249.66
20	26.13	28.46	27.30	248.89
21	29.39	27.34	28.37	230.46
22	28.27	28.47	28.37	230.41
23	29.39	29.20	29.30	216.07
24	28.37	28.27	28.32	231.16
25	33.29	34.05	33.67	163.59
26	34.13	34.69	34.41	156.58
27	35.43	35.08	35.25	149.22

Tabla C. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, bajo Sb, 5 ciclos, punto 1				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	36.27	37.48	36.87	136.38
2	35.35	35.75	35.55	146.72
3	38.81	39.96	39.39	119.54
4	36.87	37.60	37.23	133.76
5	30.68	31.95	31.32	189.08
6	35.44	35.64	35.54	146.82
7	29.81	29.78	29.79	208.89
8	32.07	33.35	32.71	173.30
9	33.31	32.65	32.98	170.50
10	35.70	34.39	35.05	150.99
11	35.89	34.93	35.41	147.91
12	31.89	31.15	31.52	186.65
13	30.97	31.14	31.06	192.28
14	30.65	31.90	31.27	189.60
15	32.19	31.56	31.88	182.49
16	30.60	31.20	30.90	194.18
17	29.07	28.74	28.91	221.95
18	30.23	31.69	30.96	193.46
19	31.73	31.56	31.65	185.14
20	30.45	32.02	31.24	190.04
21	33.11	34.32	33.71	163.14
22	31.61	32.27	31.94	181.78
23	31.11	32.14	31.62	185.42
24	31.44	31.73	31.59	185.86
25	33.45	33.64	33.55	164.78
26	35.41	36.76	36.09	142.41

Tabla D. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, bajo Sb, 5 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	40.67	39.92	40.29	114.23
2	34.89	34.59	34.74	153.65
3	37.05	37.11	37.08	134.86
4	36.72	35.59	36.15	141.86
5	37.14	37.14	37.14	134.41
6	36.22	36.20	36.21	141.43
7	33.85	33.77	33.81	162.24
8	35.59	36.01	35.80	144.66
9	32.64	35.05	33.85	161.87
10	35.05	36.30	35.68	145.68
11	31.14	32.99	32.07	180.34
12	31.73	33.64	32.68	173.58
13	31.14	31.33	31.24	190.03
14	31.60	31.27	31.44	187.64
15	31.48	31.93	31.70	184.48
16	32.08	32.74	32.41	176.53
17	32.02	31.46	31.74	184.05
18	34.18	34.19	34.18	158.69
19	34.68	35.47	35.07	150.73
20	31.77	31.53	31.65	185.15
21	35.30	35.14	35.22	149.49
22	33.14	34.10	33.62	164.07
23	36.34	35.72	36.03	142.84
24	35.14	38.64	36.89	136.28
25	36.26	37.20	36.73	137.45
26	36.69	37.84	37.27	133.53
27	38.19	38.24	38.21	126.99

Tabla E. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, bajo Sb, 5 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	40.69	41.47	41.08	109.89
2	37.55	38.47	38.01	128.35
3	36.98	36.90	36.94	135.89
4	34.87	35.51	35.19	149.74
5	32.57	31.91	32.24	178.39
6	34.94	33.73	34.34	157.28
7	35.12	37.34	36.23	141.27
8	33.04	33.60	33.32	167.04
9	34.27	33.55	33.91	161.26
10	31.77	33.09	32.43	176.33
11	35.02	35.02	35.02	151.22
12	34.09	32.41	33.25	167.71
13	35.18	33.73	34.45	156.22
14	33.63	33.17	33.40	166.27
15	33.39	32.41	32.90	171.32
16	34.69	33.16	33.93	161.10
17	33.84	33.73	33.78	162.47
18	33.68	34.45	34.07	159.79
19	35.05	32.73	33.89	161.46
20	32.41	33.16	32.79	172.49
21	34.41	33.70	34.06	159.86
22	35.77	36.98	36.37	140.17
23	34.43	36.16	35.29	148.88
24	36.49	34.73	35.61	146.22
25	38.00	37.80	37.90	129.11
26	36.15	39.67	37.91	129.01
27	34.31	33.73	34.02	160.23

Tabla F. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 30 ciclos, punto 1				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	43.22	45.75	44.48	93.72
2	38.62	38.73	38.68	123.96
3	41.90	42.36	42.13	104.47
4	39.75	37.52	38.64	124.22
5	34.44	35.20	34.82	152.95
6	32.07	31.82	31.95	181.72
7	30.11	29.40	29.75	209.50
8	30.71	32.37	31.54	186.41
9	33.43	33.94	33.68	163.43
10	29.80	29.90	29.85	208.09
11	31.31	28.99	30.15	203.95
12	32.73	31.26	32.00	181.14
13	32.88	31.77	32.32	177.50
14	33.18	32.47	32.83	172.09
15	31.12	29.95	30.54	198.88
16	30.81	30.96	30.89	194.40
17	30.31	30.71	30.51	199.23
18	31.82	33.79	32.80	172.33
19	31.97	33.44	32.71	173.37
20	32.53	31.57	32.05	180.56
21	30.56	30.61	30.58	198.27
22	35.90	35.90	35.90	143.85
23	38.62	36.20	37.41	132.47
24	39.33	39.83	39.58	118.35
25	38.88	40.34	39.61	118.20
26	44.42	45.74	45.08	91.25

Tabla G. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 30 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	45.58	44.33	44.96	91.76
2	41.45	40.19	40.82	111.29
3	38.68	39.48	39.08	121.43
4	41.10	40.99	41.05	110.07
5	35.30	34.59	34.94	151.86
6	31.82	32.57	32.20	178.89
7	35.65	36.01	35.83	144.44
8	34.49	35.93	35.21	149.60
9	31.46	32.42	31.94	181.73
10	34.79	33.84	34.32	157.46
11	34.74	34.89	34.82	152.97
12	34.70	35.01	34.86	152.64
13	29.90	30.56	30.23	202.89
14	31.16	31.53	31.35	188.74
15	38.93	39.88	39.41	119.41
16	31.16	33.48	32.32	177.50
17	29.75	29.35	29.55	212.39
18	30.96	31.67	31.31	189.11
19	30.05	30.96	30.51	199.24
20	30.67	31.17	30.92	193.99
21	30.46	31.57	31.01	192.83
22	32.22	31.98	32.10	179.93
23	32.83	34.39	33.61	164.18
24	42.11	42.61	42.36	103.35
25	40.69	40.34	40.52	112.97
26	39.08	41.41	40.24	114.50
27	39.48	39.19	39.33	119.86

