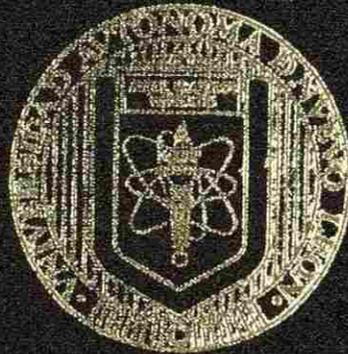


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



SOLDABILIDAD DE ACEROS HSLA
TERMOGALVANIZADOS

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

PRESENTA:

JOSE ALBERTO NIETO MARTINEZ

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2008

SOLDABILIDAD DE ACEROS HSLA

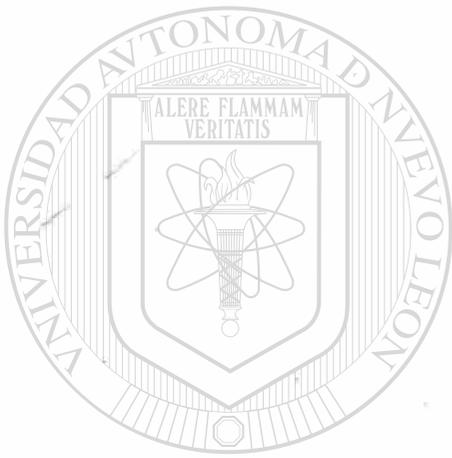
TERMOGALVANIZADOS

J.A.N.M.

TM
Z5853
.M2
FIME
2003
.N53



1020149043



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

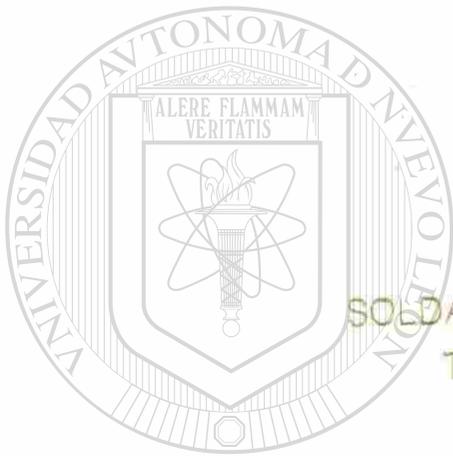
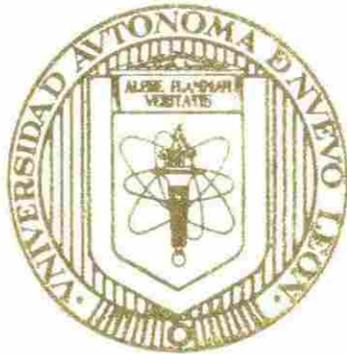


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



SOLIDABILIDAD DE ACEROS HSLA
TERMOGALVANIZADOS

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
TESIS

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

PRESENTA:

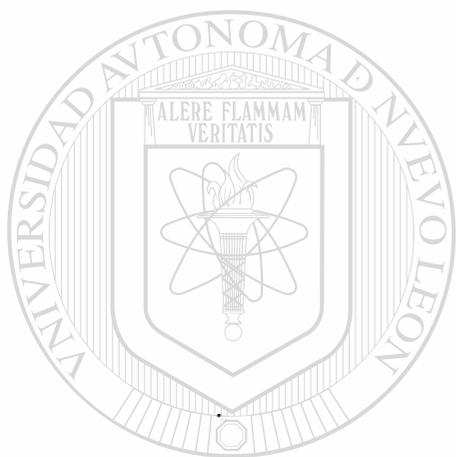
JOSE ALBERTO NIETO MARTINEZ

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2003

988287

TM
Z 5853
.M2
FIME
2003
.N53



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

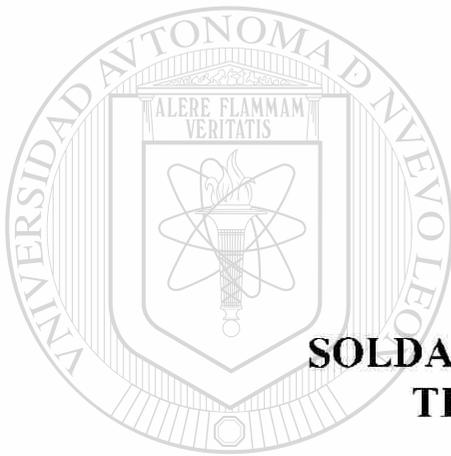
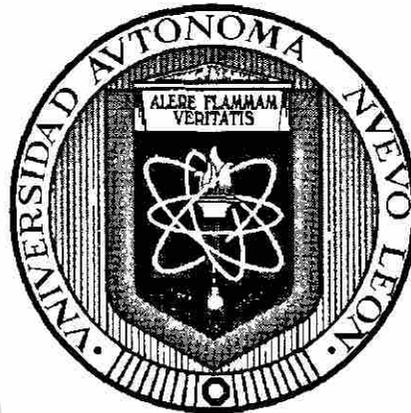


FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**SOLDABILIDAD DE ACEROS HSLA
TERMOGALVANIZADOS**

TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

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

PRESENTA

JOSÉ ALBERTO NIETO MARTÍNEZ

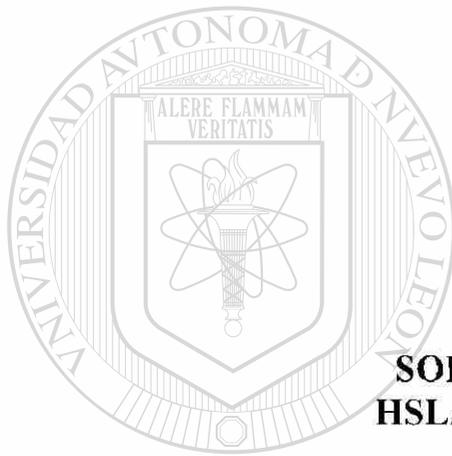
CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2003

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



U.A.N.L.

**SOLDABILIDAD DE ACEROS
HSLA TERMOGALVANIZADOS**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

TESIS

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

PRESENTA

JOSÉ ALBERTO NIETO MARTÍNEZ

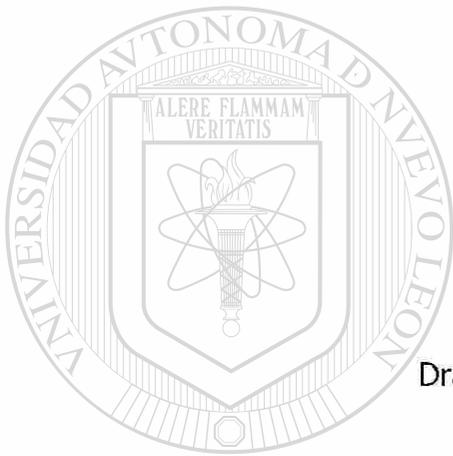
CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2003

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Soldabilidad de Aceros HSLA Termogalvanizados”, realizada por el alumno José Alberto Nieto Martínez, matrícula 0799194, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis



Asesor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata.

Coasesor
Dr. Rafael Colás Ortiz.

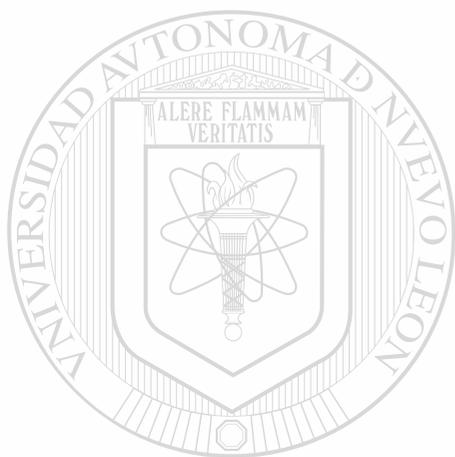
Coasesor
Dr. Sergio Haro Rodríguez.

Vo.Bo.
Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez.
División de Estudios de Post-grado.

San Nicolás de los Garza, N.L. Julio 2003

A Dios

por permitirme vivir este momento



A mi madre y hermanos,
por todo el apoyo brindado

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A mi novia Liliana Garza
por su apoyo y comprensión

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León por el apoyo brindado en mis estudios de postgrado a si mismo agradezco a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Se agradece los apoyos económicos brindados por el CONACYT y SIREYES para realizar el presente trabajo. También se agradece el apoyo del PAICYT (UANL) para la terminación de este trabajo.

A la empresa Galvak S. A. de C. V. por el material donado para la realización de esta investigación así como a todo el personal que labora en esta empresa, principalmente al Ing. Rene Garza y al Ing. Antonio Maní Medrano.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero por el entusiasmo, paciencia y apoyo recibido durante la realización de este trabajo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, por sus valiosos comentarios y por la atención prestada a este trabajo.

Al Dr. Sergio Haro Rodriguez por la revisión de este trabajo.

A los Profesores del PDIM.

Al personal del departamento de investigación y desarrollo de la empresa Galvak S. A. de C. V. (Ing. Antonio Sánchez, Ing. Nelly Cárdenas, Ing. Carmen Guerrero y Abel Gonzalez);

A todos mis compañeros del PDIM.

PRÓLOGO

En el presente trabajo de investigación se reportan los resultados obtenidos del estudio de los parámetros que controlan el proceso de soldadura de resistencia por puntos de lámina termogalvanizada. La complejidad del proceso de soldadura por puntos sobre productos de acero recubiertos hace necesario el estudio de cada uno de los parámetros de soldadura y de las características del sustrato de acero y del recubrimiento. El conocimiento del efecto de las variables del proceso de soldadura sobre la integridad de la unión, permite el uso de las condiciones óptimas operativas para generar las mejores propiedades en las zonas de unión.

Este trabajo sirve como antecedente para el desarrollo de proyectos de investigación particulares en los que es posible estudiar la operación de soldadura de grados especiales de aceros recubiertos de alto requerimiento y alto valor agregado para aplicaciones automotrices. El recubrimiento Termogalvanizado existente sobre el acero hace aún más complejo el proceso de soldadura de estos materiales y representa un reto metalúrgico adicional al simple proceso de soldadura de acero, por lo que es necesario entender y controlar el efecto del recubrimiento sobre la soldabilidad.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La principal contribución de este trabajo de investigación es la generación de resultados que permiten el entendimiento de las variables que controlan el proceso de soldadura de productos recubiertos y, en consecuencia, el impulso que se genera para el desarrollo de proyectos que favorezcan el fortalecimiento tecnológico, el diseño y la fabricación de nuevos productos de alto valor tecnológico y estratégico.

M. C. Antonio Mani Medrano

ÍNDICE

RESUMEN

INTRODUCCIÓN

Capítulo

Página

I. ACEROS DE ALTA RESISTENCIA BAJA ALEACIÓN (HSLA).

1.1	Introducción a los aceros HSLA.	1
1.2	Efecto de los elementos aleantes en los aceros HSLA.	2
1.2.1	Elementos microaleantes.	2
1.2.2	Elementos sustitutos de aleación.	4
1.2.3	Elementos de impurezas.	5
1.3	Procesamiento termomecánico de los aceros HSLA.	7
1.4	Características de los aceros HSLA.	9

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

II. GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE.

2.1	Introducción.	10
2.2	Procesos de galvanizado continuo.	10
2.2.1	Formación de compuestos intermetálicos.	14
2.2.1.1	Formación de compuestos Fe-Al.	15
2.2.1.2	Generación de los cristales ζ y δ sobre la superficie de los granos de ferrita.	16
2.2.1.3	Reacción de explosión.	18

2.2.2	Equilibrio de las fases y cinética.	20
2.2.2.1	Diagrama de fase Fe-Zn.	20
2.2.2.2	Reacciones cinéticas Fe-Zn.	23
2.2.2.3	Equilibrio Fe-Zn-Al.	25
2.3	Preparación de la superficie del acero.	30
2.3.1	Desengrase alcalino.	30
2.3.2	Decapado.	30
2.3.3	Limpieza abrasiva.	30
2.3.4	Fundentes.	31
2.4	Efecto de los elementos de aleación.	31
2.5	Efecto del tratamiento térmico.	31
2.6	Factores que afectan el espesor del recubrimiento y su estructura.	32
2.6.1	Composición química del acero.	32
2.6.2	Temperatura en el baño de Zn.	33
2.6.3	Condiciones superficiales en el acero.	33
2.6.4	Composición química en el baño de Zn.	33
2.6.4.1	Capa de inhibición Fe-Al.	34
2.6.5	Grado de secado, sacudido o centrifugado.	36
2.6.6	Velocidad de enfriamiento de la lámina.	36
2.7	Propiedades mecánicas del recubrimiento y acero.	37
2.8	Proceso de termogalvanizado.	37
2.8.1	Crecimiento de los compuestos intermetálicos.	39
2.9	Variables del proceso de termogalvanizado.	41

III. SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA.

3.1	Introducción.	44
3.2	Procesos de soldadura por resistencia eléctrica.	45
3.3	Fundamentos del proceso de soldadura por resistencia.	47
3.4	Soldadura por resistencia eléctrica por puntos.	57

3.4.1	Fundamentos del proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos.	57
3.5	Influencia individual de parámetros en el proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos.	59
3.5.1	Influencia de la corriente.	59
3.5.2	Influencia del tiempo de flujo de corriente.	59
3.5.3	Influencia de la fuerza del electrodo.	60
3.6	Desgaste en los electrodos.	61
3.6.1	Formación de latón en la cara del electrodo.	62
3.7	Curva dinámica de resistencia.	62
3.8	Soldabilidad de los aceros recubiertos.	63
3.9	Fallas en soldaduras.	64
3.10	Esfuerzos residuales en la soldadura.	66

IV. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

4.1	Introducción.	67
4.2	Condiciones de procesamiento de la lámina.	67
4.2.1	Caracterización de la lámina.	68
4.2.1.1	Medición de rugosidad.	68
4.2.1.2	Ensayos de tensión.	69
4.2.2	Inspección del metal base.	70
4.2.2.1	Análisis químico.	70
4.2.2.2	Análisis óptico.	72
4.2.2.3	Ensayos de microdureza.	72
4.2.2.4	Preparación de las muestras.	73
4.2.3	Inspección del recubrimiento.	74
4.2.3.1	Análisis químico.	74
4.2.3.2	Análisis óptico.	75
4.2.3.3	Peso del recubrimiento.	76

4.2.3.4	Pruebas de doblez.	76
4.3	Diseño de experimentos para las muestras soldadas.	78
4.3.1	Realización experimental.	80
4.3.2	Medición en las soldaduras.	82
4.3.2.1	Ensayos de tensión de soldaduras.	82
4.3.2.2	Ensayos de microdureza.	82
4.3.2.3	Análisis microestructural.	85
4.3.2.4	Medición de parámetros del botón de soldadura.	85
4.4	Análisis del electrodo.	88
4.4.1	Rugosidad.	88
4.4.2	Diámetro de la cara.	88
4.4.3	Composición química.	89
4.4.4	Microestructura.	89
4.4.5	Microdureza.	90
4.4.6	Geometría.	90

V. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

5.1	Introducción.	91
5.2.	Condiciones de procesamiento de la lámina.	91
5.3	Material.	93
5.3.1	Pruebas de tensión.	93
5.3.2	Rugosidad.	94
5.3.3	Inspección del metal base.	95
5.3.3.1	Análisis microestructural.	95
5.3.3.2	Análisis químico.	96
5.3.3.3	Microdureza.	96
5.3.4	Inspección del recubrimiento.	97
5.3.4.1	Análisis óptico.	97
5.3.4.2	Análisis químico.	98

5.3.4.3	Peso del recubrimiento.	99
5.3.4.4	Pruebas de integridad.	100
5.4	Ensayos preliminares de soldadura.	100
5.5	Inspección de las soldaduras.	101
5.5.1	Ensayos de tensión.	101
5.5.2	Inspección visual de la superficie de las soldaduras.	103
5.5.3	Inspección visual del botón de soldadura.	113
5.5.4	Mediciones en el botón de soldadura.	122
5.5.5	Microdureza a través del botón de soldadura.	127
5.5.6	Análisis microestructural en el centro del botón de soldadura.	131

VI. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

6.1	Conclusiones.	132
6.2	Recomendaciones.	135

Referencias Bibliograficas.	137
------------------------------------	-----

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Anexo 1	141
Anexo 2	142
Anexo 3	143
Anexo 4	152
Anexo 5	157

RESUMEN

El objetivo fundamental de este trabajo fue analizar el efecto de algunas variables operativas del proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos, sobre las características físicas y propiedades mecánicas del botón de soldadura en un acero HSLA termogalvanizado.

Las variables del proceso de soldadura utilizadas durante el trabajo de investigación fueron las siguientes:

- Corriente.
- Tiempo de aplicación de corriente.
- Tiempo de sostenimiento.
- Pulsos de corriente.

El procedimiento experimental se realizó en un intervalo de corriente desde la formación del botón de soldadura hasta la expulsión de material líquido. Las características del botón de soldadura se evaluaron a partir de una inspección visual así como mediante análisis metalográficos, ensayos de tensión y de microdureza.

También se realizó una caracterización de la lámina y del electrodo utilizado durante la experimentación, con la finalidad de asegurarse de cumplir con un estándar de trabajo además de servir de referencia para investigaciones futuras.

INTRODUCCIÓN

La soldadura por resistencia eléctrica por puntos es el proceso de unión más ampliamente utilizado para ensamblar hojas de metal y se basa en la resistencia que ofrecen los materiales al paso de la corriente y consiste básicamente de cuatro pasos que son sujeción, aplicación de corriente, sostenimiento y liberación.

En los últimos años, los diseñadores de la industria automotriz han tratado de tener un buen control del proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos, con la finalidad de mejorar la soldabilidad de aceros recubiertos. Lamentablemente la soldabilidad de los aceros recubiertos presenta más problemas que los materiales sin recubrimiento debido a las características físicas y químicas de los intermetálicos formados durante el procesamiento del recubrimiento.

La variación de los parámetros del proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos, afecta la soldabilidad del material. Debido a que la soldabilidad de los aceros termogalvanizados utilizados en la industria automotriz debe cumplir con los estándares establecidos por las compañías ensambladoras de partes, por tal motivo se decidió realizar un diseño experimental variando algunos de los parámetros del proceso con la finalidad de determinar los parámetros que generaran las mejores propiedades mecánicas del botón de soldadura, además de determinar el comportamiento de los parámetros variados durante la experimentación.

CAPÍTULO I

ACEROS DE ALTA RESISTENCIA BAJA ALEACIÓN (HSLA).

1.1 INTRODUCCIÓN A LOS ACEROS HSLA.

Los aceros conocidos como de alta resistencia baja aleación (por sus siglas en inglés HSLA) proveen un incremento de resistencia contra el factor peso, por un mínimo incremento en el costo de elaboración.

La razón por la cual los aceros HSLA han llegado a tener una gran importancia en la industria automotriz es porque son aceros más fuertes que los convencionales, por lo que éstos pueden ser utilizados en secciones más delgadas realizando el mismo desempeño mecánico requerido, haciéndolos particularmente más atractivos para los equipos de transporte donde la reducción de peso es muy importante.

Los aceros HSLA son diseñados para proporcionar mejores propiedades mecánicas que un acero convencional, éstos son designados para cumplir con propiedades mecánicas específicas más que con una composición química específica. La composición química de un acero HSLA puede variar, dependiendo del espesor de la lámina para cumplir con los requerimientos mecánicos solicitados.

1.2 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS ACEROS HSLA.

La composición química de los aceros HSLA es determinada por su resistencia, tenacidad, ductilidad y soldabilidad. Los elementos de aleación comúnmente usados y elementos de impurezas pueden ser categorizados en tres grupos dependiendo de su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros⁽¹⁾:

1. Elementos microaleantes: Nb, V, Ti, Al y B.
2. Elementos sustitucionales: Si, Mn, Mo, Cu, Ni y Cr.
3. Impurezas y elementos usados para su control: P, S, Ca, Zr y tierras raras.

Los elementos de aleación de los dos primeros grupos controlan, principalmente, la resistencia y tenacidad, así como la transformación microestructural, en tanto que los elementos del tercer grupo afectan la ductilidad. El C y N desarrollan un papel muy importante en la soldabilidad, un óptimo nivel del contenido de C es determinante sobre las propiedades del metal base y soldabilidad⁽¹⁾.

1.2.1 ELEMENTOS MICROALEANTES.

Aditivos de aleación son aquellos que pueden causar una remarcada o específica influencia en las propiedades y microestructura; cuando éstos son adicionados en concentraciones menores a 0.10% en peso, se les llama elementos microaleantes. La efectiva y racional utilización de los elementos microaleantes como Nb, V o Ti, proveen un incremento en la resistencia y tenacidad alcanzada por procesamiento termomecánico, por esto la importancia del entendimiento del comportamiento de los elementos microaleantes como lo es la solubilidad, precipitación de carburos o nitruros y retardo de la recristalización austenítica⁽¹⁾.