Tabla H. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 30 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	45.94	47.76	46.85	84.50
2	43.67	45.64	44.66	92.99
3	38.02	38.48	38.25	126.76
4	39.28	40.99	40.14	115.11
5	42.25	42.66	42.46	102.88
6	39.94	41.15	40.55	112.80
7	36.46	36.41	36.43	139.69
8	31.62	31.92	31.77	183.75
9	31.47	31.16	31.32	189.07
10	33.88	34.99	34.44	156.35
11	32.98	32.07	32.53	175.29
12	31.77	31.87	31.82	183.17
13	32.23	32.27	32.25	178.31
14	33.08	32.83	32.95	170.78
15	34.04	33.68	33.86	161.75
16	32.83	34.55	33.69	163.42
17	32.78	33.53	33.15	168.70
18	32.17	31.92	32.04	180.60
19	34.14	34.44	34.29	157.73
20	32.32	32.68	32.50	175.57
21	34.94	33.94	34.44	156.35
22	34.59	35.30	34.94	151.86
23	31.11	31.16	31.14	191.27
24	38.22	37.07	37.65	130.85
25	41.30	40.49	40.89	110.89
26	37.87	39.08	38.48	125.26
27	39.08	39.73	39.41	119.41
28	39.48	40.30	39.89	116.54

Tabla I. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 5 ciclos, punto 1				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	41.03	42.93	41.98	105.23
2	38.79	40.37	39.58	118.39
3	38.60	39.32	38.96	122.20
4	37.93	37.87	37.90	129.09
5	40.30	39.12	39.71	117.60
6	35.97	37.87	36.92	136.05
7	35.97	36.29	36.13	142.06
8	35.63	36.16	35.90	143.91
9	36.36	35.57	35.96	143.39
10	35.11	37.47	36.29	140.79
11	35.24	38.53	36.88	136.32
12	39.05	37.41	38.23	126.88
13	35.50	35.84	35.67	145.72
14	38.26	37.93	38.10	127.75
15	33.47	33.54	33.51	165.19
16	32.21	33.60	32.90	171.27
17	32.87	33.73	33.30	167.24
18	35.70	35.64	35.67	145.77
19	34.65	34.12	34.38	156.85
20	35.64	35.90	35.77	144.95
21	36.55	37.94	37.25	133.66
22	36.62	36.42	36.52	139.03
23	38.13	37.87	38.00	128.42
24	36.04	35.30	35.67	145.72
25	41.29	41.16	41.22	109.13
26	40.96	40.70	40.83	111.25
27	44.05	44.57	44.31	94.44

Tabla J. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 5 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	45.89	46.81	46.35	86.31
2	43.85	44.18	44.02	95.72
3	41.23	41.09	41.16	109.46
4	40.63	41.42	41.03	110.17
5	44.97	45.76	45.36	90.11
6	41.22	41.68	41.45	107.93
7	40.43	40.89	40.66	112.15
8	40.44	38.86	39.65	117.96
9	39.71	39.91	39.81	117.00
10	38.66	37.87	38.27	126.65
11	39.51	39.45	39.48	118.95
12	38.79	39.32	39.05	121.59
13	38.26	37.48	37.87	129.29
14	35.96	36.95	36.46	139.53
15	36.89	36.88	36.89	136.28
16	37.80	36.69	37.24	133.68
17	39.58	39.71	39.64	117.99
18	38.26	39.65	38.96	122.20
19	40.89	41.55	41.22	109.13
20	40.83	40.37	40.60	112.50
21	36.63	37.48	37.05	135.07
22	43.13	43.66	43.40	98.47
23	44.31	44.45	44.38	94.16
24	40.50	41.88	41.19	109.30
25	39.34	38.92	39.13	121.10
26	39.05	37.15	38.10	127.75
27	43.33	44.77	44.05	95.57

Tabla K. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, medio Sb, 5 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	41.48	41.62	41.55	107.40
2	43.13	40.52	41.83	106.00
3	43.07	45.04	44.05	95.55
4	42.15	43.46	42.80	101.21
5	38.07	38.40	38.24	126.84
6	40.50	37.48	38.99	121.98
7	35.64	34.92	35.28	149.00
8	39.45	39.25	39.35	119.78
9	38.59	38.79	38.69	123.86
10	36.23	36.70	36.46	139.49
11	37.41	36.56	36.98	135.57
12	39.65	39.65	39.65	117.96
13	36.75	38.14	37.45	132.25
14	35.63	34.39	35.01	151.28
15	37.28	36.69	36.98	135.57
16	36.36	36.23	36.29	140.78
17	35.90	36.82	36.36	140.30
18	38.79	38.67	38.73	123.64
19	38.40	39.26	38.83	123.00
20	39.38	40.25	39.81	116.98
21	40.17	40.89	40.53	112.88
22	38.33	40.37	39.35	119.75
23	40.11	40.70	40.40	113.60
24	40.57	40.52	40.54	112.82
25	41.16	40.83	40.99	110.35
26	42.80	43.52	43.16	99.54

Tabla L. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 30 ciclos, punto 1				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	43.79	43.00	43.39	98.49
2	41.16	42.74	41.95	105.39
3	43.79	43.33	43.56	97.75
4	41.75	41.55	41.65	106.90
5	37.48	38.53	38.00	128.39
6	37.15	37.87	37.51	131.80
7	34.65	35.37	35.01	151.30
8	34.78	34.06	34.42	156.55
9	36.76	37.01	36.89	136.29
10	33.60	34.58	34.09	159.58
11	34.78	35.70	35.24	149.33
12	37.01	40.39	38.70	123.80
13	35.64	35.83	35.74	145.19
14	34.26	35.30	34.78	153.30
15	35.63	37.61	36.62	138.28
16	36.29	36.95	36.62	138.28
17	35.04	35.37	35.21	149.61
18	35.76	35.70	35.73	145.24
19	34.91	38.13	36.52	139.03
20	38.26	38.20	38.23	126.87
21	38.86	37.21	38.03	128.19
22	37.87	39.45	38.66	124.09
23	40.30	41.35	40.83	111.25
24	44.57	44.38	44.48	93.74
25	43.26	43.79	43.52	97.89
26	46.68	47.01	46.84	84.51