Nb, V y Ti tienen diferentes afinidades con el carbono y nitrógeno en la fase austenita (γ) y esto causa las diferencias en solubilidad de los productos de carbono y nitruros en

los respectivos elementos microaleantes, como se muestra en la Figura 1.1. En el intervalo de temperatura 1100-1250 °C, comúnmente conocida como temperatura de recalentamiento, el TiN es el compuesto más estable y el VC el más soluble en γ . NbC y TiC caen entre los dos. La cantidad de Nb o Ti contenida disuelta en γ en la temperatura de recalentamiento puede variar considerablemente dependiendo de la temperatura y la cantidad de carbono. Excepto AlN con una estructura hexagonal, los carburos y nitruros cristalizan en estructuras cúbicas solubles unas con otras. Los productos contienen una cantidad de N o C, por lo que son comúnmente llamados carbonitruros. La Figura 1.1 muestra que todos los nitruros tienen menor solubilidad en γ que los carburos, y esto pudiera ser igual en ferrita (α). En los aceros microaleados comerciales. El V y Nb son rara vez formados, excepto en los aceros de muy bajo carbono y alto hidrógeno⁽¹⁾.

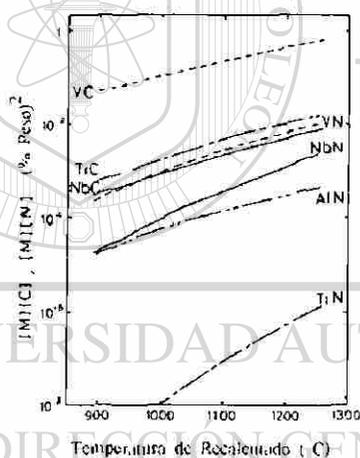


Figura 1.1.- Solubilidad de productos de carburos y nitruros⁽¹⁾.

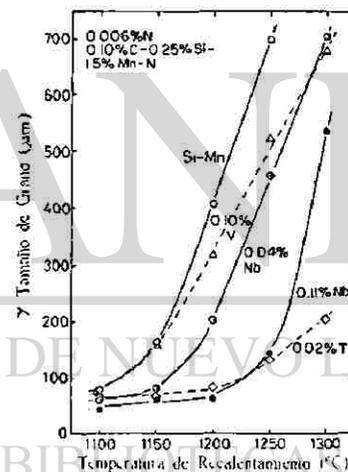


Figura 1.2.- Variación de tamaño de grano (γ) y temperatura de recalentamiento⁽¹⁾.

Los carburos y nitruros no disueltos a la temperatura de recocido contribuyen al refinamiento de tamaño de los granos austeníticos. La Figura 1.2 muestra variaciones del tamaño de grano contra ésta temperatura en varios aceros microaleados⁽¹⁾.

1.2.2 ELEMENTOS SUBSTITUTOS DE ALEACIÓN

Elementos sustitutos de aleación como el Mn o Mo producen tres efectos que son:

1. Aumentan la resistencia del acero a través de solución sólida.
2. Refinamiento del grano debido a la precipitación de γ - α .
3. Modifican la transformación microestructural.

En general el efecto (3) es el más importante en el incremento de resistencia. La microestructura dominante en los aceros HSLA producida por la laminación controlada es la ferrita poligonal (α) y el decremento del contenido de C puede dar una perlita reducida o acero libre de perlita⁽¹⁾.

El efecto en la resistencia que puede causar un elemento puede variar con la transformación microestructural, el espesor de la lamina o la velocidad de enfriamiento⁽¹⁾. El Mo causa el mayor efecto de refuerzo entre los elementos de aleación mientras que el Mn y Cr son significativos. Cu y Ni resultan en un refuerzo débil sobre una base de adición simple. La adición simultánea de dos o tres elementos siempre provoca un efecto sinérgico de reforzamiento, el cual indica que la combinación de Cu y Ni en cantidades respectivas de 0.15% puede reforzar el acero comparado con una simple adición de 0.30% Cu ó 30% Ni. La temperatura de transición no depende considerablemente de los elementos aunque el Mn y Ni son elementos favorables para incrementar la tenacidad⁽¹⁾.

Elementos como Mo, Mn y Ni disminuyen considerablemente la temperatura A_3 (temperatura de transición de γ a α), pueden aumentar el refinamiento del grano y también modificar la microestructura⁽¹⁾.

El incremento de Mn por encima de 1.8% con un contenido de C menor a 0.06% causa una transición microestructural desde una perlita poligonal a una acicular, la cual consiste de la mezcla estructural de α y bainita. El reforzamiento en la estructura acicular α depende principalmente de la fracción de volumen de bainita con alta

densidad de dislocaciones, por esto es asociada con un decremento en la temperatura de transición γ - α en el acero. Por esto la resistencia en un acero acicular α depende considerablemente del contenido de C, Mn y Mo; los efectos del Cu, Ni y Cr son suplementarios⁽¹⁾.

La adición de B en los aceros de alto Mn con un contenido de C menor a 0.04% puede producir una estructura bainítica fina^(13,14). Esta estructura es diferente a la estructura bainítica simple sin α . La bainita es formada directamente desde los límites de grano de la austenita deformada y estabilizada por B. Debido al bajo contenido de C la bainita, este tipo de acero tiene una tenacidad y ductilidad superior a baja temperatura. Algunas veces la adición de Ti se hace para evitar la formación de nitruros de B. El decremento de la resistencia con la reducción del contenido de C en los aceros libres de B es debido a la disminución de la fracción volumétrica de los productos aciculares⁽¹⁾.

1.2.3 ELEMENTOS DE IMPUREZAS.

Las impurezas más importantes en los aceros son inclusiones no metálicas y su efecto sobre la ductilidad se hace más intenso con el incremento de la resistencia en los aceros HSLA. Entre varios tipos de inclusiones de óxido y sulfuro, el sulfuro de manganeso y los silicatos no formados en aceros con Al pasivador, son deformables a temperaturas de trabajo en caliente. El sulfuro de manganeso tiende a ser más alargados por la laminación controlada, una vez que la diferencia de la plasticidad relativa entre el sulfuro de manganeso y la matriz aumenta con el decremento de la temperatura de laminación. Estas inclusiones, en los productos laminados en caliente, causan anisotropía en los valores de ductilidad⁽¹⁾.

La fractura dúctil es iniciada por la fractura de inclusiones y el desprendimiento de la matriz granular, desde la interfase matriz-inclusión a bajas deformaciones o cerca del punto de la interfase de inestabilidad plástica⁽¹⁾.

El P es bien conocido como el causante de promover la fragilidad, éste no representa una influencia significativa sobre las propiedades mecánicas de los aceros laminados.

Sin embargo, el impacto energético en los aceros HSLA producido por el proceso de laminación es disminuido por el P una vez que la velocidad de enfriamiento (alrededor de 500°C después del laminado) es suficientemente lenta para producir la segregación del P a los límites de grano α o a la interfase perlita α . Este segregado promueve un fenómeno de división el cual es observado en superficies de fractura en especímenes quebrados por la prueba de impacto a baja temperatura⁽¹⁾.

Comúnmente los aceros de alta resistencia baja aleación contienen bajos contenidos de carbono, con un porcentaje de manganeso mayor de 1.5% en peso, con pequeñas cantidades de otros elementos como lo son Cu, V o Ti y algunas veces son sometidos a técnicas específicas de laminación. Elementos como Zr, Ca o tierras raras son comúnmente adicionados para mejorar la formabilidad de estos aceros⁽¹⁾.

Aunque los aceros HSLA pueden tener espesores más delgados que aceros convencionales, la corrosión puede reducir significativamente su resistencia mecánica, debido a la disminución de su sección transversal. La adición de elementos aleantes como Cu, Si, Ni, Cr y P pueden mejorar la resistencia a la corrosión, aunque sería mejor el recubrimiento del acero con Zn para mejorar la resistencia a la corrosión, ya que así el metal base queda con protección catódica del ánodo de sacrificio que es el Zn⁽¹⁾.

En un intento por disminuir la energía requerida en el procesamiento de estos aceros, el uso de aceros con V en lugar de Ti y Nb en las líneas de recocido pueden representar una gran ventaja, debido a la menor temperatura de recocido que estos requieren, ya que el V no incrementa tanto la temperatura de recristalización. Desgraciadamente se producen valores de esfuerzos de cedencia más altos que en los aceros que contienen Nb y Ti. Es por esto que estos aceros requieren un poco más de energía que un acero convencional para su formabilidad⁽²⁾.

1.3 PROCESAMIENTO TERMOMECAÁNICO DE LOS ACEROS HSLA.

Durante su procesamiento los aceros HSLA experimentan una transformación, esta transformación es causada por la presión ejercida sobre el material cuando está siendo laminado, la laminación provoca grandes deformaciones y, por consecuencia, una alta concentración de esfuerzos en el material, generando suficiente energía en el material como para pasar desde un nivel de mayor energía a otro de menor, venciendo la barrera energética que se opone al cambio de transformación microestructural⁽²⁾.

En la Figura 1.3 se muestra la deformación estructural que sufren los granos de austenita al ser deformados en el proceso de laminación en caliente. Esto genera una concentración de esfuerzos en el material después de la laminación⁽²⁾.

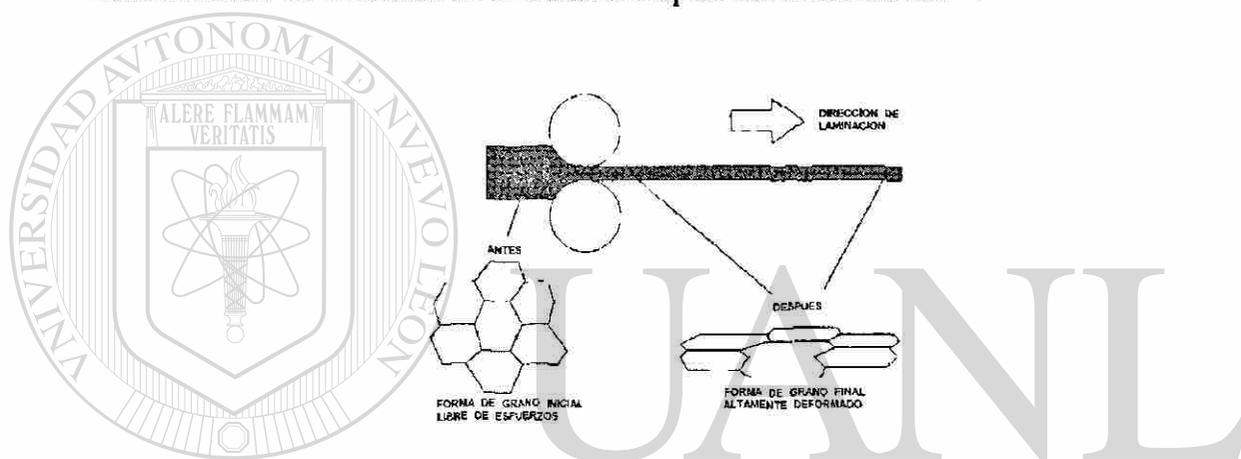


Figura 1.3.- Efecto final de la laminación en caliente sobre la forma y estructura del grano de austenita en el acero HSLA⁽²⁾.

Como consecuencia de la concentración de esfuerzos generados, así como de la temperatura de la laminación, los átomos de Nb tienden a formar carburos de niobio (NbC) en las fronteras de grano de la austenita, previniendo la recrystalización. Lo anteriormente mencionado se puede ver en la Figura 1.4, la cual muestra la formación de NbC en las fronteras de granos de austenita, las cuales son cubiertas por la precipitación de los NbC, previniendo así la recrystalización de los granos de austenita⁽²⁾.

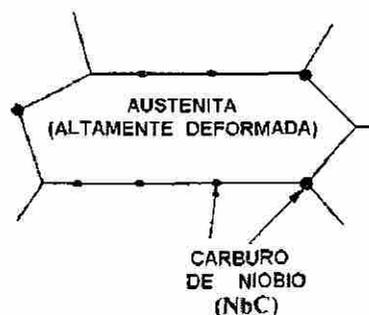


Figura 1.4.- Precipitación del NbC en las fronteras de granos austeníticos a bajas temperaturas de laminación⁽²⁾.

Una vez que la precipitación de NbC se lleva a cabo, la generación de nuevos granos de ferrita es inevitable, creando nuevos granos de ferrita, los cuales nuclean en forma radial desde el NbC. La transformación estructural es provocada por a la transformación granular que se lleva a cabo en el material, la cual cambia desde una matriz austenítica a una ferrítica, como se muestra en la Figura 1.5⁽²⁾.

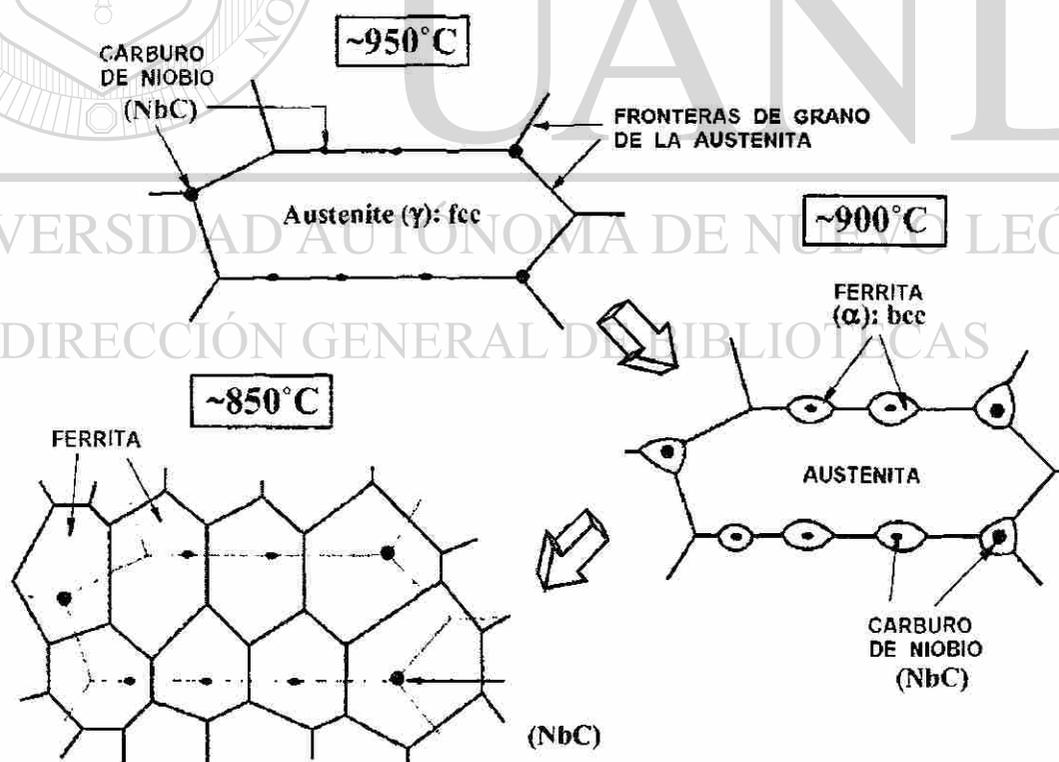


Figura 1.5.- Representación esquemática de la transformación microestructural en aceros HSLA, transformación de austenita a ferrita (de estructura FCC a BCC)⁽²⁾.

1.4 CARACTERISTICAS DE LOS ACEROS HSLA.

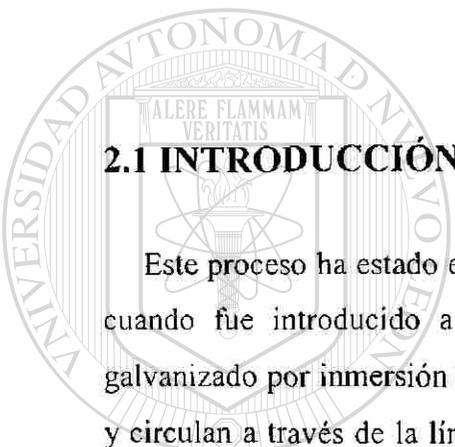
Los aceros HSLA poseen una buena combinación entre la formabilidad y soldabilidad. Para la buena formabilidad de partes complejas con aceros HSLA se requiere mayor energía que para un acero convencional, ya que el esfuerzo de cedencia tiene un valor más alto que el de los aceros convencionales, es por ello que requieren alrededor de un 30% más de energía que los aceros convencionales para su formabilidad⁽²⁾.

Aunque en la formabilidad los aceros HSLA tienen la desventaja del consumo energético, éstos, por consecuencia, tienen mayor resistencia a las abolladuras, además de que tienen excelente resistencia a la fatiga debido a su alta resistencia a la cedencia. Por esto los aceros HSLA son buenos candidatos como aceros estructurales, lo que los hace muy importantes para la industria automotriz⁽²⁾.

En la soldabilidad, este acero ha demostrado que es más susceptible al fenómeno de expulsión, debido a su alta resistividad eléctrica, pero la alta resistividad permite corrientes de soldadura más bajas, lo cual es considerado como una ventaja⁽²⁾.

CAPÍTULO II

GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE.



2.1 INTRODUCCIÓN.

Este proceso ha estado en uso por mas de 100 años, pero no fue hasta el año de 1936 cuando fue introducido a los Estados Unidos⁽⁴⁾. En el procesamiento continuo de galvanizado por inmersión en caliente, los rollos de acero son soldados en sus extremos y circulan a través de la línea de procesamiento en forma continua a una velocidad que depende del espesor de la lámina a procesar. La lámina de acero se limpia y seca en la línea de producción antes de la inmersión y generalmente después de ésta pasa por una ligera laminación con la finalidad de mejorar las propiedades físicas del recubrimiento⁽³⁸⁾.

2.2 PROCESO DE GALVANIZADO CONTINUO.

Gran parte del procesamiento continuo de galvanizado por inmersión en caliente se hace por el método de Sendzimir⁽³⁹⁾. Inicialmente la lámina de acero pasa por un tratamiento de prelimpieza, en el cual aceites, arenas y productos residuales de la laminación son eliminados, para mejorar la adherencia del recubrimiento y prevenir contaminantes que pueden ser acarreados a la paila. Las líneas más modernas de producción utilizan un sistema de cepillado alcalino y una estación de limpieza

electrolítica, junto con un tratamiento reductor de fuego directo. Una sección de aspersión alcalina y cepillado utiliza hidróxido de sodio con una concentración entre 1.5 a 2.5 % para remover los contaminantes, mojando y cepillando la superficie del acero. Después, una limpieza electrolítica se aplica para remover contaminantes fuertemente adheridos a la superficie del acero. Con la hidrogenación del agua, moléculas de H y O son liberadas sobre la superficie del acero creando una reacción de burbujeo que remueve los contaminantes retenidos. Después la lámina pasa a través de un soplador de aire a baja presión para remover las cenizas y prevenir la oxidación. La lámina de acero también entra en la sección de limpieza Sendzimir, Figura 2.1 la cual está a una temperatura entre 500 y 760°C en una atmósfera reductora N_2/H_2 , la cual reduce los contaminantes orgánicos y óxidos superficiales, una vez que este tratamiento de limpieza es aplicado sobre la lámina, se sumerge esta en la paila con el Zn fundido⁽³⁸⁾.

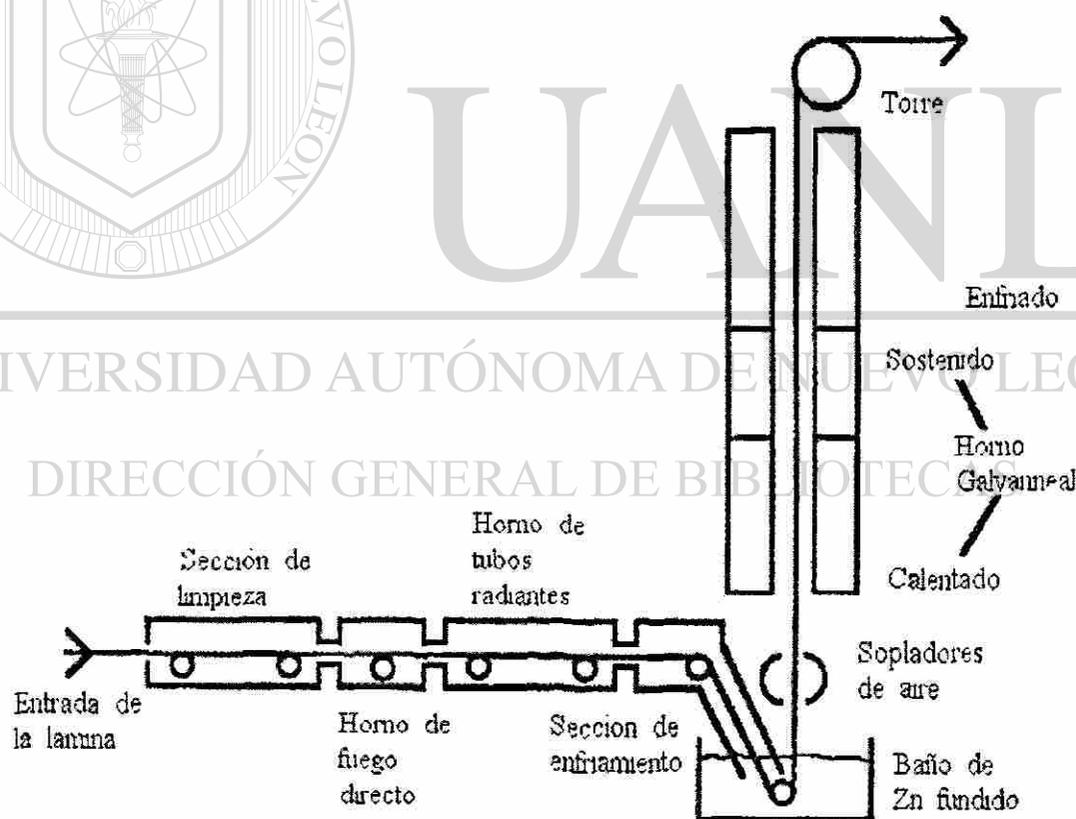


Figura 2.1.- Esquematzación de una línea continua de galvanizado por inmersión en caliente⁽³⁸⁾.

El Zn fundido es contenido en una paila hecha de acero resistente al calor, aunque también puede ser de algún cerámico. El Zn es mantenido a una temperatura entre 445-460°C. La paila deberá ser lo suficientemente grande como para acomodar el material dentro de ella, además de contener suficiente calor para prevenir un ciclado térmico profundo, el cual resultará en una disminución del tiempo de vida de la paila. El acero limpio es sumergido directamente en el Zn fundido. El acero es empapado de Zn fundido y tan pronto como éste alcanza la temperatura del Zn, comienza la reacción de difusión, generando la formación de una serie de intermetálicos Fe-Zn. Para la mayoría de los aceros, la reacción es rápida al principio, pero se vuelve lenta subsecuentemente. Cabe mencionar que el espesor de la capa de intermetálicos no se incrementa substancialmente a tiempos largos de inmersión⁽⁶⁾.

El proceso genera una capa de intermetálicos de Zn-Fe en la interfase acero-cinc⁽⁵⁾. Una microestructura típica es mostrada en la Figura 2.2⁽⁶⁾.

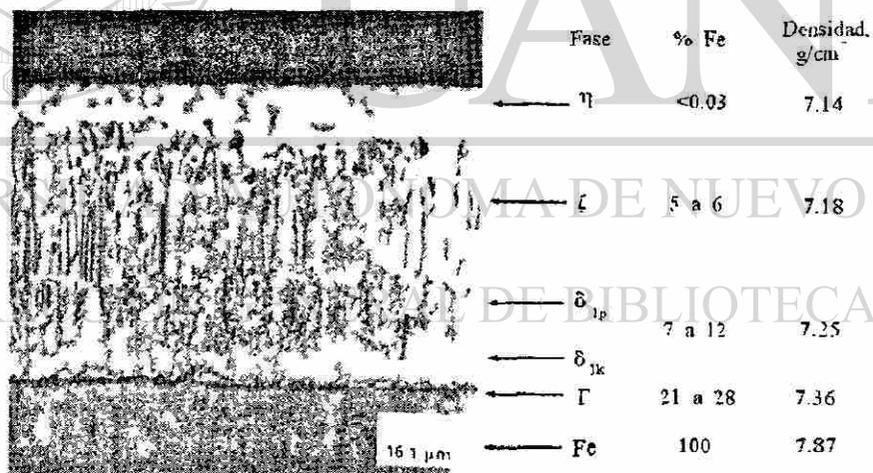


Figura 2.2.- Recubrimiento típico de un galvanizado por inmersión en caliente. Nótese como la transición gradual entre los intermetálicos, resulta en un fuerte enlace entre el metal base y el recubrimiento⁽⁶⁾.

En la Figura 2.2 se muestra la micrografía de una capa de galvanizado por inmersión en caliente, la capa consiste de una serie de intermetálicos. Comenzando desde el metal

base desde el fondo de la sección, cada intermetálico consecutivo contiene un porcentaje de Zn mayor hasta la capa de la superficie, es por ello que no existe una marcada línea entre el metal base (acero) y el Zn, si no que hay una transición gradual a través de una serie de intermetálicos Fe-Zn, los cuales proporcionan un fuerte enlace entre el metal base y el revestimiento de Zn⁽⁶⁾.

Como se observó en la Figura 2.2, las diversas fases estas pueden ser fácilmente diferenciadas en base a su contenido de Fe. Aunque estas no tienen un valor específico de composición se mantienen dentro de un rango de concentración de cada una de las fases de intermetálicos presentes en el recubrimiento, como se muestra en la Figura 2.3⁽³²⁾.

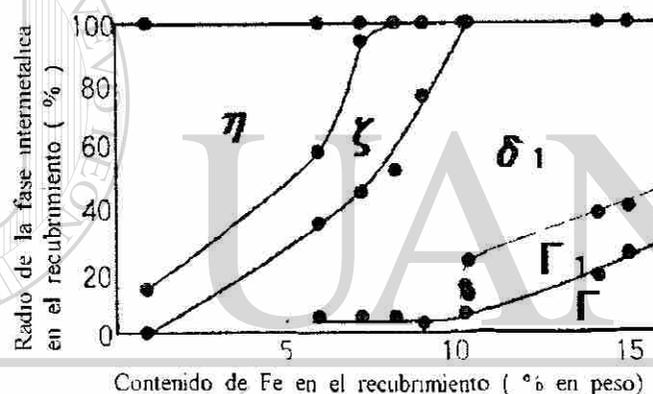
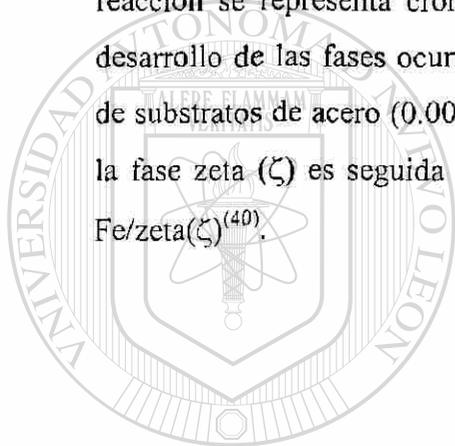


Figura 2.3.- Relación entre las fases de intermetálicos y el contenido de Fe en un recubrimiento termogalvanizado a 500°C. (El contenido de Al en el baño fue de 0.1 % en peso)⁽³²⁾.

El espesor de las capas de intermetálicos deberá de ser menor al 20% del espesor total del recubrimiento, en el galvanizado de hojas de acero, para mejorar la adhesión de la capa de Zn y sus propiedades de formabilidad. El control de la capa de intermetálicos puede hacerse con la adición de 0.1-0.3% de Al en el baño de Zn (en la paila), esta adición de Al en el baño retarda el crecimiento del espesor de la capa de intermetálicos⁽⁶⁾.

2.2.1 FORMACIÓN DE COMPUESTOS INTERMETÁLICOS.

Cuando el acero es sumergido en el baño de Zn líquido a temperaturas típicas de procesamiento (450-490°C), de acuerdo con el diagrama de fase Fe-Zn, Horstmann⁽⁴⁰⁾ propuso que los siguientes intermetálicos se formarían: cinc saturado α -Fe, fase gamma (Γ), γ_1 (Γ_1), delta (δ) y zeta (ζ) seguida por eta (η). Sin embargo la secuencia de nucleación de las fases comienza (1) en la interfase con la fase zeta (ζ), seguida por (2) la fase delta (δ), y después de un cierto tiempo de incubación, (3) la fase gamma (Γ). El desarrollo de las fases Fe-Zn es mostrado en la Figura 2.4, donde la secuencia de reacción se representa cronológicamente. El tiempo cero es representado por t_0 y el desarrollo de las fases ocurre a diversos tiempos, por lo que $t_0 < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$. En estudios de sustratos de acero (0.003 C, 0.258 Mn % en peso), se encontró que la nucleación de la fase zeta (ζ) es seguida por la formación de la fase delta (δ) (t_2) en la interfase α -Fe/zeta(ζ)⁽⁴⁰⁾.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

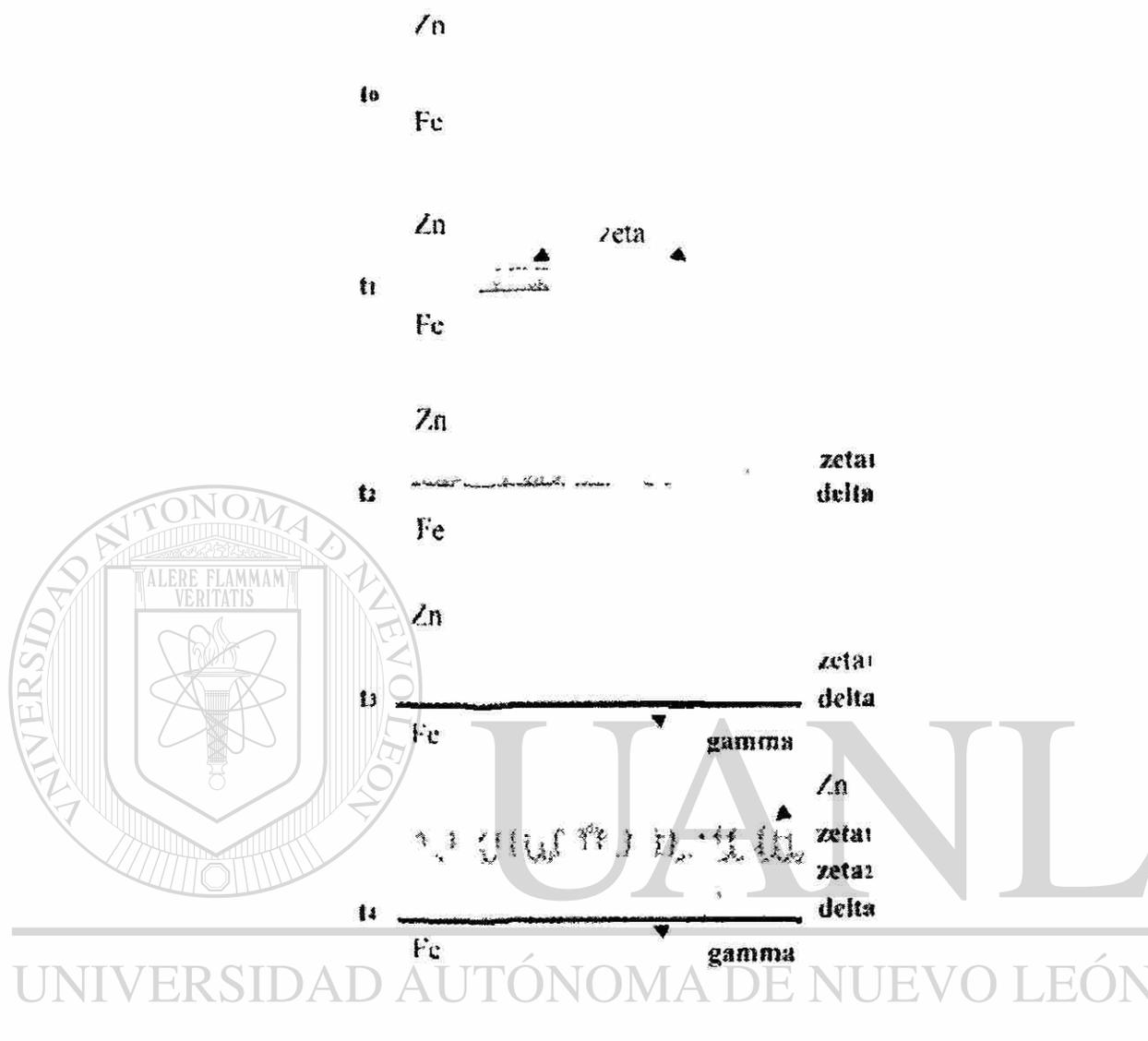


Figura 2.4.- Representación esquemática de la formación de las fases en un baño sin $Al^{(40)}$.

2.2.1.1 FORMACIÓN DE COMPUESTOS Fe-Al.

Es sabido que cuando la lámina desnuda es sumergida en un baño de Zn saturado de Fe, el cual contiene pequeñas concentraciones de Al, el Al reacciona inicialmente con la superficie del acero e inhibe la reacción de aleación Fe-Zn por la formación de un intermetálico Fe-Al inhibitor. Una morfología típica de éste es mostrada en la Figura 2.5, en la cual se observan cristales columnares de la fase $\zeta^{(21)}$.

Con el incremento del contenido de Al en el baño y del tiempo de inmersión, la morfología del Fe-Al cambia desde delgada y compacta (Figura 2.5 a) a una granular (Figura 2.5 b). La difracción de rayos X sugieren la presencia del compuesto Fe_2Al_5 (Figura 2.6 b)⁽²¹⁾.



Figura 2.5.- Morfología típica del compuesto Fe-Al formado durante el proceso de galvanizado por inmersión en caliente⁽²¹⁾.

2.2.1.2 GENERACIÓN DE LOS CRISTALES ζ Y δ SOBRE LA SUPERFICIE DE LOS GRANOS DE FERRITA.

Aunque Nakamori⁽²²⁾ reportó que la dirección de crecimiento de los cristales ζ depende de la orientación de los granos de ferrita, se cree que éstos más bien dependen del fenómeno de explosión el cual se genera al iniciar la reacción entre el Zn y el Fe en las fronteras de grano⁽²²⁾. Los cristales observados en la Figura 2.5 parecen ser sólo cristales ζ que nuclearon en el compuesto granular de Fe-Al. Además, un intermetálico fue determinado mediante microscopía electrónica de barrido, el cual se encontraba en la interfase ζ y el sustrato Fe. En la Figura 2.6 se muestra que la distribución de Fe en el intermetálico columnar ζ es comparativamente homogéneo, y no se observa ningún límite de grano en la sección analizada. Por lo tanto estos resultados sugieren que los cristales columnares ζ primero nuclean en la interfase Fe-Al y crecen como una sola fase⁽²¹⁾.

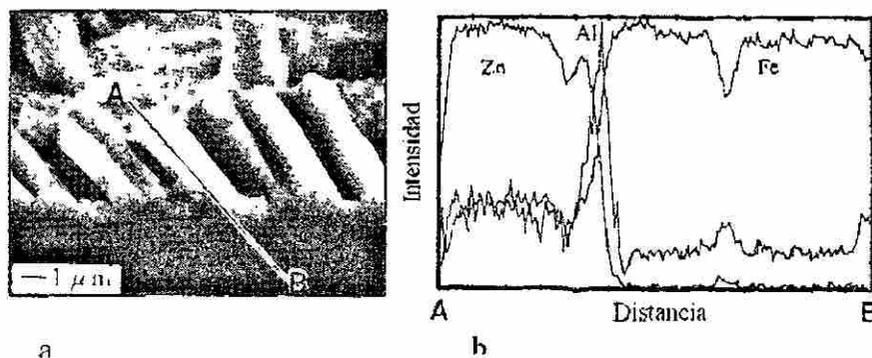


Figura 2.6.- Análisis de la sección transversal de cristales columnares de ζ . A.K. 0.12% Al en masa en el baño⁽²¹⁾.

Para investigar el proceso secuencial de aleación de los cristales de ζ , se llevó a cabo mediante un tratamiento térmico subsiguiente (30s a 450°C), nuevas fases como δ_1 y Γ fueron observadas en la interfase ζ substrato, como se muestra en la Figura 2.7⁽²¹⁾.

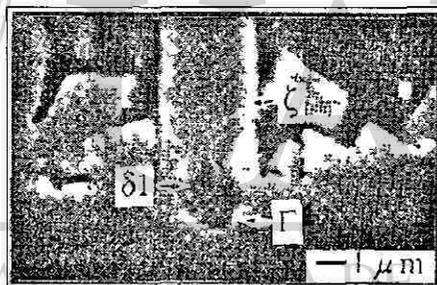


Figura 2.7.- Vista de la sección transversal de los cristales columnares ζ crecidos por un subsiguiente tratamiento isotérmico a 450°C por 30s⁽²¹⁾.

En cuanto a la aparición de los intermetálicos, Onishi⁽²⁴⁾ indicó que los compuestos aparecidos en la interfase Fe-Zn, están en el orden de ζ , δ_1 y Γ . Aunque su estudio fue conducido en un sistema binario Fe-Zn, éste concuerda con el resultado de Nakamori⁽²²⁾. Para explicar la estructura de aleación del intermetálico se consideran los caminos de difusión sobre el diagrama ternario Fe-Zn-Al, el cual fue primeramente propuestó por Urednicek⁽²⁵⁾ y mas tarde elaborado por Yamaguchi⁽²⁶⁾. Estos autores concuerdan en que

generación de la estructura de explosión fue interpretada como una reacción directa entre el Fe y el Zn el cual penetra a través de las grietas. Las abruptas y preferenciales características de la reacción de explosión son bien explicadas por este mecanismo⁽²¹⁾.

La estructura creada por la explosión está principalmente compuesta de la fase δ_1 , como lo reportó Saito⁽²¹⁾. En la primera etapa de la reacción, una fase de color negro (indicada con flechas en la Figura 2.8) se creía que era la fase Γ , la cual estaba en el fondo de la estructura creada por la reacción de explosión y ésta cubre la interfase en cuanto la reacción progresa. Además, los cristales columnares ζ fueron observados en la superficie de la estructura de explosión. Considerando que la reacción de explosión ocurre por la reacción directa del Zn fundido y el Fe, es razonable pensar que la estructura formada en el baño deberá estar compuesta de una estructura múltiple (fases Γ , δ_1 y ζ)⁽²¹⁾.

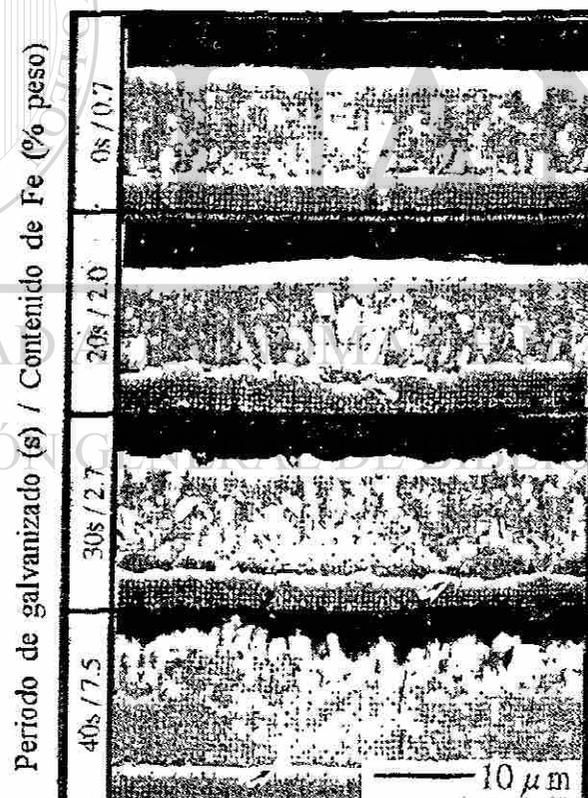


Figura 2.8.- Comportamiento de la reacción isotérmica a 450°C para un galvanizado continuo de un acero Ti-IF (flechas indican la fase Γ)⁽²¹⁾.

2.2.2 EQUILIBRIO DE LAS FASES Y CINÉTICA.

Cuando el sustrato de acero es sumergido en el baño de Zn fundido, un gran número de reacciones ocurren, dependiendo de la composición del baño y de los elementos que se encuentran en el acero. Antes de discutir los efectos de los compuestos en el recubrimiento sería de gran ayuda contar con la comprensión de las reacciones Fe-Zn⁽⁴⁰⁾.