Tabla M. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 30 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	45.30	45.96	45.63	89.07
2	42.80	43.92	43.36	98.64
3	41.95	42.47	42.21	104.09
4	37.54	37.47	37.51	131.82
5	37.47	38.33	37.90	129.09
6	38.00	37.34	37.67	130.66
7	35.63	36.16	35.90	143.89
8	34.84	33.93	34.39	156.81
9	37.21	36.62	36.92	136.08
10	37.15	37.74	37.44	132.27
11	33.73	34.19	33.96	160.83
12	36.29	37.47	36.88	136.32
13	34.52	32.81	33.66	163.65
14	35.70	35.05	35.37	148.20
15	32.87	32.54	32.71	173.34
16	35.37	35.63	35.50	147.12
17	37.74	39.45	38.59	124.51
18	33.47	33.07	33.27	167.55
19	37.68	37.41	37.54	131.56
20	33.93	34.65	34.29	157.71
21	35.37	35.70	35.54	146.84
22	37.21	36.63	36.92	136.05
23	40.30	40.43	40.37	113.80
24	40.70	40.76	40.73	111.79
25	40.17	39.58	39.88	116.63
26	40.04	40.43	40.24	114.54
27	40.11	41.35	40.73	111.78

Tabla N. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 30 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	45.43	46.55	45.99	87.68
2	42.80	42.68	42.74	101.51
3	41.22	41.42	41.32	108.61
4	38.66	38.20	38.43	125.58
5	36.49	36.23	36.36	140.29
6	34.52	34.65	34.58	155.06
7	33.01	33.01	33.01	170.23
8	34.91	37.15	36.03	142.86
9	34.19	33.40	33.80	162.36
10	33.86	34.06	33.96	160.81
11	32.67	32.74	32.71	173.34
12	35.90	34.25	35.07	150.74
13	32.35	31.69	32.02	180.88
14	32.41	33.86	33.14	168.89
15	32.54	33.27	32.91	171.24
16	32.56	34.52	33.54	164.87
17	34.58	32.61	33.60	164.28
18	33.40	33.01	33.20	168.22
19	33.73	33.33	33.53	164.95
20	34.98	35.11	35.04	151.01
21	34.52	35.70	35.11	150.43
22	33.02	34.59	33.80	162.31
23	35.30	35.76	35.53	146.86
24	33.53	34.19	33.86	161.73
25	36.95	36.75	36.85	136.55
26	37.80	38.13	37.97	128.64
27	40.50	40.63	40.56	112.70

Tabla O. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 5 ciclos, punto 1				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	44.71	45.56	45.13	91.04
2	42.08	42.28	42.18	104.25
3	43.92	44.90	44.41	94.02
4	43.72	42.27	43.00	100.31
5	42.34	43.72	43.03	100.15
6	41.75	41.88	41.81	106.06
7	38.92	37.08	38.00	128.41
8	39.71	38.07	38.89	122.62
9	38.99	38.07	38.53	124.94
10	39.65	38.26	38.96	122.19
11	39.71	38.86	39.28	120.17
12	39.19	41.29	40.24	114.54
13	38.33	39.18	38.76	123.46
14	39.12	40.43	39.78	117.21
15	39.58	39.19	39.38	119.56
16	37.93	37.28	37.61	131.13
17	38.40	38.99	38.69	123.87
18	38.20	38.99	38.59	124.51
19	37.74	38.00	37.87	129.31
20	37.21	39.05	38.13	127.54
21	37.93	39.19	38.56	124.72
22	39.78	39.91	39.84	116.82
23	38.59	39.12	38.86	122.83
24	39.18	40.17	39.68	117.80
25	44.18	43.65	43.92	96.14
26	41.22	41.42	41.32	108.60
27	44.51	45.76	45.13	91.04

Tabla P. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 5 ciclos, punto 2				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	41.88	42.47	42.18	104.24
2	41.75	42.08	41.91	105.57
3	44.31	44.65	44.48	93.71
4	44.77	43.79	44.28	94.58
5	42.74	41.42	42.08	104.73
6	40.24	39.78	40.01	115.86
7	38.99	39.45	39.22	120.58
8	37.80	40.24	39.02	121.79
9	36.69	39.05	37.87	129.31
10	37.21	38.26	37.74	130.21
11	40.04	37.61	38.82	123.03
12	38.33	38.33	38.33	126.23
13	41.23	40.56	40.89	110.88
14	36.49	36.75	36.62	138.28
15	38.92	38.79	38.86	122.83
16	37.93	37.01	37.47	132.05
17	35.37	34.84	35.11	150.45
18	35.37	34.46	34.91	152.12
19	36.82	37.34	37.08	134.87
20	35.50	35.63	35.57	146.58
21	39.84	39.18	39.51	118.78
22	38.08	36.88	37.48	132.02
23	39.12	37.87	38.49	125.15
24	40.89	40.96	40.93	110.72
25	41.62	41.42	41.52	107.57
26	39.58	40.43	40.01	115.86

Tabla Q. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento.

Cupón, alto Sb, 5 ciclos, punto 3				
# indentación	Medida 1 (μm)	Medida 2 (μm)	Promedio (μm)	Dureza Vickers
1	42.27	43.26	42.77	101.39
2	41.42	41.82	41.62	107.07
3	42.41	42.14	42.28	103.76
4	42.73	42.74	42.74	101.54
5	41.42	40.50	40.96	110.53
6	40.24	40.83	40.53	112.88
7	34.19	35.24	34.71	153.90
8	37.48	39.25	38.36	125.99
9	35.37	36.82	36.09	142.34
10	34.71	35.31	35.01	151.27
11	38.59	37.41	38.00	128.42
12	34.19	33.14	33.66	163.66
13	33.92	33.40	33.66	163.66
14	36.96	36.89	36.92	136.03
15	36.42	37.47	36.95	135.84
16	37.21	36.36	36.78	137.05
17	35.24	35.44	35.34	148.49
18	34.65	35.50	35.08	150.72
19	35.25	35.83	35.54	146.82
20	33.66	33.46	33.56	164.62
21	37.68	37.68	37.68	130.63
22	37.28	38.99	38.13	127.52
23	36.88	37.80	37.34	132.98
24	35.57	37.01	36.29	140.80
25	41.82	44.31	43.07	99.99
26	40.63	41.95	41.29	108.76

Tabla R. Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento.



ANEXO II

GRAFICAS DE COMPORTAMIENTO DEL BOTON

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

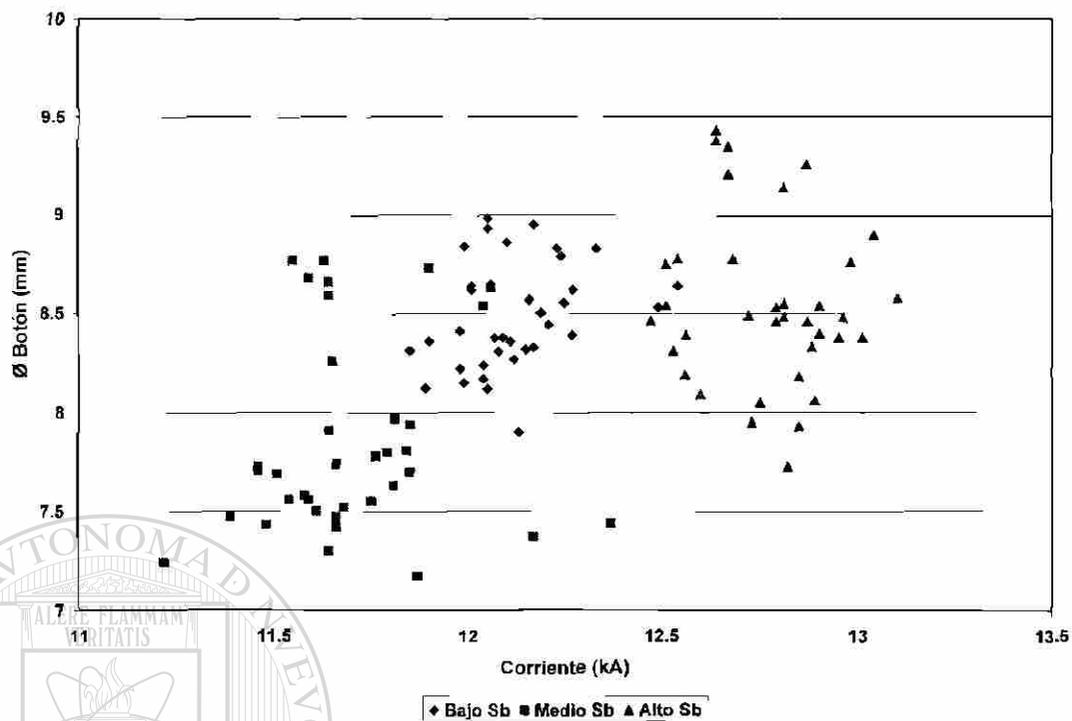


Figura A. Diámetro del botón con respecto a la corriente de soldadura para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

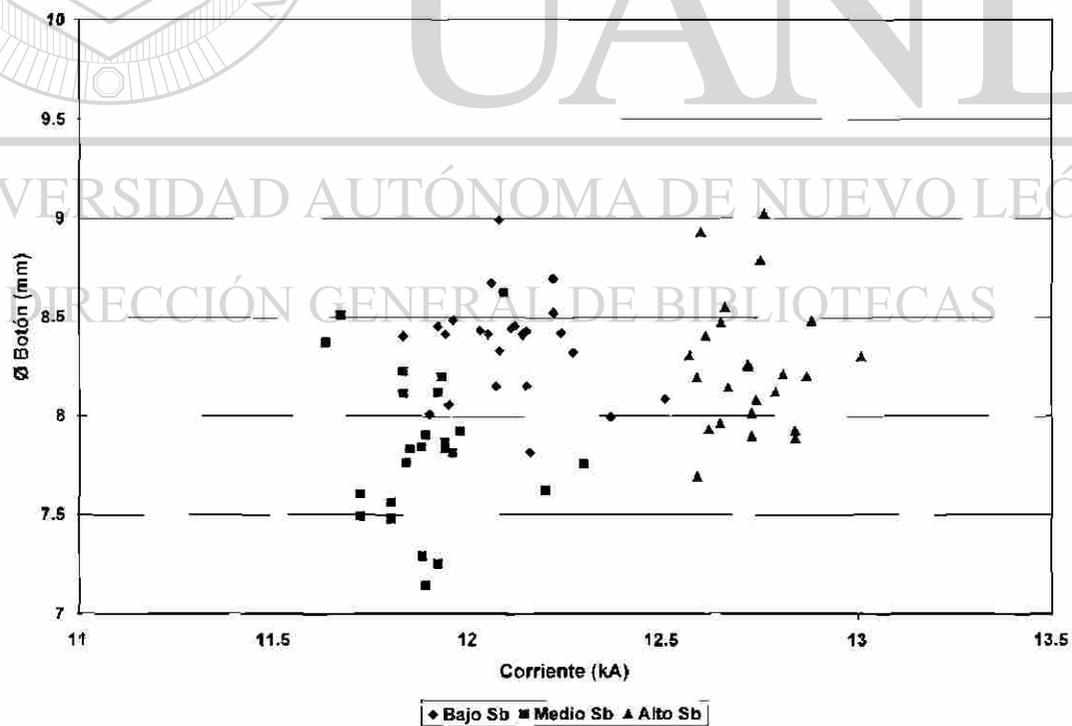


Figura B. Diámetro del botón con respecto a la corriente de soldadura para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