2.2.2.1 DIAGRAMA DE FASE Fe-Zn.

El diagrama de fase ha sido modificado muchas veces, especialmente la sección rica en Zn, desde que éste fue presentado en 1938. El diagrama de fase más ampliamente aceptado es el de Kubachewski (Figura 2.9). La sección del diagrama con una alta concentración de Zn se muestran en la Figura 2.10, las fases encontradas en este diagrama se presentan en la Tabla 2.1. Las fases formadas a largos tiempos de inmersión (o después del recocido) son zeta (ζ), delta (δ), gama₁ (Γ_1) y gama (Γ). Aunque no se representa en el diagrama de fase Fe-Zn, la fase eta (η) es una solución sólida de Fe-Zn con una solubilidad de Fe de 0.03% en peso⁽⁴⁰⁾.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

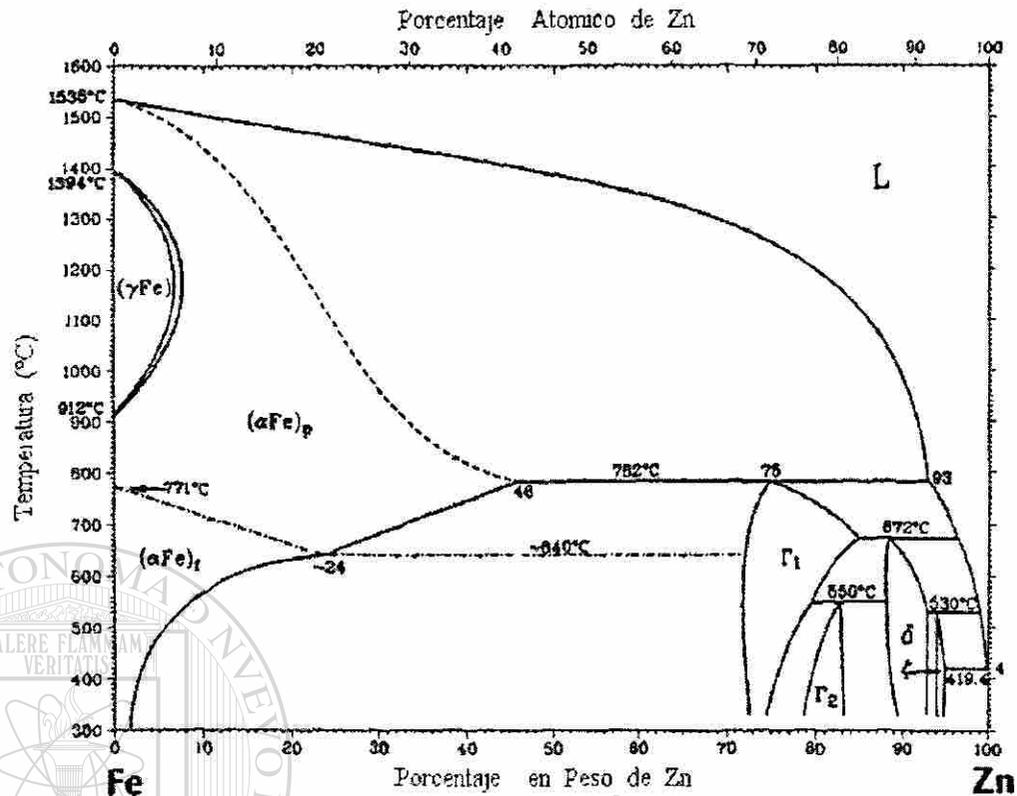


Figura 2.9.- Diagrama de fase Fe-Zn⁽⁴⁰⁾.

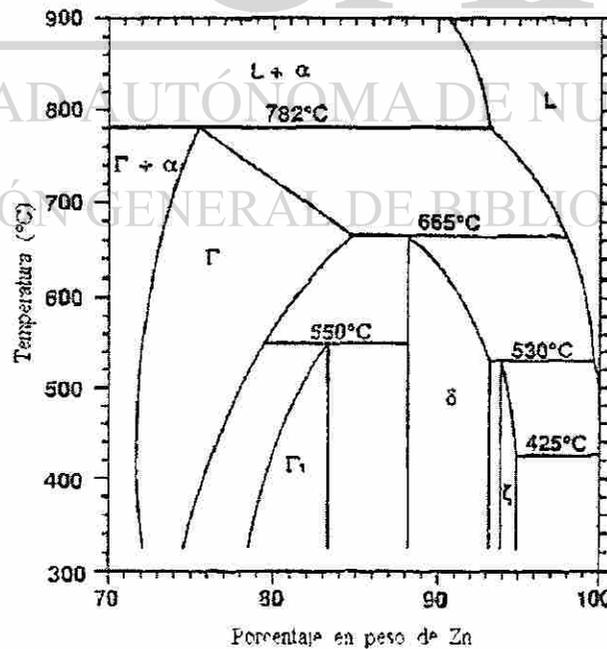


Figura 2.10.- Diagrama de fase Fe-Zn (sección 70-100% de Zn)⁽⁴⁰⁾.

A continuación se describirá brevemente cada una de las fases de intermetálicos Fe-Zn encontradas en el galvanizado por inmersión en caliente de acuerdo al incremento en el contenido de Fe.

La fase zeta (ζ), FeZn_{13} , tiene un contenido de Fe de aproximadamente 5-6% en peso. Esta es formada desde la reacción peritética entre la fase delta (δ) y el Zn líquido a 530°C . Estudios de difusión controlada en ausencia de Al indican que la fase zeta (ζ) se encuentra al formarse entre el Zn libre, la fase eta (η) y la delta (δ). La fase zeta (ζ) tiene una estructura 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⁽⁴⁰⁾.

La fase delta (δ), FeZn_{10} , tiene un intervalo de composición de Fe de 7.0-11.5% en peso y una celda unitaria hexagonal. Esta es formada por otra reacción peritética, gama (Γ) y líquido, a 665°C . En el pasado la fase delta era separada en dos morfologías, δ_{1P} , encontrada en la zona rica de Zn y la fase δ_{1K} , la cual tiene una morfología compacta en el lado rico en Fe, encontrada a un largo tiempo de inmersión (4 horas) a alta temperatura (553°C). Ambas morfologías tienen la misma estructura cristalina y son referidas en la actualidad como la fase delta (δ). Solo una fase delta se encuentra a tiempos cortos de inmersión⁽⁴⁰⁾.

La fase gama₁ (Γ_1), $\text{Fe}_3\text{Zn}_{21}$, tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, con una composición de Fe de 17-19.5 (% en peso) a 450°C . Esta fase se forma como resultado de una reacción peritectoide entre la fase gama (Γ) y delta (δ) a 550°C . La fase gama₁ (Γ_1) aparece como un intermetálico no interrumpido entre los intermetálicos gama (Γ) y delta (δ) y puede ser producida cuando se calienta a bajas temperaturas por largos periodos de tiempo⁽⁴⁰⁾.

La fase gama (Γ), $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$, tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo, y composición de Fe entre 23.5-28.0 % en peso a 450°C . Esta se forma como consecuencia de una reacción peritética a 782°C entre Fe α y el Zn líquido, y exhibe

una solubilidad máxima de Fe en Zn a la temperatura peritética de la fase delta (δ) de 665°C ⁽⁴⁰⁾.

2.2.2.2 REACCIONES CINÉTICAS Fe–Zn.

Cada intermetálico en el recubrimiento de Zn presenta diferente cinética de crecimiento, que depende de la temperatura del baño. Por ejemplo, a tiempos de inmersión menores a 300 s a 450°C , Figura 2.11, la fase zeta (ζ) crece rápidamente al principio, después su crecimiento desacelera, mientras que la fase delta (δ) crece despacio y después su espesor aumenta rápidamente. La fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) se forma únicamente después de largos períodos de tiempo, llegando a alcanzar un espesor hasta de $1\ \mu\text{m}$. Efectos similares fueron reportados a 457°C para tiempos superiores a 4 horas. Horstmann reportó que hay un movimiento en la fase gamma ($\Gamma + \Gamma_1$) hacia el acero, mientras que la fase zeta (ζ) tiene un avance hacia el Zn. La fase delta (δ) tiene un avance en ambas direcciones, aunque generalmente más hacia el Zn. Por esta razón, como la fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) crece hacia el acero, ésta también es consumida por la fase delta (δ). Similarmente, la fase delta (δ) se expande hacia la fase zeta (ζ) que está avanzando hacia el Zn. Todas estas transformaciones están gobernadas por la difusión de Zn hacia el sustrato Fe, basados en experimentos con Zn líquido y estudios de difusión en estado sólido. Sin embargo, el Fe probablemente también se difunde hacia las fases intermetálicas pero a una velocidad mucho menor⁽⁴⁰⁾.

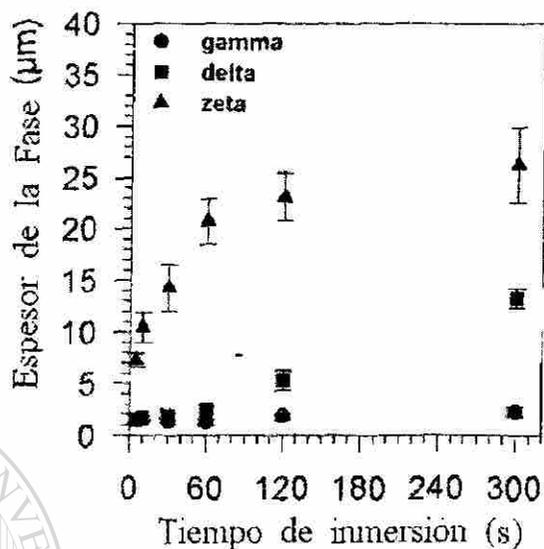


Figura 2.11.- Crecimiento individual de las fases (Γ , δ , ζ) para un acero de ultra bajo contenido de carbono⁽⁴⁰⁾.

Para evaluar la cinética de crecimiento de las fases de aleación (Fe-Zn), una ecuación de crecimiento es generalmente utilizada (Ec. 2.1), para interpretar la velocidad de crecimiento⁽⁴⁰⁾.

$$Y = Kt^n \quad (2.1)$$

Donde:

Y = incremento del espesor del intermetálico.

K = parámetro de crecimiento.

t = tiempo de reacción.

n = exponente de crecimiento.

2.2.2.3 EQUILIBRIO Fe-Zn-Al.

La primera investigación esquemática que abarca el sistema completo de Fe-Zn-Al fue conducida por Koster y Godecke mediante observaciones metalográficas y análisis de espectros de rayos X en aleaciones. Urednicek y Kirkaldy confirmaron lo anterior en un estudio a 450°C mediante un análisis de microsonda y observaciones metalográficas en aleaciones, Figura 2.12. Estudios recientes se han enfocado en la esquina rica en Zn en el diagrama ternario; en particular, la solubilidad de (1) Zn en los diferentes compuestos intermetálicos Fe-Al, y (2) Fe en el Zn fundido⁽⁴⁰⁾,

Perrot estudió las condiciones de equilibrio metaestable que se alcanzan en tiempos cortos de inmersión (<30 min) en baños de Zn-Al. Se encontró que para estos tiempos, un isotérmico ternario a 450°C es generado, Figura 2.13 a), mostrando grandes rangos de solubilidad comparado con el primer diagrama ternario propuesto por Urednicek y Kirkaldy. Para una comparación un diagrama de equilibrio para un largo tiempo también es mostrado en la Figura 2.13 b). En particular, se encontró que el compuesto Fe_2Al_5 tiene una solubilidad de Zn superior a 22.85% y el 13.92% (en peso) para $FeAl_3$.

Similarmente Chen encontró una solubilidad de Zn en el Fe_2Al_5 de 21.0% (en peso).

Para estudios de largos tiempos de inmersión se reportó que el Zn tiene una solubilidad de 18.71 o 14 (% en peso) para Fe_2Al_5 . Perrot también observó una fase transitoria para tiempos de inmersión menores a 2 min, la cual tenía una composición promedio de $ZnFeAl_3$ y posteriormente forma cristales saturados de Fe_2Al_5 en el Zn. La fase corresponde a la fase transitoria anteriormente mencionada, que fue observada durante el primer paso en el proceso de galvanizado de aceros en un baño Zn-Al. Los resultados de Chen para tiempos cortos de inmersión (30 min) también mostraron que la solubilidad máxima del Zn en un acero alfa fue de 2.0 (% en peso) en un baño de Zn con 0% Al. Perrot, también encontró que la fase delta (δ) presentaba una amplia solubilidad de 3.71 Al (% en peso) y una gran solubilidad de Fe, superior a 16 (% en peso) en un baño de Zn con 0% Al. De igual manera la fase eta (η) fue encontrada para ser sobresaturada en Fe para tiempos cortos de inmersión⁽⁴⁰⁾.

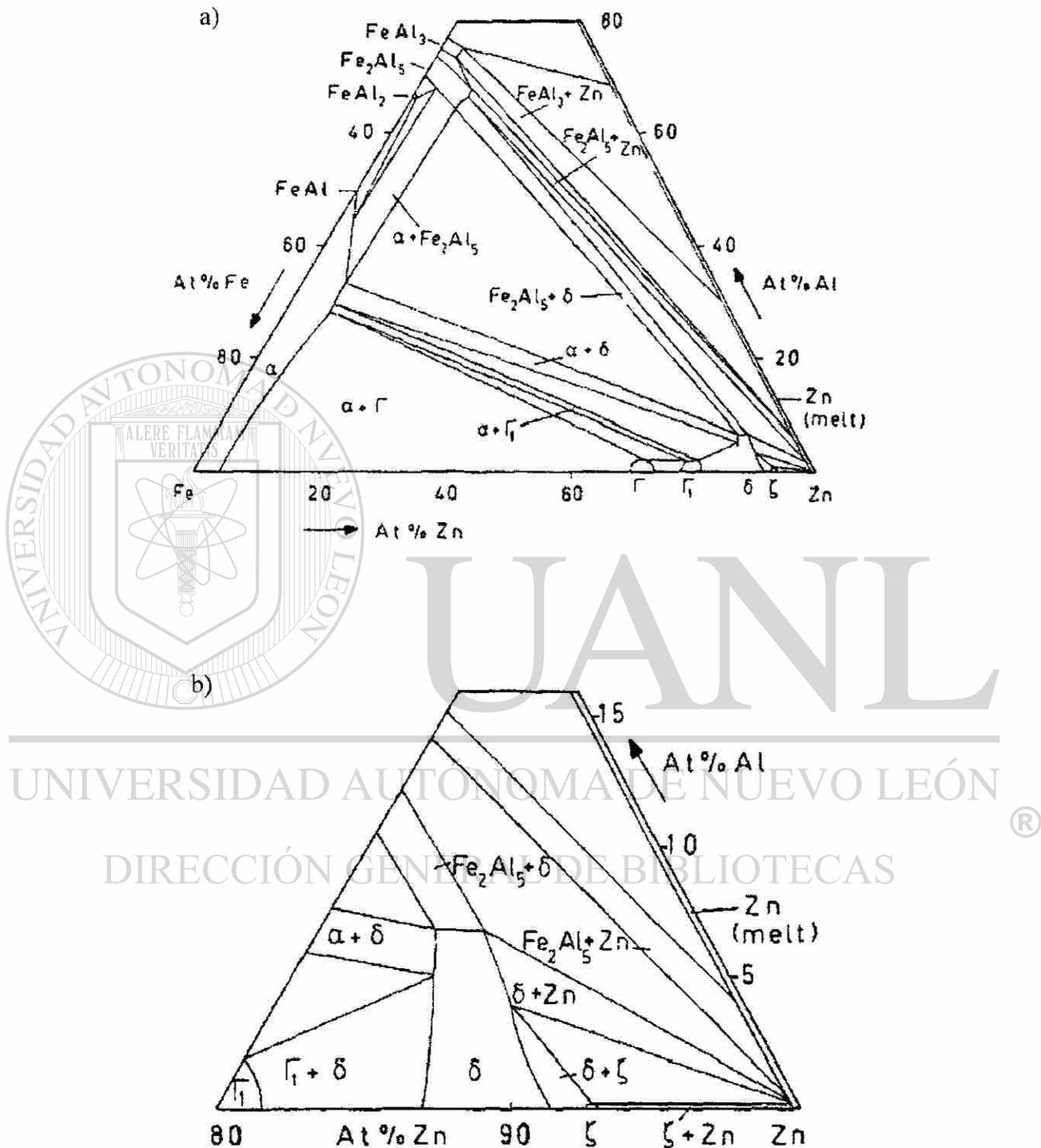
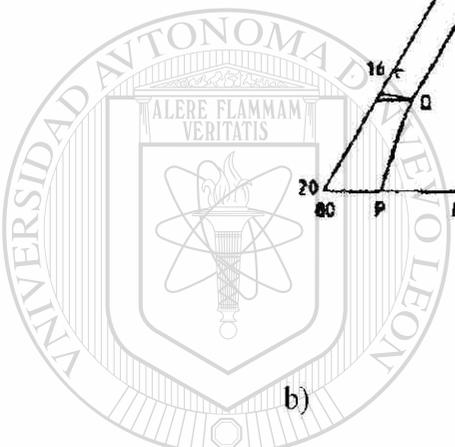
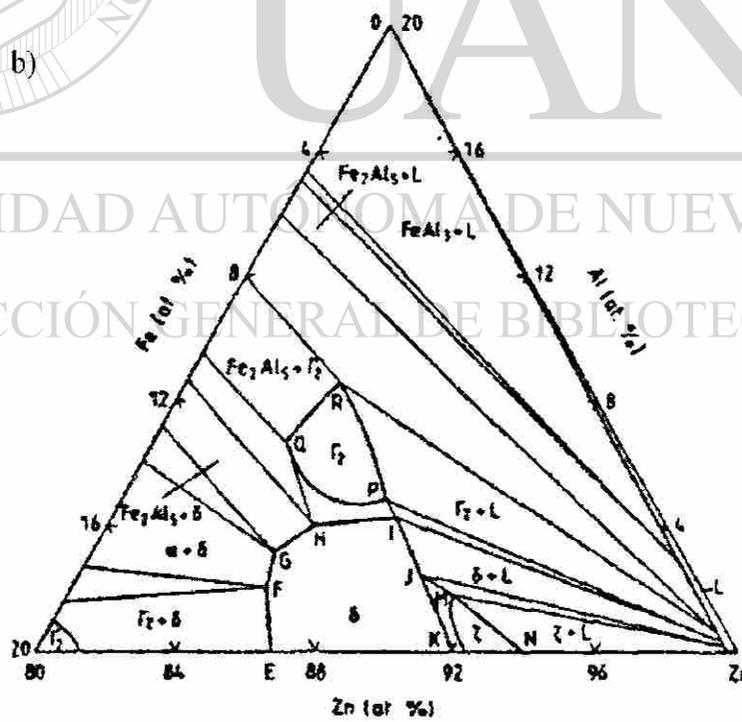
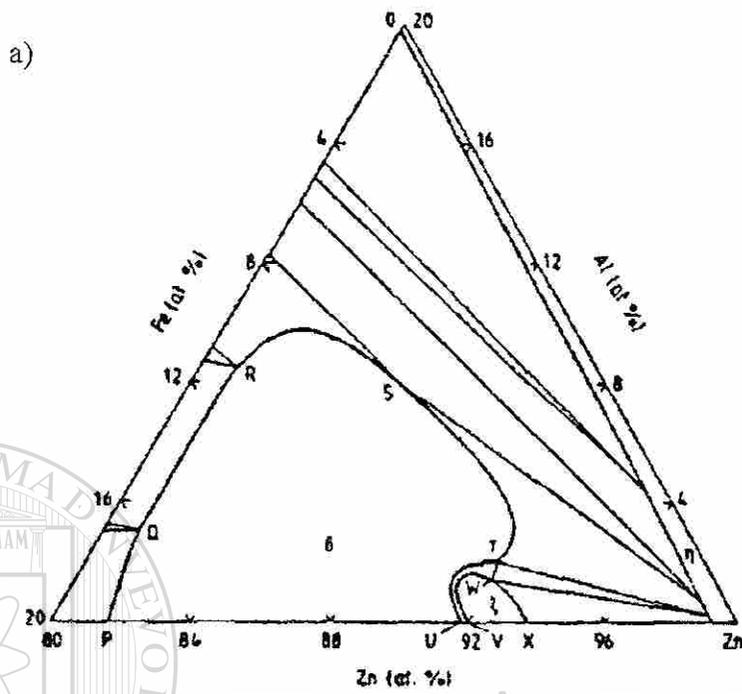


Figura 2.12.- Sección isotérmica del diagrama de fase Fe-Zn-Al a 450°C, (a) sobre toda la sección, (b) esquina rica en Zn⁽⁴⁰⁾.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Figura 2.13.- Evolución temporal del diagrama de fase Fe-Zn-Al a 450°C, (a) metaestable: < 30 min, (b) en equilibrio: > 1000 h⁽⁴⁰⁾.

La determinación de la saturación de Fe en el baño ha sido estudiada por un gran número de investigaciones enfocadas al baño Zn-Al. Sin embargo, en un análisis reciente un diagrama de equilibrio Zn-Fe-Al enriquecido fue desarrollado. Estudios posteriores realizados por Tang, sobre la solubilidad del Fe en el Zn fundido como una función del contenido de Al, fueron conducidos y los compuestos intermetálicos en el equilibrio termodinámico con el líquido fueron identificados. Fue hasta entonces que se estableció el límite de solubilidad del Fe (% en peso) en Zn puro como una función de la temperatura, como se expresa a continuación⁽⁴⁰⁾.

$$\ln(\text{Fe}) = 17.78 - 15388/T \quad (2.2)$$

Donde:

Fe = % de hierro en peso.