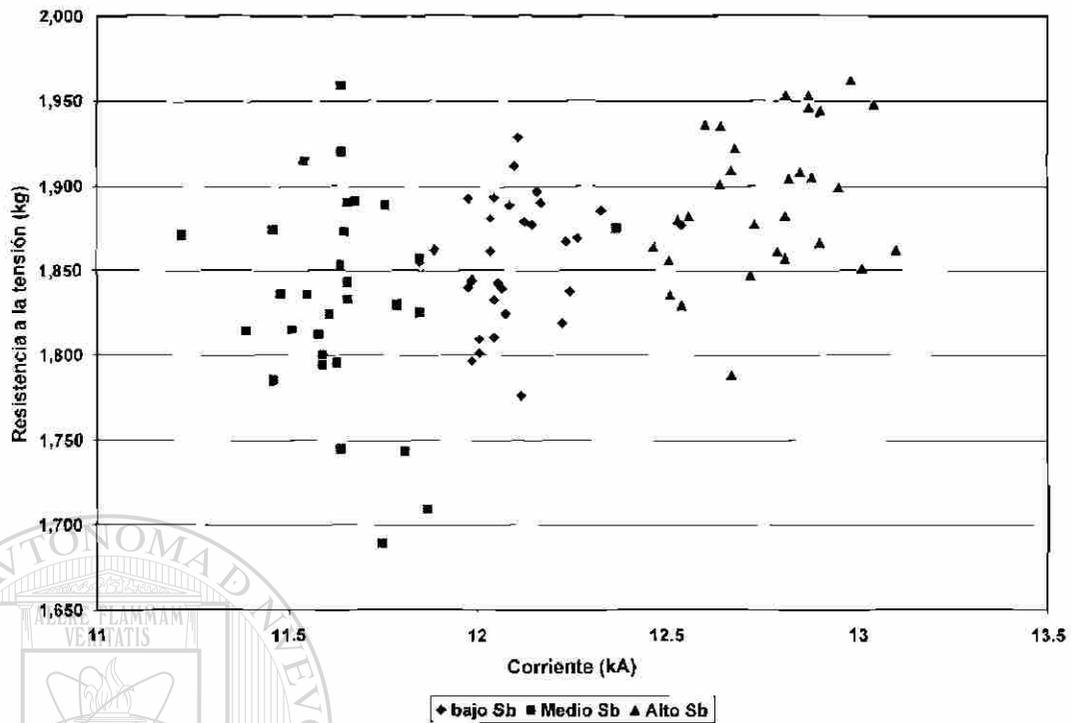


Figura C. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto a la corriente suministrada para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

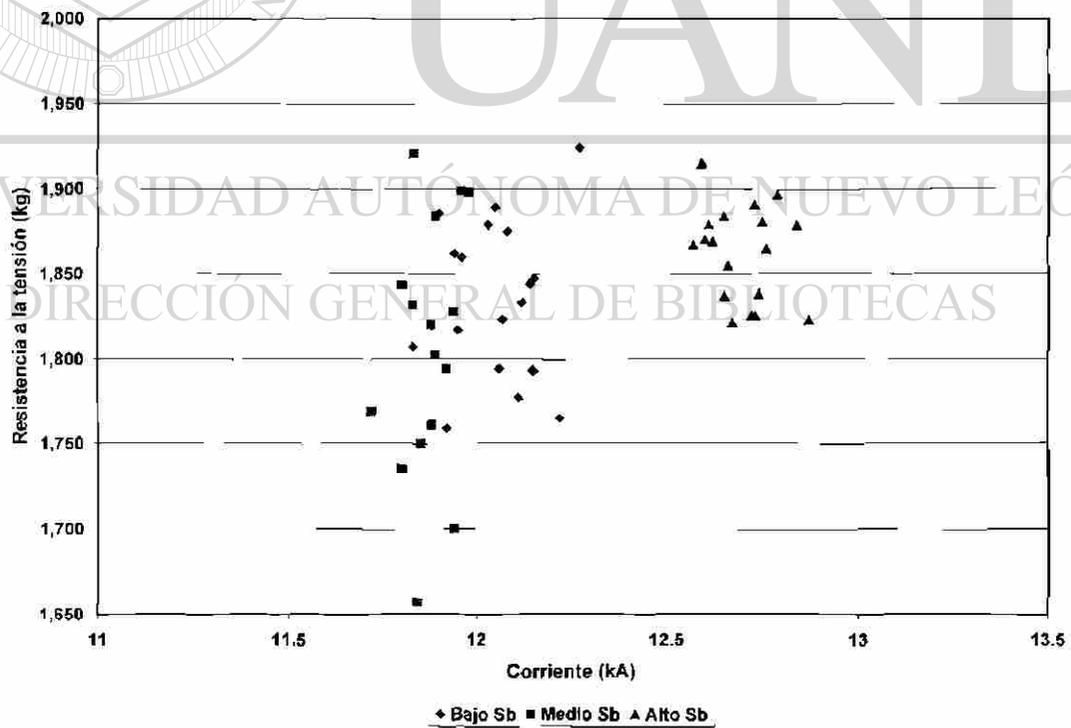


Figura D. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto a la corriente suministrada para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

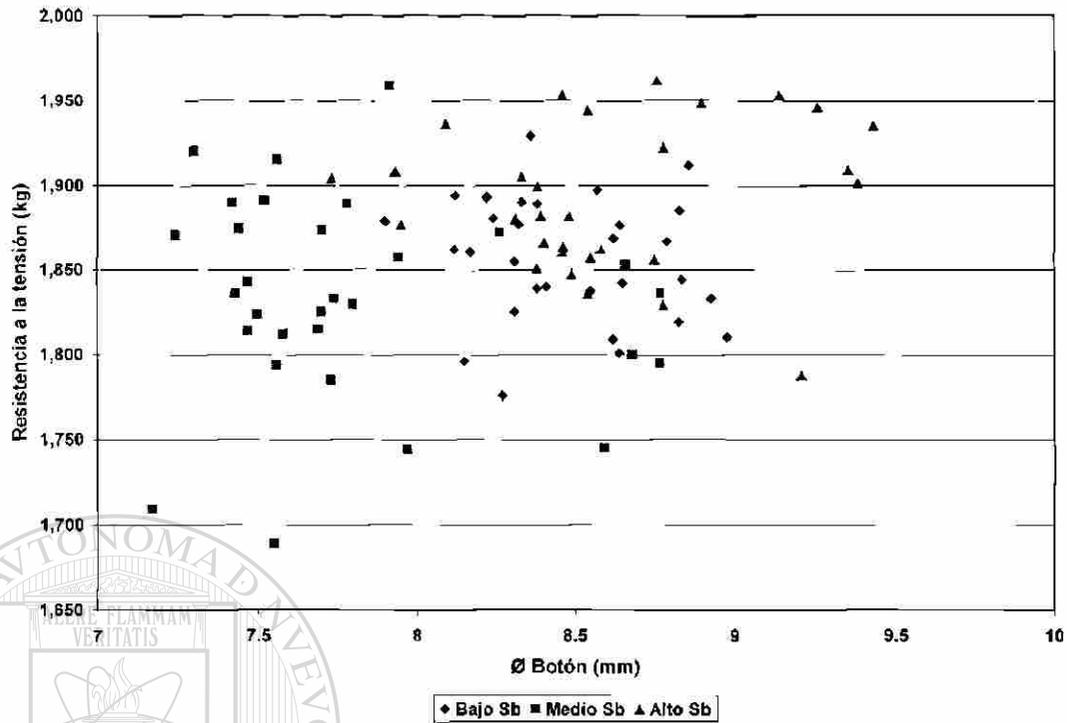


Figura E. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto al diámetro del botón para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.

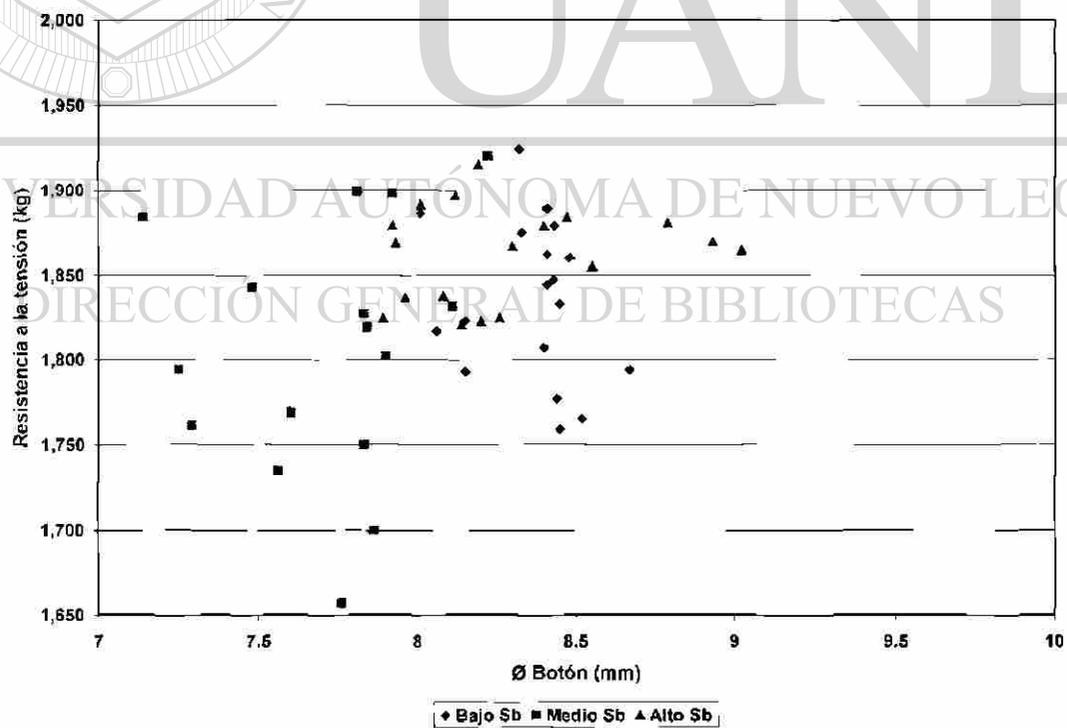


Figura F. Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto al diámetro del botón para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.

LISTADO DE FIGURAS

Figura	Página
1.1 Propiedades de resistencia y formado en frío de varios materiales automotrices en hoja.	2
1.2 Mecanismos de endurecimiento en hojas de acero HSLA microaleado.	6
1.3 Endurecimiento por solución sólida de ferrita.	6
1.4 Parte de la tabla periódica con el potencial de formar compuestos no metálicos.	9
1.5 Productos de solubilidad de a) Compuestos de carbonitruros en austenita y b) Compuestos de titanio.	10
1.6 Energías libres para la formación de carburos y nitruros.	11
1.7 Isotermas de solubilidad del NbN, TiC y VN en austenita.	12
1.8 Influencia del niobio disuelto y precipitado en el retardo de la recristalización de austenita.	13
1.9 Efecto de la fracción volumen y el tamaño de la partícula de NbC en el incremento de la resistencia por endurecimiento por precipitación.	14
1.10 Grafica simplificada del proceso de laminación controlada.	15
2.1 Procesos típicos de recubrimiento con zinc.	20
2.2 Esquema de una línea de galvanizado por inmersión en caliente.	20
2.3 Partículas intermetálicas típicas del sistema de aleación Zn-Al-Fe (a) partículas fase ζ (b) partículas coexistentes de fases FeZn_7 (δ , gris claro) y Fe_2Al_5 (η , gris oscuro).	28
2.4 Diagrama esquemático del control del espesor del recubrimiento por medio del empleo de cuchillas de aire.	30
2.5 Mapas del perfil del peso del recubrimiento para una velocidad de la línea de 1.6 m/s, peso del recubrimiento en g/m^2 , presiones en psi.	30