T = temperatura en ° Kelvin.

Para las fundiciones de Zn-Al, lo siguiente fue establecido a 460°C para la esquina de Zn del diagrama de equilibrio ternario Zn-Fe-Al, Figura 2.14⁽⁴⁰⁾.

- Cuando el contenido de Al en el baño es menor a 0.10 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es zeta (ζ).
- Cuando el contenido de Al en el baño esta entre 0.10 y 0.14 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es delta (δ).
- Cuando el contenido de Al en el baño es superior a 0.14 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es fase $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ (η).

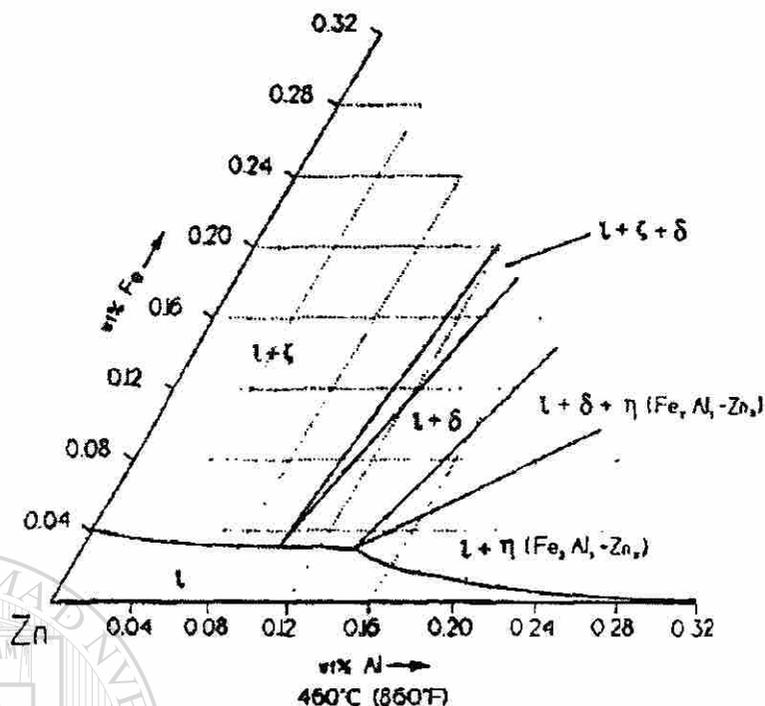


Figura 2.14.- Esquina rica en Zn de la sección isotérmica (450°C) del diagrama de fase Fe-Zn-Al rica en Zn⁽⁴⁰⁾.

Estos resultados confirman datos previos, en los que el límite de solubilidad del Fe decrece continuamente con el incremento de Al para una temperatura fija. El efecto de la temperatura sobre el producto de la solubilidad, $(\text{Fe})^2(\text{Al})^3$ (% en peso), en la fase (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_3\text{Zn}_x$ satisface la siguiente ecuación⁽⁴⁰⁾:

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

$$\ln(\text{Fe})^2(\text{Al})^3 = 32.2 - 36133/T \quad (2.3)$$

Donde:

Fe = % de Fe en peso.

Al = % de Al en peso.

T = temperatura en °K.

2.3 PREPARACIÓN DE LA SUPERFICIE DEL ACERO.

La preparación de la superficie consiste principalmente de la limpieza del acero de suciedad, aceites, lubricantes, grasas y otros tipos de impurezas, así como de productos de oxidación o provenientes de la laminación, los cuales pueden ser depositados durante su fabricación o almacenamiento. Todas esas impurezas deberán ser removidas para que la reacción de galvanizado pueda efectuarse⁽⁶⁾. A continuación se mencionaran algunos de los procesos de limpieza que se aplican al material antes del galvanizado⁽⁶⁾.

2.3.1 DESENGRASE ALCALINO.

Es el tratamiento del material en una solución alcalina, aceites, grasas y otros compuestos saponificables son removidos. La mayoría de los compuestos utilizados para este desengrase consisten en una mezcla de sales de sodio⁽⁶⁾.

2.3.2 DECAPADO.

Este proceso remueve óxidos y escamas de la laminación, el ácido decapado es una solución acuosa proveniente de un mineral ácido, usualmente es un ácido clorhídrico (HCl) o ácido sulfúrico (H_2SO_4); la concentración ácida y temperaturas del baño decapado varían de galvanizado en galvanizado en un rango muy estrecho. Cabe mencionar que algunas veces se usa un inhibidor para pasivar el ataque del metal base⁽⁶⁾.

2.3.3 LIMPIEZA ABRASIVA.

La limpieza abrasiva provee una limpieza rápida y completa y es esencialmente usada para limpiar piezas de hierro vaciado ya que las arenas del vaciado son fácilmente removidas y la uniformidad de la superficie es promovida. Este método es muy utilizado para limpiar materiales ferrosos, como las dejadas por las escorias de la soldadura, las cuales serían muy difíciles de remover químicamente. El limpiado abrasivo podría

resultar en un incremento en el espesor del recubrimiento ya que cambia la superficie del acero, incrementando el área efectiva de contacto y la rugosidad⁽⁶⁾.

2.3.4 FUNDENTES.

Remueve películas de óxido formadas en el acero después del decapado pero antes del galvanizado y para asegurar la limpieza natural de la superficie de contacto con el Zn fundido. El proceso incluye el humedecido y el secado del material. En el proceso de humedecido, el material se pasa a través de una capa de fundente flotando sobre la superficie de Zn fundido. Mientras que en el proceso de secado el material se sumerge en una solución acuosa de fundente y se saca antes del galvanizado. En ambos procesos se usa una solución de cloruro de amonio ($ZnCl_2 \cdot 2NH_4Cl$)⁽⁶⁾.

2.4 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.

Existe evidencia de que pequeñas cantidades de elementos pueden afectar la resistencia a la corrosión del recubrimiento de Zn. Los mecanismos de estos efectos son complejos y no entendidos completamente pero en literatura reciente⁽⁸⁾ se sugiere que los elementos de aleación segregan en las fronteras de grano donde pueden acelerar o retardar el ataque intergranular⁽⁶⁾.

En la aleación típicamente usada en el galvanizado (Zn/0.1-0.2/Al), el Mg y Cu tienden a reducir la corrosión intergranular, pero el Bi, Cd, Sn y Pb incrementan el ataque, también hay evidencia de que el Cr, Ni y Ti son benéficos⁽⁸⁾.

2.5 EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO.

Al calentar un material previamente galvanizado, una aleación de Fe-Zn de intermetálicos comúnmente llamado galvaneal se forma, la cual incrementa la resistencia a la corrosión. El material se recoce para darle un 10 ó 15% de Fe al recubrimiento por medio de difusión atómica, pero ésta no coincide, en si el efecto es

debido a un mayor incremento en el espesor del recubrimiento resultado de la difusión Zn-Fe o en un incremento en la resistencia a la corrosión^{(9) (10)}.

2.6 FACTORES QUE AFECTAN EL ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO Y SU ESTRUCTURA.

Para la mayoría de los aceros, el espesor del recubrimiento y estructura son relativamente sensibles a las variaciones en el proceso de galvanizado. Variaciones en la composición química del acero; temperatura del baño de Zn; las condiciones físicas del acabado superficial del acero (tamaño de grano, esfuerzos, microestructura, rugosidad); composición química del baño; la limpieza del material; centrifugado; velocidad de enfriamiento después del galvanizado; pueden afectar el espesor del recubrimiento, las propiedades mecánicas y la apariencia del recubrimiento⁽⁵⁾.

2.6.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO.

Aunque casi cualquier acero puede ser galvanizado, su composición puede afectar considerablemente las propiedades del recubrimiento. Si, P, C y Mn pudieran estar presentes en el acero y pueden influenciar los mecanismos de reacción del Fe-Zn dependiendo de su concentración⁽⁵⁾.

El constituyente que más influencia al acero es el silicio, el cual se adiciona al acero como Fe-Si para remover el oxígeno del acero fundido antes del vaciado. En aceros al alto Si, el incremento en el espesor del recubrimiento, proviene del crecimiento acelerado de los intermetálicos Fe-Zn. Este crecimiento acelerado es debido a la formación de pequeños granos empacados holgadamente en el más delgado de los intermetálicos del recubrimiento, permitiendo al Zn fundido penetrar a la superficie del substrato (acero), permitiendo la continuación de la reacción⁽⁵⁾.

2.6.2 TEMPERATURA EN EL BAÑO DE CINC.

Para aceros comunes, un incremento en la temperatura del baño, si ésta no excede el rango de operación, resulta en una disminución en el tiempo de inmersión y mejora el drenado del Zn del recubrimiento. El espesor del recubrimiento para un acero con Si depende fuertemente de la temperatura⁽⁵⁾.

2.6.3 CONDICIONES SUPERFICIALES EN EL ACERO.

La condición superficial del acero con respecto a la rugosidad y microestructura influyen en el espesor del recubrimiento. La rugosidad de la superficie incrementa el perfil y por ende el área superficial del material, resultando en un incremento en el espesor del recubrimiento. Microestructuras de granos finos pueden resultar en bajos pesos del recubrimiento⁽¹¹⁾.

2.6.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA EN EL BAÑO DE CINC.

Algunos elementos se adicionan a la paila con la finalidad de alcanzar específicamente propiedades físicas o mecánicas requeridas. Aunque el contenido de Pb (alrededor de 1%) en la paila no tiene efecto en la viscosidad del Zn fundido, éste puede afectar la tensión superficial, resultando en un mejor drenado del Zn en los productos procesados. Lo cual representa una ventaja cuando se procesan formas geométricas complejas⁽⁵⁾.

La adición de Al en el baño (0.005%) resultará en un incremento en la brillantez como en la calidad superficial del producto terminado. Este también retarda la oxidación del Zn líquido provocando un flujo más suave de Zn sobre la superficie, mejorando el drenado del material de exceso⁽⁵⁾.

2.6.4.1 CAPA DE INHIBICIÓN DE Fe-Al.

En un baño de galvanizado continuo, el Fe existe en dos formas: en Zn líquido como soluto o como sólido en la lámina. El Al puede combinarse con el Fe y con el Zn líquido para formar películas de Fe_2Al_5 que regularmente flotan en la superficie del baño para formar escoria. El Al puede reaccionar con el acero de la lámina y depositar la fase Fe_2Al_5 en la superficie, como una capa de inhibición, la cual evita el contacto directo entre la lámina y el Zn líquido, produciendo entonces una sobrecapa libre o no aleada de Zn puro. La capa de inhibición es deseada para los recubrimientos galvanizados, porque inhibe la formación de los intermetálicos de Fe-Zn, mejorando la adhesión y ductilidad del recubrimiento. Sin embargo, una capa de inhibición debe ser evitada en el procesamiento de galvaneal debido a los defectos en el recubrimiento, como son la aleación incompleta y marcas de rodillos, pueden ser atribuidos a la formación de la capa inhibidora, ya sea parcial o continua en la etapa de inmersión en el proceso de galvaneal.

La disolución del hierro de la lámina, puede tomar lugar en tres pasos:

- 1.- Los átomos de hierro son separados de la superficie de la lámina.
- 2.- Algunos átomos de Zn se separan de otros, por la introducción de los átomos de Fe.
- 3.- Finalmente los átomos de Fe se mezclan con los átomos de Zn.

Los tres pasos son secuenciales y el número de los átomos de Fe que pueden disolverse en el Zn depende de que los átomos de Fe escapen del substrato del acero. La barrera de energía para la separación de los átomos es aproximadamente igual a la energía de fusión, dada por⁽²⁰⁾:

$$\Delta G_t = 15200 - 8.4T \quad (2.4)$$

Donde:

- ΔG_t = Energía libre de Gibbs en Joules.
- T = Temperatura en °K.

El mecanismo de formación de la capa de inhibición es confuso. La literatura actual contiene muchas inconsistencias con respecto a este tema⁽¹³⁾. La primera reacción durante la inmersión en caliente en un baño de Zn con Al, es la reacción entre el Fe y el Al, dando como resultado una capa de inhibición. La capa inhibidora es función de las condiciones de proceso. La eficiencia de la inhibición de la capa depende del espesor y homogeneidad de la misma capa inhibidora⁽²⁰⁾.

La presencia de la capa inhibidora previene la reacción entre el Fe y el Zn, pero este efecto de inhibición es siempre transitorio. Los modelos propuestos para explicar el rompimiento de la capa de inhibición pueden ser agrupados en tres.

1. Guttman⁽²⁰⁾ sugirió que el rompimiento de la capa de inhibición resulta de la difusión del Zn a través de esta capa, principalmente a lo largo de las trayectorias de corto circuito. Tan pronto como los átomos de Zn alcanzan el substrato de acero, cristales de Fe- Zn son formados. El crecimiento de estos compuestos causa que la capa de inhibición se separe repentinamente.
2. Lin y Meshii⁽²⁰⁾ propusieron un modelo basado en el enriquecimiento de la capa inhibidora de Zn y Al. El rompimiento es iniciado por la transformación de la capa inhibidora saturada.
3. Yamaguchi y Hisamatsu⁽²⁰⁾ describieron el rompimiento por medio de un modelo basado en la disminución del Al en la fase líquida. Esto implica la disolución de la capa inhibidora, seguida por la formación de una o más fases estables de Fe-Zn.

2.6.5 GRADO DE SECADO, SACUDIDO O CENTRIFUGADO.

Estas técnicas se usan únicamente para mejorar el proceso de remoción de exceso de Zn líquido después del galvanizado y resultan en un recubrimiento superficial uniforme. Estas técnicas se emplean sólo cuando el galvanizado representa una amenaza para la uniformidad superficial del producto terminado⁽⁵⁾.

2.6.6 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE LA LÁMINA.

Los aceros con Si enfriados lentamente, siguen reaccionando después del galvanizado hasta la temperatura de 300°C. Esto pudiera resultar en un incremento de Fe en los intermetálicos extendiéndose hasta la superficie y un intermetálico casi desaparecido de Zn puro. El resultado es un recubrimiento de color gris mate. El tiempo de vida del recubrimiento no se afecta, por el contrario se incrementa debido al incremento de espesor de los intermetálicos⁽⁵⁾.

Si el material no se temple después del galvanizado y comienza a ser almacenado mientras tiene algo de calor del proceso, éste comenzara a propagar el crecimiento de espesores en los intermetálicos⁽⁵⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.7 PROPIEDADES MECÁNICAS DEL RECUBRIMIENTO Y ACERO.

Capa	Aleación	% Fe	Punto de Fusión	Estructura Cristalina	Microdureza Vickers	Características
Eta (η)	Zn	0.03	419	Hexagonal	70-72	Suave, dúctil
Zeta (ζ)	FeZn ₁₃	5.7-6.3	530	Monoclínica	175-185	Dura, frágil
Delta (δ)	FeZn ₇	7.0-11.0	530 - 670	Hexagonal	240-300	Dúctil
Gamma (Γ_1)	Fe ₅ Zn ₂₁	17-22.0	550	Cúbica centrada	-	Delgada, dura, frágil
Gamma (Γ_1)	Fe ₃ Zn ₁₀	20.0-27.0	670 - 780	Cúbica	-	Delgada, dura, frágil
Metal Base	Fe		1510	Cúbica	150-175	-

Tabla 2.1.- Propiedades mecánicas del recubrimiento y acero⁽³⁸⁾.

2.8 PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

El proceso de termo-galvanizado consiste en el tratamiento térmico aplicado al material después de la inmersión en el baño de Zn fundido. Esto se hace con la finalidad de mantener la temperatura (alrededor de 500°C) a la cual se procesa el galvanizado, provocando así un mayor tiempo en el que se mantiene la reacción de difusión atómica, por consecuencia, aumenta la concentración de Fe en los intermetálicos del recubrimiento de Zn (véase anexo 1)⁽⁴¹⁾.

A diferencia del proceso de galvanizado en el cual la concentración de Al en la paila está entre 0.2-0.3 (% en peso) con la finalidad de formar una capa inhibidora que retarda el crecimiento de las fases de intermetálicos, así como el espesor mismo del recubrimiento⁽¹²⁾, en el proceso de termogalvanizado (galvanneal) la inhibición de los compuestos intermetálicos se efectúa únicamente durante el proceso de inmersión, con la finalidad de controlar el espesor del recubrimiento, esto se hace adicionando al baño una concentración entre 0.12 y 0.14 (% en peso) de Al. Una vez que se efectuó el proceso de galvanizado se sigue por la aplicación del tratamiento térmico el cual estimulará los mecanismos de difusión provocando así una mayor concentración de Fe en los intermetálicos del recubrimiento⁽¹³⁾.

Los aceros termogalvanizados (galvannealed) tiene una resistencia a la corrosión superior que los aceros galvanizados, además de tener una mejor adherencia a la pintura, soldabilidad y formabilidad. La resistencia a la corrosión y soldabilidad son debidas a la composición del recubrimiento, mientras que la formabilidad a la estructura del recubrimiento^(15,16). El incremento en la adherencia a la pintura es debido a el refinamiento del grano, el cual da un acabado mate a la superficie de la lámina⁽¹⁴⁾.

La concentración de Fe en el termogalvanizado es alrededor de 9 a 11 (% en peso) y es equivalente a la fase δ_1 , la cual tiene una estructura química FeZn_7 . Debido a que el recubrimiento se forma por difusión, se tiene un gradiente de concentración de Fe entre la interfase acero-base / recubrimiento y la superficie del recubrimiento. Como resultado es inevitable que la fase baja en Fe zeta (ζ) (FeZn_{13}) se forme en la superficie del recubrimiento y que las fases ricas en Fe Γ_1 ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$) y la fase Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) se formen en la interfase acero-base/recubrimiento. Las propiedades del acero termogalvanizado utilizado en la industria automotriz son atribuidas a las propiedades físicas y químicas de la fase δ_1 ⁽¹⁵⁾.

2.8.1 CRECIMIENTO DE LOS COMPUESTOS INTERMETALICOS DURANTE EL PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

Aunque los resultados propuestos por Ghoniem y Lohberg⁽³¹⁾ son aceptados, existen otros resultados⁽²⁹⁾, los cuales proponen que la cinética de formación de los cristales en el recubrimiento son como se muestran en la Figura 2.14, los cuales describen la secuencia del desarrollo microestructural del recubrimiento en el proceso de termogalvanizado. La cinética de formación dependerá de gran manera de los parámetros del proceso y la composición del baño así como de la composición del sustrato, sin embargo se propone que la secuencia es como sigue⁽⁴⁰⁾:

- t_0 - El acero desarrolla un intermetálico Fe-Al durante la inmersión, el cual dependerá de la concentración de Al en el baño de Zn, inhibiendo la formación de las interfaces Fe-Zn. La efectividad de la inhibición dependerá de la concentración de Al en el baño, así como del tiempo de inmersión y de la temperatura del baño.
- t_1 - El intermetálico inhibidor (Fe-Al) se rompe durante el recocido provocando la nucleación y crecimiento de la fase delta (δ) en la interfase acero/recubrimiento. La reacción de explosión puede ocurrir generando un crecimiento acelerado de las fases de aleación Fe-Zn.
- t_2 - Como el recocido continua, el crecimiento de la fase delta (δ) continua en una morfología columnar. Previamente la fase zeta (ζ) nucleada se transforma en la fase delta (δ). Ligeras cantidades de la fase zeta (ζ) podrían nuclear debido a la sobresaturación del Fe en la fase líquida eta (η) o al templeado del material. La fase gama se forma en la interfase acero/recubrimiento.

- t_3 .- Una disminución de Zn ocurre en largos tiempos de exposición (recocido), resultando en una disminución de la fase eta (η) en la superficie del recubrimiento. La concentración de la fase delta (δ) continua, empujando la fase zeta (ζ) a la superficie y manteniendo un espesor de $1\mu\text{m}$ en la fase gamma (Γ).
- t_4 .- Con largos tiempos de permanencia en el horno de recocido, la difusión de la fase delta (δ) crece, mientras se sigue manteniendo el espesor de la fase gamma (Γ).
- t_5 .- Una vez que la fase delta (δ) alcanza la superficie del recubrimiento, el crecimiento de la fase gama (Γ) continua a expensas de la fase delta (δ)⁽⁴⁰⁾.