2.6	Diagrama de fase de equilibrio Fe-Zn.	34
2.7	Microestructura de un recubrimiento de Zn puro formado después de 300s de inmersión a 450°C en un sustrato de acero de bajo carbono. (1) Fase Γ , (2) fase δ , (3) fase ζ .	37
2.8	Sección transversal de un recubrimiento galvanizado a partir de un baño con contenido de aluminio.	39
2.9	Frontera líquido-fases en la esquina de un sistema ternario Fe-Al-Zn a 460°C. Consistente de tres segmentos dictados por el equilibrio entre el líquido y las fases de ζ , δ y Fe_2Al_5 (η).	41
2.10	Diagrama de fase isotérmico Fe-Al-Zn a 450°C, (a) sección completa, (b) esquina rica en Zn.	42
2.11	Isotermas en el sistema Fe-Al-Zn. Las líneas punteadas conectan la esquina de hierro a la composición del baño de Zn-Al, estableciendo el camino de difusión sólido-líquido.	46
2.12	Esquema de solidificación de un recubrimiento galvanizado ($t_4 > t_3 > t_2 > t_1$).	47
2.13	Estructura de flor de un recubrimiento galvanizado por inmersión en caliente.	48
<hr/>		
2.14	Etapas de la aleación entre el acero y el recubrimiento de zinc para producir recubrimiento termogalvanizado.	55
2.15	Composición de fases del recubrimiento como función del tiempo de recocido a una temperatura de (a) 482°C, la fase ζ se forma inicialmente y decrece al incrementarse el tiempo de recocido. (b) 538°C, la fase ζ no se forma y la fase δ alcanza un máximo después de un tiempo de recocido de 4 seg.	56
2.16	Compuestos intermetálicos Fe-Zn con respecto al contenido de hierro en el recubrimiento para sustratos de acero (a) refosforizado y (b) IF.	58
2.17	Esquema del desarrollo morfológico de fases para un acero (a) refosforizado y (b) libre de intersticiales.	58

2.18	Variación en la cantidad de polvo y contenido de Fe en el recubrimiento con la temperatura de termogalvanizado.	60
2.19	Cambios en las características del recubrimiento con el contenido de Fe en el recubrimiento termogalvanizado.	60
3.1	Diagrama del circuito secundario de una máquina de soldadura por puntos.	63
3.2	Ilustración esquemática del proceso de soldadura por puntos.	66
3.3	Ciclo típico del proceso de soldadura por puntos.	68
3.4	Resistividad como función de la temperatura.	69
3.5	Ilustración esquemática del desarrollo de una curva de soldabilidad.	71
3.6	Efecto del zinc al desplazar la trayectoria de la corriente de soldadura.	75
3.7	Variación de la fuerza y densidad de corriente debido a la falta de mantenimiento del electrodo.	82
3.8	Efecto del desvío de corriente hacia el botón de soldadura previamente formado.	84
3.9	Susceptibilidad al agrietamiento de la zona afectada térmicamente como función del contenido de carbono y carbono equivalente de acuerdo a Graville.	89
4.1	Paneles de monitoreo y control de proceso.	93
4.2	Troqueladora mecánica.	95
4.3	Cortadora marca BUEHLER	95
4.4	Encapsuladora marca BUEHLER	95
4.5	Desbastadora manual.	96
4.6	Pulidor rotatorio.	96
4.7	Máquina universal de pruebas Instron.	97
4.8	Bocado troquelado de lámina de 8 cm de diámetro.	97
4.9	Espectrómetro por chispa.	98
4.10	Microdurómetro marca Shimadzu.	98

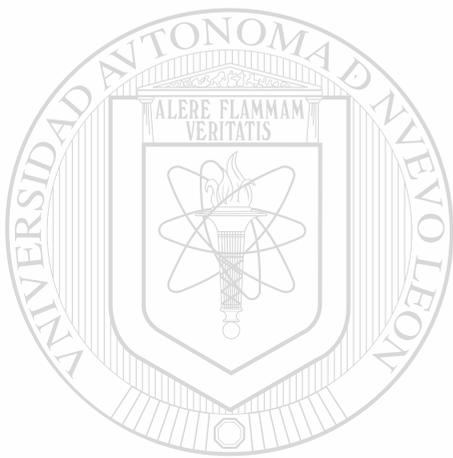
4.11	Microscopio óptico.	99
4.12	Rugosímetro Hommel, modelo T500.	100
4.13	Espectrofotómetro de emisión por plasma.	100
4.14	Microscopio electrónico de barrido.	101
4.15	Bacula de precisión.	102
4.16	Máquina dobladora.	102
4.17	Instrucciones de corte para tiras y paneles de prueba.	105
4.18	Cupón metalográfico y de tensión.	106
4.19	Cizalla hidráulica.	106
4.20	Máquina soldadora de pedestal.	107
4.21	Secuencia y localización de los puntos de acondicionamiento.	109
4.22	Secuencia y espaciamiento de puntos en el panel de prueba.	112
4.23	Estereoscopio Olympus.	114
4.24	Parámetros dimensionales del botón de soldadura.	115
4.25	Patrón de indentaciones ($L = 0.38\text{cm}$).	116
5.1	Ciclo térmico de la lámina para un contenido de Sb en la paila a) bajo, b) medio, y c) alto.	119
5.2	Curvas de esfuerzo contra deformación del material utilizado para cada condición de Sb en la paila.	121
5.3	Micrografía del acero de prueba para la condición de bajo Sb en la paila, tamaño de grano ASTM 12 ($5.6\ \mu\text{m}$).	122
5.4	Micrografía del acero de prueba para la condición de medio Sb en la paila, tamaño de grano ASTM 11.4 ($7\ \mu\text{m}$).	123
5.5	Micrografía del acero de prueba para la condición de alto Sb en la paila, tamaño de grano ASTM 11.8 ($6\ \mu\text{m}$).	123
5.6	Microestructura del recubrimiento de bajo Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio $6.65\ \mu\text{m}$.	125
5.7	Microestructura del recubrimiento de medio Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio $8.3\ \mu\text{m}$.	126