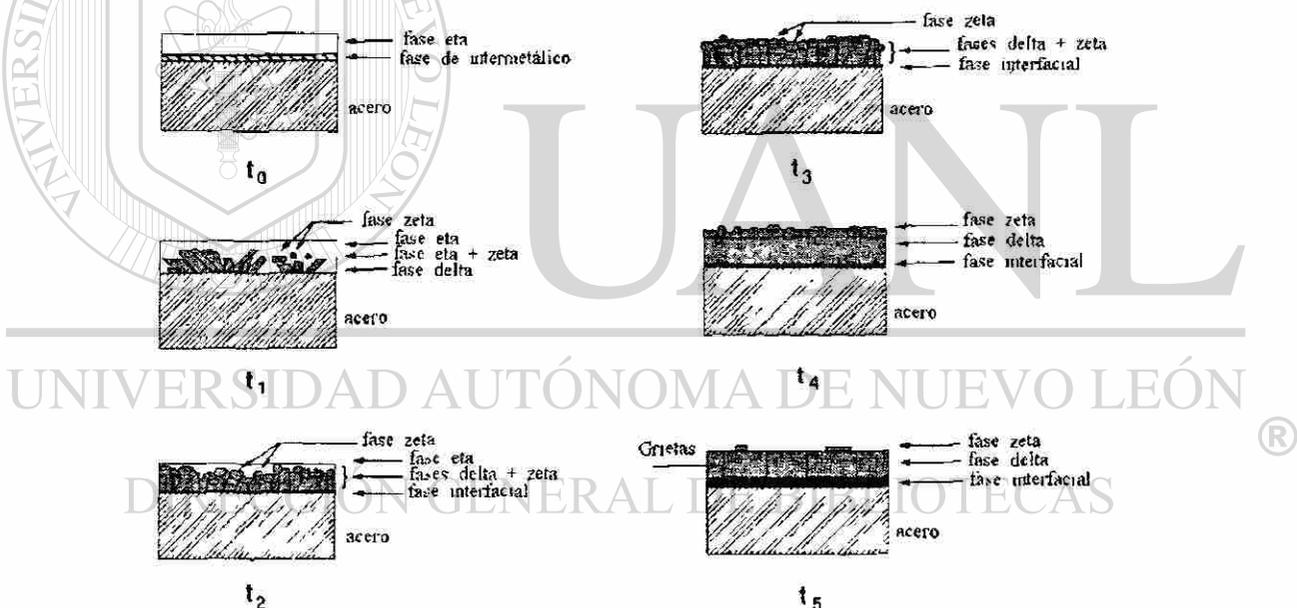


Figura 2.14.- Desarrollo esquemático del cambio morfológico en el recubrimiento durante el procesamiento de galvanneal⁽⁴⁰⁾.

Es muy importante considerar que dependiendo de la temperatura y el tiempo en el procesamiento de termogalvanizado, se obtienen los espesores de los intermetálicos, sabiendo de antemano que esta variación de espesores afecta las propiedades mecánicas

del recubrimiento, el conocimiento y manipulación de los parámetros del proceso ayudarán a obtener un recubrimiento con las especificaciones mecánicas requeridas.

2.9 VARIABLES DEL PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

El incremento en la temperatura en el horno de inducción, produce variaciones en la concentración de Fe a través de los intermetálicos en el recubrimiento, afectando así las propiedades de adherencia del recubrimiento al metal base. La rugosidad superficial también depende de la temperatura del horno, así como de la rugosidad inicial del material antes de ser galvanizado⁽¹⁷⁾.

Algunos autores⁽¹⁷⁾ confirman a cualquier temperatura la rugosidad de la lámina de acero recubierta es alta, cuando la rugosidad de la superficie de la lámina es alta. Esto sugiere que la nucleación y el crecimiento de los cristales intermetálicos Fe-Zn durante el proceso de termogalvanizado están influenciados por la rugosidad del sustrato. Además se dice que a mayores temperaturas en el horno de inducción, resultan menores rugosidades superficiales sobre el recubrimiento. Este efecto pudiera ser debido a la influencia de la temperatura sobre la composición química de la fase del recubrimiento.

A bajas temperaturas (alrededor de 475°C), el recubrimiento está compuesto de una mezcla de aproximadamente 50-50% de las fases δ y ζ . A temperaturas intermedias (alrededor de 495°C), la cantidad de la fase ζ disminuye y el recubrimiento principalmente está compuesto de la fase δ . A temperaturas más altas, el volumen de la fase δ disminuye en la misma proporción que la fase Γ crece en la interfase acero-recubrimiento⁽¹⁷⁾.

El tamaño de los cristales intermetálicos se afecta también por la temperatura del horno de inducción, ya que a menores temperaturas (470°C) se producen cristales (Fe-Zn) más grandes que a altas temperaturas (523°C)⁽¹⁷⁾.

Algunas investigaciones realizadas como la de Tatsuya Kanamaru⁽¹⁵⁾ demuestran que la fase Γ_1 es más delgada a 500° C y más gruesa a temperaturas menores o mayores, mientras que la fase ζ crece en espesor a temperaturas más bajas y no se forma por encima de 530°C.

También se encontró que la temperatura óptima en el horno de inducción era de aproximadamente 500° C. Ya que a esta temperatura no hay crecimiento de la fase ζ y tan rápido como la fase líquida, el recubrimiento podría ser enfriado bruscamente, antes que la fase Γ_1 iniciará su crecimiento. Chiaki Kato⁽¹⁸⁾ mostró resultados similares a los de Tatsuya⁽¹⁷⁾, en cuanto que al incrementar la temperatura se incrementa la fase Γ y la fase ζ tiende a disminuir.

La operación de laminación superficial se usa comúnmente para regular la rugosidad final de la lámina termogalvanizada, aunque cabe mencionar que la rugosidad está relacionada con los porcentajes de los espesores en los intermetálicos, así como de las temperaturas del procesamiento previo, además de que sólo se puede realizar esta laminación de forma muy ligera, ya que la fase Γ es muy frágil, por lo que es uno de los factores principales a considerar en la laminación para el acabado final⁽¹⁷⁾.

Otro factor importante es el tiempo durante el cual se sostiene la temperatura para que la reacción de difusión atómica se siga realizando, ya que en mucho depende de éste para controlar el espesor de la fase Γ , como se muestra en la Figura 2.15, la cual muestra un desarrollo del crecimiento del espesor de los intermetálicos, para diferentes tiempos de permanencia a una misma temperatura⁽³²⁾. Aunque para éste caso el incremento en el espesor de los intermetálicos se debe al tiempo de permanencia, de la misma manera se incrementan los espesores, sólo que dependen de las condiciones a las que esté expuesto el material, ya que dependiendo de las condiciones, dependerán los mecanismos de difusibilidad atómica que se activaran los diferentes mecanismos de transporte de átomos, para cada una de las interfases del recubrimiento.

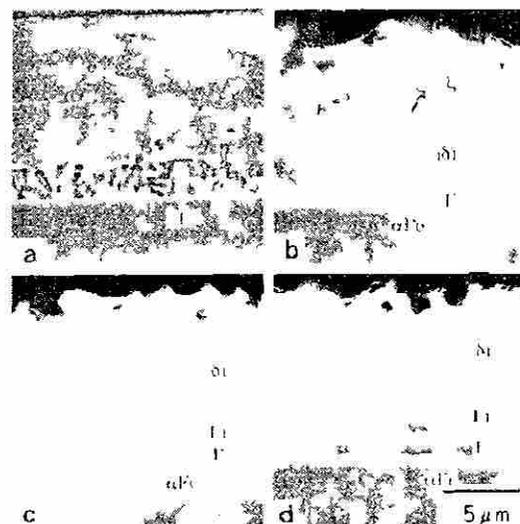


Figura 2.15.- Cambio de la microestructura en la sección transversal de un recubrimiento termogalvanizado con una concentración de Al en la paila de 0.1% en masa⁽³²⁾, a).- Galvanizado, b).- Termogalvanizado por 15 s, c).- Termogalvanizado por 65 s, d).- Termogalvanizado por 300 s.

Se pueden notar cambios considerables en la rugosidad del material después de ser laminado, seguido del proceso del termogalvanizado, esto permite reducir la rugosidad de 1.38 μm a niveles de 0.8 μm que son considerados aceptables para aplicaciones donde la buena apariencia es deseada después del pintado⁽¹⁷⁾.

Tatsuya Kanamura⁽¹⁵⁾ reportó el efecto de la velocidad de calentamiento en el proceso de termogalvanizado sobre la formación de las fases ζ y Γ_1 . En el cual la formación de la fase ζ y Γ_1 disminuyen con el incremento de la velocidad de calentamiento.

Chang⁽¹⁹⁾ mostró resultados similares a los de Kanamaru⁽¹⁷⁾ en donde el contenido de Fe presente en el recubrimiento podría variar de 2 a 3% (en peso), dependiendo de la velocidad de enfriamiento utilizada.

CAPÍTULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA

3.1 INTRODUCCIÓN.

La soldadura por resistencia consiste de la unión de dos o más piezas de metal por la aplicación de calor y algunas veces de presión. Este tipo de unión abarca una parte del arte de la soldadura, en la cual el calor generado entre las partes que van a ser soldadas es generado por la resistencia que ofrecen las partes al flujo de la corriente. Esta difiere de otras formas de soldadura, en que no utiliza ningún tipo de fundente o flujo de gas, además de que no genera escorias. Por esto el análisis metalográfico no es tan difícil, ya que hay menor cantidad de elementos involucrados en el proceso. El proceso de resistencia eléctrica difiere de los procesos de fusión al depender de la aplicación de fuerza para forzar los materiales a estar juntos al ser soldados. El efecto de la fuerza es el refinamiento de la estructura granular, produciendo una soldadura con propiedades físicas, en muchos de los casos, igual a las del material base y otras veces, superiores.

La soldadura por resistencia eléctrica es un proceso meramente metalúrgico. Ordinariamente el hierro ha sido descrito como una suspensión de cristales de ferrita de composición variable en una matriz de sus propias impurezas, y es la matriz de impurezas la cual incrementa la magnitud de la resistencia eléctrica de todos los materiales, es por ello la importancia de las impurezas así como del acabado superficial

que variará de igual forma la resistencia al no asegurar una buen área de contacto cuando el acabado superficial es muy rugoso.

3.2 PROCESOS DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA.

A continuación se mencionaran brevemente algunos de los procesos más importantes de soldadura por resistencia.

Uniones Traslapadas. Este es un método en el cual los electrodos conducen la corriente para la soldadura y al mismo tiempo aplican la fuerza para asegurar el contacto de las partes a unir. Este método no sólo incluye una clase de traslapes, sino también cualquier clase de traslapes de hojas de metal, platos, barras, en las cuales la soldadura no está hecha de filo a filo o de punta a punta en el material⁽³⁵⁾.

Soldadura de Punto. La soldadura por puntos es la más ampliamente utilizada y se efectúa con los electrodos, los cuales regularmente están estacionarios, mientras la soldadura se genera⁽³⁵⁾.

Soldadura por Proyección. Debido a la formación de proyecciones en una o ambas partes de trabajo, la ruta de la corriente de trabajo es localizada en las áreas de proyección. Esto permite el uso de electrodos planos, como si fuese un dado, para producir la soldadura⁽³⁵⁾.

Soldadura de Pulsación. Normalmente un punto o proyección de soldadura es hecha con la simple aplicación o impulso de corriente. Sin embargo el flujo de corriente es interrumpido y reaplicado una o varias veces sin liberar la fuerza en los electrodos, por lo que una soldadura de pulsación es obtenida⁽³⁵⁾.

Soldadura de Costura. Es muy similar a la soldadura de puntos, pero los electrodos (discos) giran y regularmente están en movimiento rotatorio, mientras la soldadura se efectúa⁽³⁵⁾.

Soldadura Rotatoria por Puntos. Si la interrupción de la corriente es usada- sin considerar si las ruedas giran continuamente o intermitentemente- y si el sincronizado es efectuado para que las soldaduras no se traslapen, la soldadura es llamada, soldadura rotatoria por puntos⁽³⁵⁾.

Soldadura de Junta a Tope. La soldadura se efectúa en los extremos de las barras o los filos de las placas. Los electrodos introducen la corriente a las dos partes de trabajo, además podría usarse la aplicación de fuerza para asegurar el área de contacto en los extremos, algunas veces la fuerza es aplicada mediante los electrodos y otras por mecanismos auxiliares⁽³⁵⁾.

Soldadura por Chispa. Si dos rodillos o barras son empalmadas punta con punta, con los extremos haciendo un ligero contacto cuando la corriente es aplicada, una acción de destello es efectuada. Cuando éste destello se realiza una ligera cantidad del material fundido es expulsada, requiriendo que una de las piezas sea movida hacia la otra para mantener la acción del destello. Como ésta inicia en los extremos del material de trabajo, las dos piezas alcanzan la temperatura de la soldadura en cuanto el tiempo y fuerza son aplicados, completando así el proceso⁽³⁵⁾.

Soldadura de Trastorno. Si las dos barras o rodillos, son empalmados extremo con extremo, en dados o electrodos, manteniendo el contacto en los extremos cuando la corriente y fuerza son aplicadas, la unión resultante será una soldadura de trastorno⁽³⁵⁾.

Soldadura de Percusión. Es usualmente clasificada como un proceso de soldadura por resistencia, aunque en realidad no lo es, puesto que no hay generación de calor debido a la resistencia eléctrica de las piezas de trabajo. A pesar de esto el calor requerido es generado por un arco creado con las piezas de trabajo, las cuales forman un

arco entre ellas, cuando las superficies alcanzan la temperatura requerida la acción de la fuerza aplicada por los electrodos sobre las piezas de trabajo, asegura la unión de las partes⁽³⁵⁾.

3.3 FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA.

La soldadura por definición es en la ingeniería el procedimiento por el cual dos o más piezas de metal se unen por aplicación de calor, presión, o una combinación de ambos, con o sin aporte de otro metal, llamado metal de aportación, cuya temperatura de fusión es inferior a la de las piezas que han de soldarse.

Una soldadura por resistencia, está hecha bajo la aplicación de fuerza, la cual es sostenida hasta que la zona de soldadura solidifica, la estructura del grano resultante es, por esto, de un orden mayor que la que se puede encontrar en una soldadura con material de aporte.

En un esfuerzo por entender la naturaleza de la soldadura por resistencia y como es que ésta se efectúa, lo mejor es considerar el proceso más simple de soldadura por resistencia, el cual es la soldadura de resistencia por puntos. El principio básico aplica a el resto de los demás procesos de soldadura por resistencia y a los métodos de calentamiento, excepto al los métodos de soldadura de percusión y de destello.

Generación de calor. Un punto de soldadura se realiza ejerciendo una presión sobre una o varias hojas de metal traslapadas, mientras una corriente eléctrica pasa a través de una área de contacto localizada (entre las laminas) con la finalidad de calentar el metal para formar el botón de soldadura⁽³⁵⁾.

Uno de los principios de la soldadura por resistencia eléctrica es la rápida generación de calor en la zona de soldado, tanto que la cantidad de calor mínima se disipa por conducción al material adyacente. Esto requiere una rápida velocidad de generación de

calor y se efectúa con la aplicación de un alto valor en la corriente de soldadura bajo un periodo de tiempo muy reducido. Otro principio es el de generar más calor en la zona a soldar que en otra parte de la maquinaria utilizada⁽³⁵⁾.

La teoría para desarrollar los dos principios mencionados está dada de la siguiente manera: la energía calorífica es generada donde un flujo de corriente pasa a través de una resistencia eléctrica. La velocidad a la cual el calor está siendo generado está dada por la siguiente ecuación⁽³⁵⁾:

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

donde:

- W = Potencia eléctrica en watts.
- I = Corriente en amperes.
- R = Resistencia en ohms.

Si la potencia es aplicada en un intervalo de tiempo, el calor generado en la resistencia está dado por⁽³⁵⁾:

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

donde:

- Q – Watt-segundos o Joules.
- t – Tiempo en segundos.

Es evidente en la ecuación (3.2) que la magnitud de la energía calorífica generada puede ser variada, cambiando cualquiera de las tres variables de la ecuación. La corriente (I) y el tiempo (t), pueden ser variados por el ajuste de parámetros en la maquinaria, mientras que el valor de la resistencia (R), está dado por la resistencia de las

piezas de trabajo. Éste valor de resistencia, el cual está presente en el circuito secundario de la máquina soldadora, existe de dos formas: uno es la resistencia volumétrica del material en el circuito, incluyendo las piezas de trabajo (láminas) y el otro es la resistencia interfacial de las superficies en contacto. Los cuales serán explicados a continuación⁽³⁵⁾.

Todos los materiales tienen algún grado de resistencia al flujo de la corriente. La resistencia ofrecida a la corriente directa es conocida como resistividad y es la resistencia de un volumen estándar medido a una temperatura conocida está en función de la composición química del material y varía con la temperatura. La resistencia es mayor en el flujo de corriente alterna, debido a las corrientes parásitas generadas en el interior del conductor. Esto es conocido como el efecto de piel y aumenta con el incremento de frecuencia en la corriente y se incrementa en el área del conductor. Esta corriente es nombrada resistencia efectiva y es directamente proporcional a la longitud del conductor e inversamente proporcional a la sección transversal (área), considerando el efecto de piel si es que está presente⁽³⁵⁾.

Entre los materiales más comunes, el cobre tiene el valor de resistividad más bajo y es utilizado como base de comparación con otros metales. Con éstos propósitos el recíproco de la resistividad es utilizado y es conocido como conductividad en la que el cobre tiene una asignación del 100%, superior al de un acero común que tiene alrededor del 10%. Entonces, una corriente dada pasando a través de volúmenes iguales y áreas de sección transversal iguales de cobre y acero, resultará en la generación de energía calorífica aproximadamente diez veces más grande en el acero que en el cobre⁽³⁵⁾.

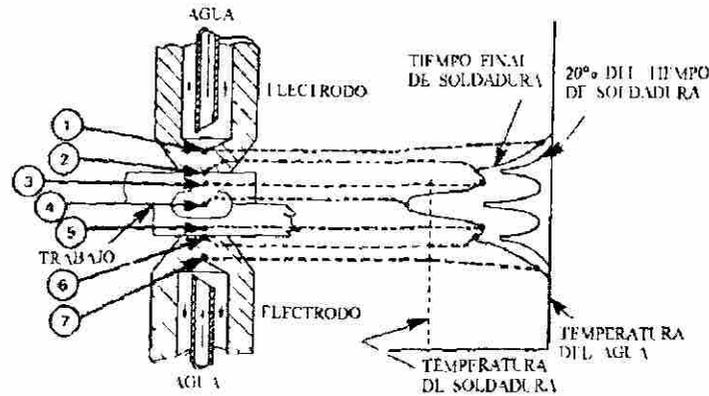
La resistencia interfacial es la resistencia que se opone al flujo de la corriente a través de las superficies de contacto de los dos materiales. El valor varía dependiendo de la composición del material, condición superficial, área de contacto y presión ejercida sobre los materiales a soldar. En general, esta resistencia sigue la resistividad volumétrica de los metales involucrados. Por ejemplo, la misma área de contacto sometida a la misma presión de superficie de cobre-cobre, usualmente tiene mucho

menor resistencia que una superficie de contacto entre acero-acero o cobre-acero. Es importante notar que la resistencia interfacial puede variar considerablemente debido a la contaminación superficial y a las condiciones físicas, (paralelismo, rugosidad)⁽³⁵⁾.

Si se cuenta con un buen diseño del equipo para soldar, además de experiencia y una selección correcta de los electrodos, la resistencia interfacial de las piezas de trabajo es usualmente mayor que la resistencia volumétrica de cualquier sección del circuito secundario y también mayor que cualquier otra superficie de contacto (electrodo-lámina)⁽³⁵⁾.

Todas las resistencias involucradas en el circuito secundario de la maquinaria se consideran que forman un circuito en serie y, puesto que la misma corriente pasa a través de ellas, el calor generado en cualquier sección es proporcional al valor de la resistencia en ese punto. Entonces la energía calorífica generada en la zona de contacto lámina-lámina, es mayor que en cualquier otro punto en el circuito secundario y durante la primera parte del intervalo de soldadura es responsable de la mayoría del calor generado en la zona de soldado⁽³⁵⁾.

El incremento en el tiempo de soldado incrementa la resistencia volumétrica efectiva de la zona de soldadura debido a que el incremento en la temperatura es proporcional al tiempo de soldadura y a la magnitud de la corriente de soldadura⁽³⁵⁾. El calor generado en el resto del circuito secundario es una pérdida energética, la cual es disipada por radiación, convección o conducción ayudada por el agua de enfriamiento utilizada en el proceso. La Figura 3.1 muestra un arreglo típico en el cual hay siete tipos de resistencias conectadas en serie, las cuales se describirán a continuación⁽³⁵⁾.



1. Electrodo superior.
2. Contacto superficial entre el electrodo superior y la hoja de metal superior.
3. Hoja de metal superior.
4. Contacto superficial entre las hojas de metal (superior e inferior).
5. Hoja de metal inferior.
6. Contacto superficial entre la hoja de metal inferior y el electrodo inferior.
7. Electrodo inferior.

Figura 3.1.- Gradiente de temperatura de una soldadura por puntos⁽³⁵⁾.

El calor será generado en cada una de las secciones en la proporción que éstas presenten su resistencia. Sin embargo, el calor de soldadura es sólo generado en el punto

(4), mientras que en el resto de los puntos se trata de minimizar. Refiriéndose a la Figura 3.1, en el inicio del proceso de soldadura, la temperatura en todos los puntos es representada por la línea vertical marcada “temperatura del agua”. El punto con una mayor resistencia es el punto (4); por lo que el calor es rápidamente generado en este punto. Los puntos (2) y (6) son los siguientes en magnitud de resistencia, por lo que una alta temperatura es rápidamente alcanzada también en éstos, pero no tan rápido como en el punto (4)⁽³⁵⁾.

Deberá de notarse que el calor generado en (2) y (6) es rápidamente disipado debido a la cercanía que tiene con el agua de enfriamiento que existe en los electrodos (1) y (7), mientras que el calor en el punto (4) es parcialmente atrapado y la disipación es mucho más lenta. Por lo tanto, mientras el proceso sigue, la velocidad de calentamiento en el punto (4) es mayor que en cualquier otro punto del circuito secundario. La temperatura

149043

en el punto (4) es indicada por la línea vertical punteada. En una soldadura perfectamente controlada, la temperatura de soldadura sería alcanzada por una área minuta sobre la superficie de contacto lámina-lámina y crece en forma de un botón conforme el tiempo progresa⁽³⁵⁾.

De lo anterior viene la importancia del sincronizado el cual es evidente. La situación ideal es en la cual la temperatura máxima es alcanzada en el punto (4), y en todos los demás puntos es mínima. Esto es lo que conlleva a hacer las siguientes consideraciones:

1. **Electrodos.** Estos deberán tener una alta conductividad eléctrica, para mantener el calor interno generado en un mínimo, una alta conductividad térmica para disipar rápidamente el calor generado en las zonas (2) y (6). Deberán tener una resistencia física para la deformación causada por las altas fuerzas a que están sujetos⁽³⁵⁾.

2. **Superficies de contacto.** Estas son las zonas (2) y (6). Aquí también la resistencia eléctrica deberá tener un valor mínimo. Esto se hace de dos formas: *primera*, teniendo una superficie plana y limpia; *segunda*, controlando la fuerza del electrodo. Haciendo referencia en la curva mostrada en la Figura 3.2, en la cual se presentan los gradientes de temperatura, si las superficies estuvieran sucias, escamosas o con hoyos, la temperatura en esos puntos se incrementaría tan rápido como la de la interfase lámina-lámina, resultando en una expulsión del material, disminuyendo así la vida del electrodo. Si las superficies del material fueran magnificadas, éstas aparecerían como un cuerpo muy rugoso. Cuando la interfase lámina-lámina está sujeta a fuerzas ligeras, ésta pudiera tener sólo un pequeño porcentaje del área total de contacto. Con el incremento de la fuerza, la rugosidad disminuye por el aplastamiento, asegurando así una mayor área de contacto y por lo tanto disminuyendo la resistencia eléctrica en la interfase lámina-lámina. La solución ideal sería controlar separadamente la fuerza aplicada en la interfase lámina-lámina, y la fuerza aplicada en la interfase electrodo-lámina. Sin embargo, sólo para algunas aplicaciones, el

material del electrodo es más suave que el material de trabajo; por lo que, la aplicación de una fuerza dada resultará en un mejor contacto en la interfase electrodo-lámina, que en la interfase lámina-lámina. En algunas aplicaciones esto representa una ventaja, por el aumento en la resistencia de las interfases, disminuyendo así la corriente eléctrica necesaria del proceso⁽³⁵⁾.

3. **Materiales de trabajo.** En lo mencionado anteriormente, se supone que los electrodos son cuerpos idénticos además que las piezas de trabajo son del mismo espesor y material. Si esta relación fuera cambiada, el gradiente de temperaturas mostrado en la Figura 3.1, no sería simétrico⁽³⁵⁾.

4. **Tiempo.** Una vez que la energía calorífica es igual a la potencia multiplicada por el tiempo durante el cual ésta es aplicada, como se especifica en la ecuación (3.2), el tiempo durante el cual la corriente fluye viene a ser uno de los factores que controlan la energía calorífica total. En la curva del gradiente de temperatura (Figura 3.2), ésta se mueve hacia la izquierda desde el punto de inicio (línea vertical sólida), si el tiempo es sostenido la temperatura en la zona (4) pasará el punto de ebullición en áreas pequeñas del material de trabajo (superficies entre las láminas), generando burbujas de aire. El resultado será la expulsión de partículas de material. Si los puntos de contacto (2) y (6), están escamosos o con hoyos, el mismo efecto se producirá en estas zonas. Una aplicación continua de corriente producirá que los picos sean menos pronunciados, mientras que el botón de soldadura crecerá completamente hacia las caras de los electrodos y las zonas (3) y (5) presentarán un comportamiento plástico, resultando en una severa penetración de los electrodos sobre el material de trabajo (láminas). En las ecuaciones (3.1) y (3.2), se muestra que el calor generado es proporcional al cuadrado de la corriente, por lo que despreciando las pérdidas, duplicando la corriente, cuadruplicará el calor generado para un mismo intervalo de tiempo. Para una cierta capacidad, el tiempo y la corriente son complementarios, esto significa que una variación en el calor generado, estará dado por la variación de la corriente o el tiempo. Sin

embargo debe recordarse que la transferencia de calor es cuestión de tiempo y que en el desarrollo del botón de soldadura, el valor del tiempo no puede ser acortado mucho, a menos que exista un incremento en la corriente. El primer efecto de insuficiencia en el tiempo se nota cuando el calor se genera muy rápidamente en las tres superficies de contacto, lo que produce un deterioro sobre las caras de los electrodos en formas de hoyos y discontinuidades superficiales. En el instante en que cesa la corriente, cesa la generación de calor y comienza el enfriamiento. Debido a la capacidad térmica del agua de enfriamiento en los electrodos, éstos regresan rápidamente a la temperatura de enfriamiento. Las superficies de contacto (2) y (6) conducen el calor a los electrodos, por lo que casi inmediatamente nivelan los picos de estos puntos y el centro gradualmente se enfría. La velocidad de enfriamiento se determina por las mismas condiciones que gobiernan la cantidad de calor de entrada. Si los electrodos fueran levantados inmediatamente después de que el flujo de corriente cesa, éstos quedarían imposibilitados de absorber el calor de la soldadura, los picos en las superficies de los electrodos se incrementan, los valles entre los picos desaparecen y el enfriamiento se retarda. También una vez que la fuerza es liberada mientras el material de la soldadura aún está en su estado líquido o plástico, la soldadura sería de baja calidad. La velocidad de enfriamiento de la soldadura tiene un efecto en la resistencia mecánica del botón de soldadura, se puede variar el tiempo de sostenimiento de los electrodos, con la finalidad de variar las propiedades mecánicas así como la microestructura del botón de soldadura. En la Figura 3.2 se muestra el efecto que causa el tiempo de aplicación de corriente durante el proceso contra el esfuerzo cortante sobre la soldadura⁽³⁵⁾.

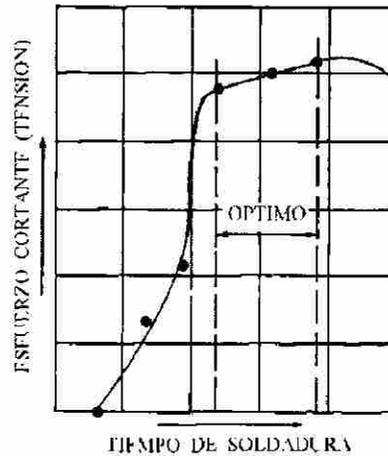


Figura 3.2.- Relación entre el tiempo de aplicación de corriente contra la resistencia al esfuerzo de tensión en el botón de soldadura⁽³⁵⁾.

5. **Fuerza en los electrodos.** Como se muestra en la Figura 3.3, para una geometría dada de los electrodos así como para una supuesta condición superficial, la resistencia superficial es aparentemente inversamente proporcional a la fuerza de los electrodos. Si la forma de la cara de los electrodos es en forma radial, se requiere de grandes fuerzas para incrementar el área de contacto, disminuyendo así la densidad de corriente. Es por esto que un incremento en la fuerza de los electrodos reduce el calor generado⁽³⁵⁾.

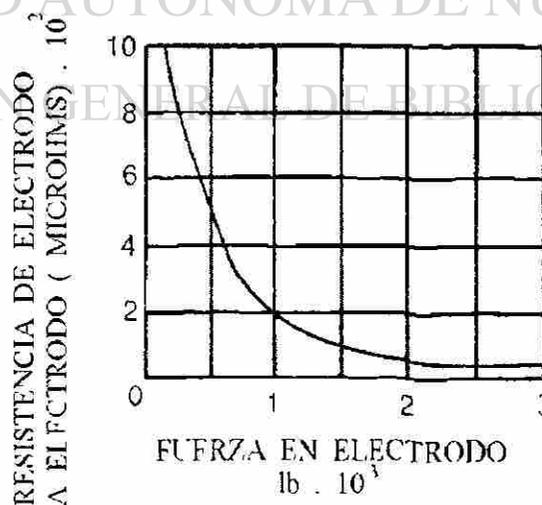


Figura 3.3.- Relación entre la fuerza de los electrodos y la resistencia que se genera en la superficie de contacto⁽³⁵⁾.

6. **Efecto de desviación.** En la discusión anterior se consideraron a los componentes resistivos del circuito secundario en serie. Esto hace recordar la investigación del efecto de las resistencias en paralelo. En el caso de un solo punto de soldadura, algunas condiciones están implicadas. Si el segundo punto de soldadura es hecho muy cerca del primero, habrá un efecto de desviación de corriente, el cual es equivalente a dos resistencias en paralelo. De acuerdo a la ley de Ohm, la corriente pasará a través de las dos rutas, en una proporción inversamente proporcional a la resistencia que éstas ofrezcan al flujo de la corriente. La primera soldadura elaborada elimina la resistencia en las interfases lámina-lámina del primer punto y, puesto que las superficies de contacto de los electrodos son las mismas, la división de corriente dependerá de la distancia que exista entre el primer botón de soldadura y el área de contacto que se crea para generar el segundo botón de soldadura. De este modo se aprecia en la Figura 3.4 que el metal entre los electrodos viene a ser un circuito dividido; parte de la corriente viaja a través de la ruta A mientras que la restante lo hace a través de la ruta B. Si la distancia A es larga, su resistencia comparada con B será alta y si la distancia A es pequeña una considerable cantidad de corriente será desviada por el punto del primer botón de soldadura.

Otro factor que no debe ser descuidado es que la ruta B tiene un incremento de temperatura, por lo que su resistencia aumenta, aumentando la posibilidad de que el efecto de desviación se realice en el punto A⁽³⁵⁾.

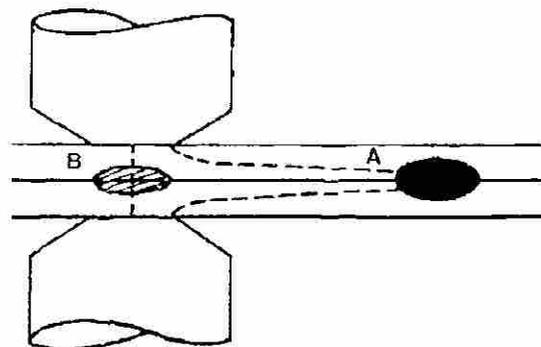


Figura 3.4.- Efecto de la desviación de la corriente entre el primer y segundo botón de soldadura⁽³⁵⁾.

3.4 SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

La fabricación mediante este proceso es rápida y económica. Aunque en la producción comercial de ensamblajes está limitada al espesor de las hojas no mayores a 3.18mm ésta puede unir placas de espesores de hasta 6.35mm. La soldadura por puntos es usada para la fabricación de muchos productos elaborados con hojas de metal, especialmente en la industria automotriz en donde gran parte de la estructura del auto es ensamblada mediante este proceso⁽³⁵⁾.

3.4.1 FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

La soldadura por puntos se realiza por el paso de la corriente, por un intervalo de tiempo, a través de las piezas de trabajo desde los electrodos, los cuales aplican la fuerza durante el proceso para asegurar el contacto. La corriente permanece hasta que la fusión se realiza en la interfase lámina-lámina. La fuerza del electrodo es aplicada antes, durante y después del intervalo de aplicación de la corriente⁽³⁵⁾.

En la Figura 3.5 se muestra un dibujo simplificado del equipamiento mínimo requerido para desarrollar el proceso. Puede ser que uno o ambos electrodos estén incorporados al sistema de fuerza que es capaz de mover los brazos hacia el material de trabajo para después retirarlos, esto es para aplicar la fuerza requerida. Un dispositivo de control también es necesario para energizar el transformador por un intervalo de tiempo específico después que se aplica la fuerza, así mismo deberá liberar la fuerza después de un intervalo de tiempo para el cual cesa la corriente en el circuito⁽³⁵⁾.

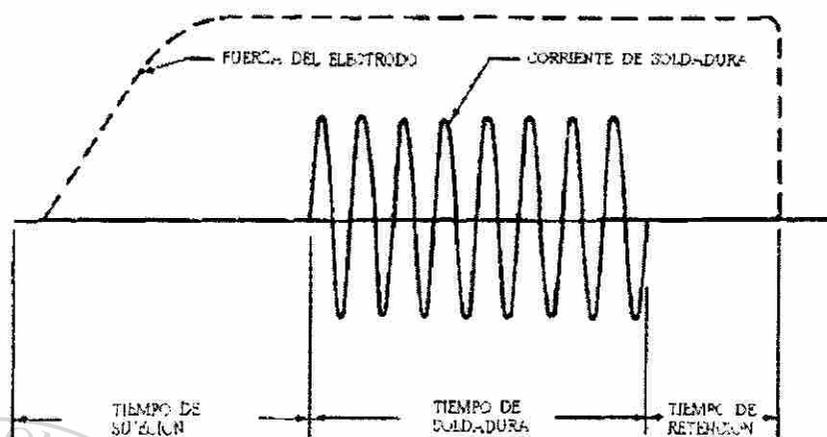


Figura 3.7.- Intervalos de tiempo de aplicación de fuerza y corriente durante el proceso de soldadura por puntos⁽³⁵⁾.

3.5 INFLUENCIA INDIVIDUAL DE PARÁMETROS EN EL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

3.5.1 INFLUENCIA DE LA CORRIENTE.

Un incremento en la corriente, manteniendo el resto de los parámetros constantes incrementa la resistencia de la soldadura y el diámetro del botón. Sin embargo, a altas corrientes la resistencia de la soldadura comienza a decrecer, ya que una vez que se excede su valor máximo, en el cual la expulsión del material se produce, la cantidad de material retenida en el botón decrece⁽³³⁾.

3.5.2 INFLUENCIA DEL TIEMPO DE FLUJO DE CORRIENTE.

El tiempo de aplicación de corriente afecta a la resistencia de la soldadura, además de variar el diámetro del botón, el tiempo se mide en ciclos (1ciclo = 1/60s). Manteniendo

la corriente y la fuerza de los electrodos constantes, un incremento en el tiempo aumenta la resistencia mecánica del botón soldado, hasta un límite que tiende a permanecer constante. Ligeros incrementos en el tiempo aumenta el diámetro del botón. Debido a un incremento en la resistencia eléctrica de la interfase lámina-lámina una gran cantidad de calor se concentra en éste punto, hasta una temperatura donde comienza a derretirse el material. Una vez que la fundición del material de la interfase se lleva a cabo, la resistencia eléctrica desaparece y el botón de soldadura comienza a crecer. La resistividad del material dependerá de las propiedades del líquido y de su cantidad volumétrica. Un aumento excesivo en el tiempo resultará en un sobrecalentamiento en la interfase electrodo-lámina provocando una disminución en la vida del electrodo⁽³³⁾.

Altas corrientes a tiempos cortos de soldadura causan sobrecalentamiento en la interfase lámina-lámina antes de que el botón sea formado. Esto ocurre a tiempos de soldadura muy cortos, dado que la difusión de calor desde la interfase al volumen del material es limitada. Por lo que hay dos escenarios en los que la expulsión se presenta⁽³⁶⁾:

1. Para tiempos muy largos, la expulsión será causada por ablandamiento del botón de soldadura, el cual no soportará la presión ejercida por los electrodos.
2. Tiempos cortos resultan en lo que se conoce como instante de expulsión, donde el sobrecalentamiento ocurre a una velocidad mucho mayor que la de disipación térmica. También puede ocurrir a corrientes bajas, cuando la resistencia de la interfase es extremadamente alta, la expulsión se genera por el excesivo calentamiento en la interfase lámina-lámina⁽³⁶⁾.

3.5.3 INFLUENCIA DE LA FUERZA DEL ELECTRODO.

La fuerza de los electrodos afecta la resistencia mecánica del botón de soldadura, especialmente a bajas corrientes de soldadura. Un incremento en la fuerza del electrodo asegura una mayor área de contacto, disminuyendo la resistencia eléctrica desde el inicio

del proceso, lo cual provocará que sea necesaria una mayor corriente para fundir al material, por lo que inhibe el calentamiento y el crecimiento del botón y provoca la reducción en la resistencia mecánica del botón de soldadura⁽³³⁾.

La fuerza óptima de los electrodos es la que produce el intervalo de corrientes de soldadura más amplio, y está determinada por la resistencia mecánica del mismo material. Aunque es de esperarse que a mayores fuerzas, menor será el tiempo de soldado, no siempre es lo más conveniente, ya que se disminuye la resistividad aumentando la corriente del proceso, además de disminuir considerablemente la vida de los electrodos debido a las altas corrientes y grandes cargas aplicadas⁽³⁶⁾.

3.6 DESGASTE EN LOS ELECTRODOS.

Recientes investigaciones⁽³⁴⁾ han demostrado que todos los parámetros afectan la vida del electrodo, aunque la corriente parece ser el parámetro más dominante, y que los aceros que requieren más corriente para ser soldados presentan tiempos de vida del electrodo más cortos. Los factores que parecen afectar la corriente del proceso aparentemente son el espesor de las hojas de metal, la resistividad, y la dureza superficial del material. Las bajas corrientes están asociadas con aceros termogalvanizados espesos en la capa de Zn, ya que tienen una mayor resistividad y superficies más duras.

Los diseñadores de los automóviles han especificado en los últimos años aumentos en la cantidad del Zn en el recubrimiento de las hojas de metal con la finalidad de proteger las estructuras ante el ataque corrosivo al que serán expuestas. Los aceros aleados con Zn son generalmente más difíciles de soldar y los electrodos utilizados frecuentemente requieren revestimientos o reemplazarse a tiempos de vida relativamente cortos, comparados con los utilizados en procesos de soldadura de aceros sin recubrimientos. El acelerado desgaste en los electrodos utilizados en hojas de metal con recubrimiento de Zn está asociado con cambios indeseados en las propiedades eléctricas, mecánicas y térmicas debido a la contaminación de Zn aportada desde la lámina hacia el electrodo⁽³⁴⁾.

La vida del electrodo está determinada por la velocidad a la cual el diámetro de la cara del electrodo aumenta. También se puede determinar por el encogimiento del botón de soldadura el cual puede ser evaluado en un examen de tensión⁽³⁴⁾.

3.6.1 FORMACIÓN DE LATÓN EN LA CARA DEL ELECTRODO.

La aleación de Cu-Zn del electrodo tiende a reaccionar con la capa de Zn que se encuentra en la superficie de la lámina. La aleación de Cu-Zn (latón) formada como resultado de ésta reacción es más suave y presentará baja conductividad eléctrica y térmica. El latón es expulsado rápidamente (hacia fuera) durante el inicio del proceso⁽³⁴⁾.

3.7 CURVA DINÁMICA DE RESISTENCIA.

La curva dinámica de resistencia eléctrica mostrada en la Figura 3.8, describe el comportamiento resistivo de las siete resistencias que se encuentran relacionadas en el proceso (resistencias en serie en el circuito secundario)⁽³⁷⁾.