5.8	Microestructura del recubrimiento de medio Sb por microscopio (a) óptico y (b) electrónico, espesor de capa promedio 7.4 μm .	127
5.9	Composición química puntual de las fases del recubrimiento.	128
5.10	Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn a través del recubrimiento.	129
5.11	Paneles de prueba.	131
5.12	Cupones de prueba.	131
5.13	Aspecto superficial de los puntos de soldadura.	132
5.14	Micrografías del botón de soldadura tomadas a 400x.	133
5.15	Micrografías del botón de soldadura tomadas a 500x.	134
5.16	Evolución de la corriente para los puntos de soldadura realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.	137
5.17	Evolución de la corriente para los puntos de soldadura realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.	137
5.18	Evolución del diámetro del botón de soldadura para los puntos realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.	140
5.19	Evolución del diámetro de soldadura para los puntos realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.	140
<hr/>		
5.20	Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura realizados con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento.	143
5.21	Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.	143
5.22	Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de bajo Sb.	144
5.23	Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de medio Sb.	145
5.24	Sección transversal del botón de soldadura para la prueba de alto Sb.	146
5.25	Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en cupones de prueba con un tiempo de	149

- sostenimiento de 30 ciclos.
- 5.26** Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 149
- 5.27** Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos. 150
- 5.28** Diámetro del botón de soldadura en función de la corriente para los puntos realizados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 150
- 5.29** Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos. 151
- 5.30** Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 151
- 5.31** Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos. 152
-
- 5.32** Penetración de soldadura promedio con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 152
- 5.33** Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos. 153
- 5.34** Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en cupones de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 153
- 5.35** Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de 154

	sostenimiento de 30 ciclos.	
5.36	Indentación promedio del electrodo con respecto a la corriente de los botones formados en paneles de prueba con un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.	154
5.37	Perfil de microdureza a través del botón de soldadura.	155
5.38	Tipos de defecto observados, (a) grieta, (b) poro, (c) falla interfacial.	156
5.39	Microestructura del material del electrodo.	157
5.40	Impresión de la huella del electrodo al inicio y final de la prueba de soldadura, (1) compuesta, (2) electrodo superior y (3) electrodo inferior.	158
5.41	Cara de los electrodos después de la prueba de soldabilidad para la condición de medio antimonio en la paila, (a) electrodo inferior, (b) electrodo superior.	158
5.42	Metalografía de sección transversal mostrando adherencia y aleación de Zn en los electrodos, capa de latón uniforme de 10 μm de espesor.	159
5.43	El valor obtenido de microdureza promedio del electrodo fue de 88 Vickers con una desviación estándar de 11.5 en indentaciones realizadas en los electrodos de las tres pruebas.	159
A	Diámetro del botón con respecto a la corriente de soldadura para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.	189
B	Diámetro del botón con respecto a la corriente de soldadura para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.	189
C	Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto a la corriente suministrada para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.	190
D	Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto a la corriente suministrada para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos.	190
E	Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto al diámetro del botón para un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos.	191

- F** Resistencia a la tensión de los puntos de soldadura con respecto al diámetro del botón para un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos. 191



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



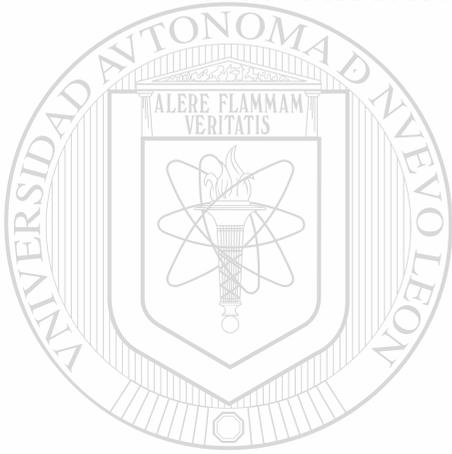
LISTADO DE TABLAS

Tabla	Página
2.1 Características de fases Fe-Zn.	35
2.2 Resumen de las microestructuras encontradas en recubrimiento galvanizados continuos.	42
4.1 Dimensiones de las hojas utilizadas.	105
4.2 Especificaciones según norma Chrysler.	108
5.1 Condiciones del procesamiento de la lámina.	118
5.2 Composición química del metal base.	120
5.3 Propiedades mecánicas del material de prueba.	121
5.4 Resultados de dureza superficial y microdureza transversal.	122
5.5 Registro de valores de rugosidad superficial.	124
5.6 Composición química del recubrimiento (% en peso).	130
5.7 Peso del recubrimiento termogalvanizado por lado.	130
5.8 Pérdida en peso del recubrimiento sometido a las pruebas de integridad.	131
5.9 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.12 kA.	135
5.10 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 11.7 kA.	135
5.11 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.77 kA.	135
5.12 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.11 kA.	136
5.13 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 11.89 kA.	136
5.14 Registro de corrientes de prueba, corriente promedio 12.73 kA.	136
5.15 Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.49 mm.	138
5.16 Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 7.85 mm.	138
5.17 Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.55 mm.	138
5.18 Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.35 mm.	139

5.19	Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 7.84 mm.	139
5.20	Registro del diámetro del botón, diámetro promedio 8.25 mm.	139
5.21	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,856 kg.	141
5.22	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,830 kg.	141
5.23	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,892 kg.	141
5.24	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,835 kg.	142
5.25	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,787 kg.	142
5.26	Registro de resistencia a la tensión, carga promedio 1,862 kg.	142
5.27	Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con bajo contenido de Sb en la paila.	147
5.28	Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con medio contenido de Sb en la paila.	148
5.29	Parámetros dimensionales del botón de soldadura para el acero de prueba con alto contenido de Sb en la paila.	148
5.30	Tipo y número de defectos en las soldaduras.	156
5.31	Composición química del electrodo.	157
A	Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.	179
B	Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.	179
C	Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 30 ciclos de sostenimiento.	180
D	Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento.	180
E	Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de	181

- bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento.
- F** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de bajo Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 181
- G** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 182
- H** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 182
- I** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de medio Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 183
- J** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 183
- K** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 184
-
- L** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de medio Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 184
- M** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 185
- N** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 185
- O** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de alto Sb a 30 ciclos de sostenimiento. 186

- Sb a 30 ciclos de sostenimiento.
- P** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el primer punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 186
- Q** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el segundo punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 187
- R** Registro de las medidas de indentación y microdureza a través del botón de soldadura para el tercer punto del cupón de prueba de alto Sb a 5 ciclos de sostenimiento. 187



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