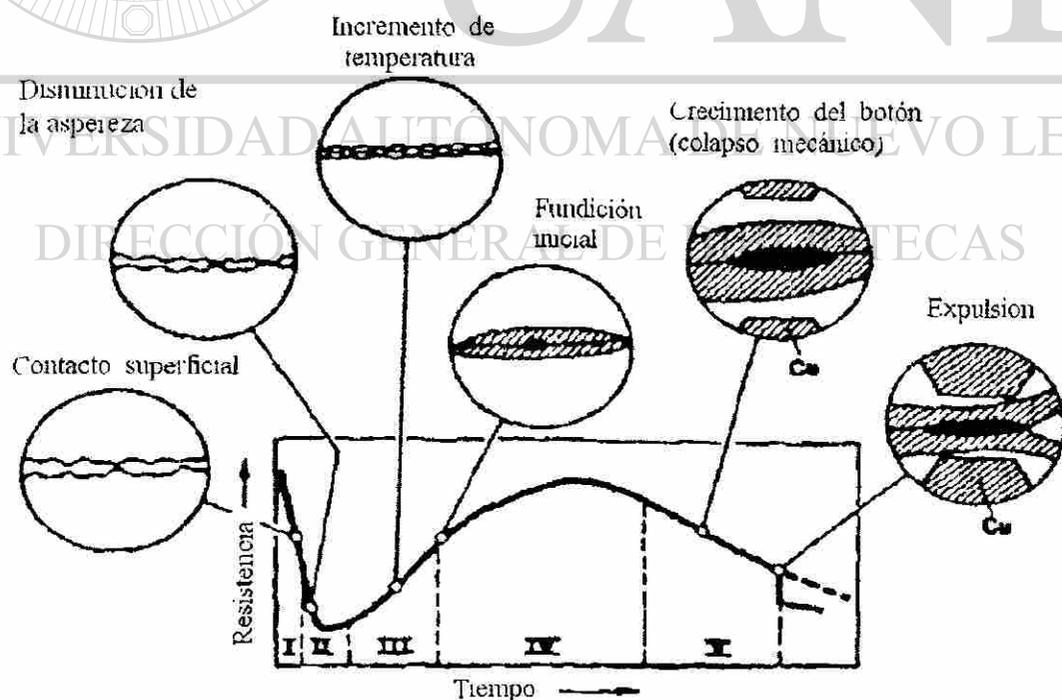


Figura 3.8.- Etapas de la curva dinámica de resistencia eléctrica⁽³⁷⁾.

A continuación se describirán cada una de las etapas a través de las cuales la resistencia eléctrica del proceso varía.

En la primera etapa las láminas se ponen en contacto bajo la presión ejercida por los electrodos, la cual crea áreas de contacto eléctrico en los puntos donde se encuentran las asperezas superficiales. Bajo condiciones normales existen algunos contaminantes en la superficie de la lámina como películas de óxidos, como éstas son aislantes, la resistencia inicial será muy alta. Por lo que la generación inicial de calor será concentrada en los puntos de contacto. El calor generará que la superficie contaminada desaparezca⁽³⁷⁾.

Después que los contaminantes desaparecen de la superficie comienza la segunda etapa, el calor se concentra en la superficie lámina-lámina. Tan pronto como el calor se incrementa, las asperezas se suavizan y el área de contacto se incrementa, causando un decremento en la resistencia, al mismo tiempo el calor fluye radialmente desde estas zonas de contacto hacia el material (acero) causando un incremento en temperatura resultando en un incremento de resistencia eléctrica. La interacción entre estos dos mecanismos determina si la resistencia del volumen dinámico aumenta o disminuye. Generalmente el efecto del incremento en la temperatura dominará y la resistencia total comenzará a incrementar⁽³⁷⁾.

En la tercera etapa la resistencia aumenta con el incremento de la temperatura hasta que se comienza a formar la fase líquida del material que dará origen al botón de soldadura⁽³⁷⁾. En la cuarta el botón crece hasta que el material sólido que rodea el botón líquido no puede soportar la fuerza aplicada. En este punto el colapso mecánico ocurre (expulsión)⁽³⁷⁾. Después del colapso mecánico en la quinta etapa, el material residual fundido tratará de formar un nuevo botón de soldadura ya que el material colapsado es expulsado del área de contacto⁽³⁷⁾.

3.8 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS RECUBIERTOS.

En los últimos años se ha incrementado la cantidad de cinc en los aceros recubiertos, con el propósito de incrementar la protección contra la corrosión^(43, 44). Durante la

soldadura de un acero recubierto galvanizado, el cinc presente en la interfase lámina-lámina se funde y se desplaza radialmente de la zona soldada (halo). Esta zona de cinc fundido que rodea la soldadura, desvía algo la corriente alrededor de la zona soldada, provocando un decremento de la corriente disponible para formar la soldadura. Por ello se requiere una mayor densidad de corriente para generar la unión en un acero recubierto⁽⁴⁴⁾.

Otro de los aspectos a considerar para mejorar la soldabilidad de un acero recubierto consiste en fijar los parámetros de operación de una línea de galvanizado, limitando la concentración de aluminio en el baño de cinc fundido a 0.15% (peso), lo cual puede minimizar la cantidad de aluminio presente en el recubrimiento, por lo tanto disminuye el espesor de la capa de Zn y mejora la soldabilidad de la lámina galvanizada⁽⁴⁵⁾. Debido a la alta resistencia eléctrica del recubrimiento, los aceros recubiertos requieren corrientes y tiempos de soldadura mayores que los aceros no recubiertos, por lo que incrementan el grado de aleación y la difusión del recubrimiento de Zn al electrodo.⁽⁴⁶⁾

3.9 FALLAS EN SOLDADURAS.

La calidad de las soldaduras por resistencia es afectada por muchas variables, incluyendo las propiedades del material a soldar, rugosidad y limpieza de la superficie, tamaño y forma de los electrodos, así como los parámetros de la máquina que determinan los tiempos, la presión ejercida en los electrodos y la magnitud de la corriente. Cambios en un 10% de cualquiera de las variables es suficiente para hacer la soldadura inaceptable, como pudiera ser no cumplir con la mínima resistencia a la tensión o resistencia al impacto. Algunas de las posibles causas de fallas en la soldadura por resistencia se describirán continuación⁽⁴⁶⁾.

Inclusiones.- Contaminantes presentes en la superficie como lo son suciedad, óxidos, escorias, ciertos tipos de recubrimientos y, en algunos casos, aceite o grasa pudieran causar inclusiones en la soldadura. Estas inclusiones se pudieran generar en la interfase lámina-lámina o electrodo-lámina. La falla causada por inclusiones depende de su

cantidad, tamaño, localización en la microestructura de la zona soldada, así como sus propiedades de punto de fusión e intervalo de ablandamiento. Las inclusiones que se encuentran en estado líquido a la temperatura de fusión de la zona soldada y llegan a penetrar en los límites de grano son particularmente dañinas.

Porosidad.- Algunas inclusiones pueden llegar a generar porosidades, las cuales son consideradas indeseables, pero si se exceden ciertas restricciones en tamaño, la soldadura llega a ser totalmente inaceptable. Parámetros de soldadura mal establecidos en la máquina de soldar causan porosidad debido a un calor excesivo.

Penetración inadecuada.- La penetración de las partes soldadas no es comúnmente especificada, excepto en la industria aeronáutica. La penetración inadecuada es el resultado de una baja densidad de corriente en la soldadura, principalmente debido al desgaste de los electrodos, desviación de corriente, presión excesiva o por material no adecuado.

Grietas.- Las soldaduras que presentan grietas son generalmente resultado del sobrecalentamiento, una inapropiada fuerza de aplicación de los electrodos o por el uso de procedimientos de soldadura inadecuados a los materiales sensibles a las grietas.

Grietas en caliente son poco comunes en las soldaduras por resistencia, debido a que el tiempo de la muestra a alta temperatura es demasiado pequeño. Las grietas en frío pueden ocurrir cuando el metal fundido solidifica bajo una insuficiente fuerza de aplicación de los electrodos y es forzada a sufrir una mayor contracción térmica que el material base que lo rodea, demandando más deformación de la que el metal pudiera soportar. Estas grietas, si se encuentran en el borde del botón de soldadura, la debilitan considerablemente, en cambio si se encuentran en el centro del botón de soldadura no causan efecto. Las grietas pueden evitarse con un control apropiado de la fuerza de aplicación, especialmente la de forjado al final del ciclo de soldadura.

3.10 ESFUERZOS RESIDUALES EN LA SOLDADURA.

La generación de esfuerzos de contracción y la transformación de fase pueden llegar a causar grietas durante el enfriamiento brusco⁽⁴⁶⁾. Los esfuerzos residuales surgen de la contracción del metal solidificado en presencia del metal base que se encuentra a una temperatura mucho menor, por lo tanto son inevitables en los procesos de soldado. Los esfuerzos residuales pueden minimizarse con una técnica adecuada de soldadura, pero no pueden eliminarse. Los esfuerzos residuales para estar internamente balanceados, deben de ser tensiles y compresivos⁽⁴⁷⁾.

Los esfuerzos residuales no afectan la resistencia al corte. Además, en los ensayos de tensión no tienen efecto en la resistencia última o resistencia máxima a la tensión. En cambio, el esfuerzo a la cedencia pudiera verse incrementado gracias a los esfuerzos residuales compresivos netos (llámese esfuerzo neto a la suma de los esfuerzos internos y los esfuerzos externos que se aplican a las muestras). En ensayos de compresión, cuando los esfuerzos compresivos netos alcanzan el punto de cedencia, el área afectada no es capaz de resistir, tendiendo a pandearse. En el caso de esfuerzos cíclicos, los esfuerzos residuales pueden tener efecto en la resistencia a la fatiga de la muestra. La resistencia total a la fatiga puede ser dividida en tres etapas: iniciación de la grieta (1), crecimiento estable de la grieta (2) y falla repentina (3)⁽⁴⁷⁾.

El valor máximo del esfuerzo cíclico de tensión afecta el tiempo para la iniciación de la grieta. Mientras que la diferencia entre los esfuerzos máximos y mínimos (amplitud de esfuerzos) controla la velocidad de crecimiento de la grieta. Entonces, la presencia de esfuerzos tensiles y residuales afecta el tiempo requerido para iniciar una grieta al incrementarse más el esfuerzo de tensión, pero una vez iniciada, los esfuerzos residuales no tienen efecto en la velocidad de crecimiento de la grieta⁽⁴⁷⁾.

CAPÍTULO IV

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

4.1 INTRODUCCIÓN.

Se desarrolló un procedimiento de experimentación conforme a las técnicas de investigación reportadas⁽⁴⁷⁾ en la literatura y el equipo disponible tomando en cuenta los objetivos del presente estudio.

Inicialmente se procedió a realizar una caracterización del material proporcionado por una empresa de la localidad. El cual correspondería un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA) procesado en una línea de galvanizado seguido por un termogalvanizado.

Posteriormente se establecieron las condiciones con las que se realizaron las pruebas a las soldaduras. Para la evaluación de la soldadura se realizaron mediciones de la zona soldada, distribución de la dureza a lo ancho del botón de soldadura, además de ensayos de tensión para registrar la carga máxima soportada por las soldaduras.

4.2 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO DE LA LÁMINA.

En el presente estudio se utilizó un acero de HSLA procesado bajo ciertas condiciones. Las condiciones de recocido y termogalvanizado de procesamiento del acero HSLA fueron registradas mediante el equipo de monitoreo existente en la empresa. Dicho monitoreo incluyó lecturas de las temperaturas, velocidad de la lámina, composición química de la

paila y potencia del horno de inducción. Los paneles de monitoreo se muestran en la Figura 4.1.

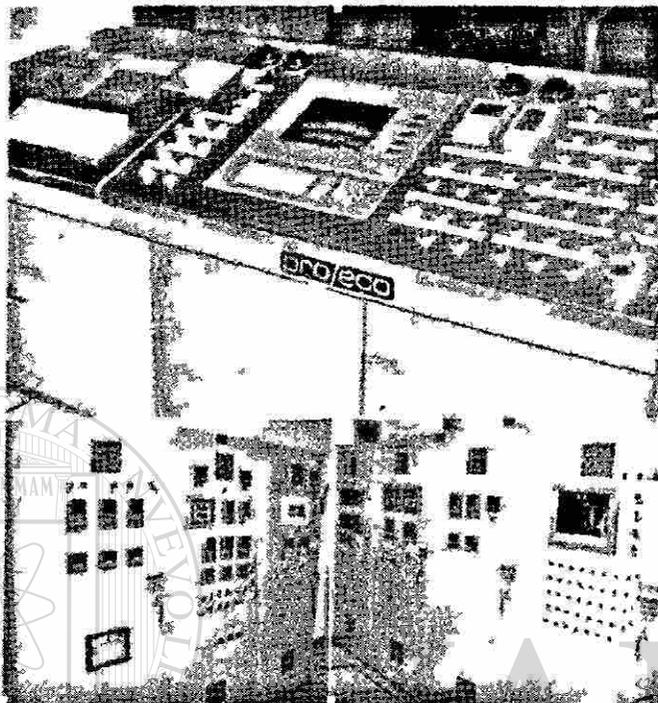


Figura 4.1.- Paneles de monitoreo del procesamiento de recocido y de termogalvanizado.

Una vez procesado el material, se obtuvieron muestras de 1.14 m de ancho y 0.3 m de largo a la salida de la línea de producción, las cuales se limpiaron con acetona para remover impurezas.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.2.1 CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.

La primera medición realizada fue el espesor de la lámina termogalvanizada que se realizó mediante un micrómetro, registrando un valor de 1.98 mm.

4.2.1.1 MEDICIÓN DE RUGOSIDAD.

Se realizaron las mediciones de rugosidad en material limpio con un rugosímetro marca Hommel, modelo T500, el cual se muestra en la Figura 4.2. Las mediciones se realizaron en

el centro y extremos de las laminas, con la finalidad de obtener un valor promedio de la rugosidad.

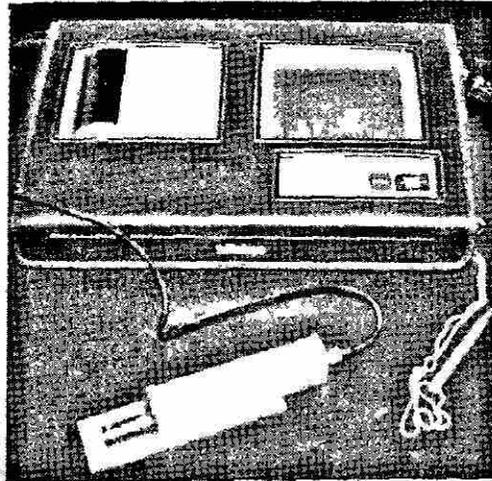


Figura 4.2.- Rugosimetro Hommel, modelo T500.

4.2.1.2 ENSAYOS DE TENSION.

Las probetas de tensión se prepararon en una prensa mecánica, Figura 4.3, la cual proporciona la medida exacta de la probeta de acuerdo a la norma ASTM E8. Las probetas se obtuvieron a 0, 45 y 90° con respecto a la dirección de laminación.

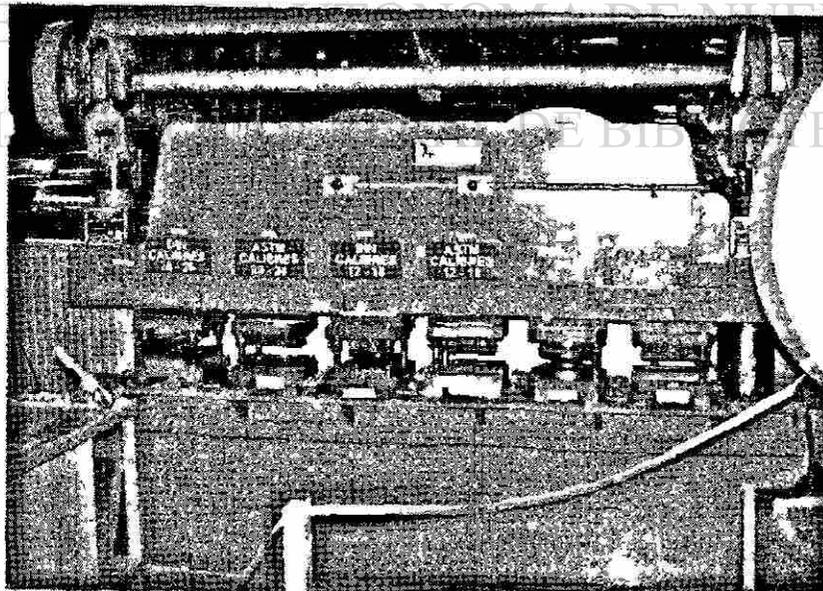


Figura 4.3.- Prensa neumática.

Una vez que se obtuvieron las probetas, se realizaron los ensayos de tensión en una máquina universal electromecánica Instron modelo 2525-802 (Figura 4.4), de la empresa.



Figura 4.4.- Máquina universal de pruebas Instron.

4.2.2 INSPECCIÓN DEL METAL BASE.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Se realizó una inspección química y óptica, además de realizar ensayos de microdureza sobre el material base.

4.2.2.1 ANÁLISIS QUÍMICO.

El análisis de la química del acero se realizó mediante un espectrómetro marca Spectrolab (análisis por chispa) proporcionado por la empresa (Figura 4.6).

Figura 4.6.-Espectrómetro marca Spectrolab.



Análisis químicos puntuales en especímenes metalográficos se obtuvieron por medio del análisis de difracción de rayos X en un microscopio electrónico de barrido (marca Jeol, modelo JSM-5600) de la empresa, el cual se muestra en la Figura 4.5.



Figura 4.5.- Microscopio electrónico de barrido marca Jeol.

4.2.2.2 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se realizó con el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5 y con un microscopio óptico marca Nikon modelo EPHIPOT, también de la empresa (Figura 4.7), que dispone de un sistema para el análisis cuantitativo de imágenes.



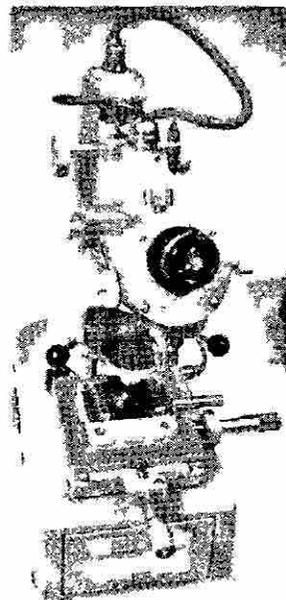
Figura 4.7.- Microscopio óptico marca Nikon (con analizador de imágenes).

4.2.2.3 ENSAYOS DE MICRODUREZA.

Se realizaron bajo la norma ASTM E 384-89 con un microdurometro de marca Shimadzu, el cual se encuentra en el laboratorio de materiales de la UANL (Figura 4.8). Las indentaciones se realizaron con una carga de 100g durante 15s. Las mediciones de la huella de indentación se realizaron con el analizador de imágenes del microscopio óptico (Figura 4.7)

La preparación de las muestras para obtener las indentaciones se hicieron como se menciona en el punto 4.2.2.4.

Figura 4.8.- Microdurometro marca Shimadzu.



4.2.2.4 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.

La preparación de las muestras para el análisis químico y óptico en el microscopio electrónico de barrido, así como para el análisis en el microscopio óptico, fue el siguiente: se cortaron pequeños pedazos de lámina (alrededor de 1.5x1cm) en una cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160 (Figura 4.9) se montaron en una montadora de marca BUEHLER modelo 20-1410-115 (Figura 4.10) (montadora y cortadora propiedad de la empresa).

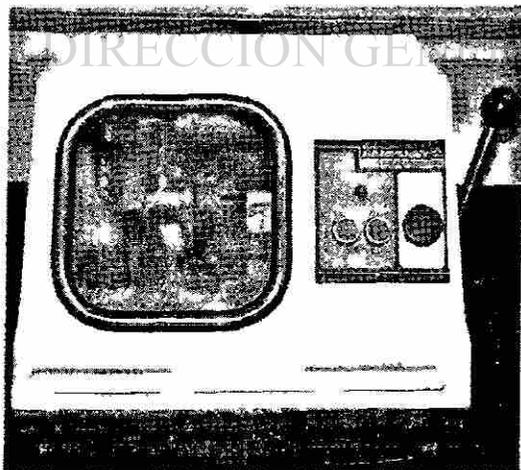


Figura 4.9.- Cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160.

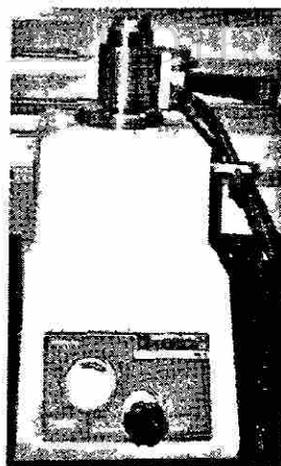


Figura 4.10.- Montadora marca BUEHLER modelo 20-1410-115.

Una vez preparados los montajes de las muestras se pulieron las muestras con lijas (240, 320, 400, 600, 1200, 4000) en una pulidora manual (Figura 4.11) y después se aplicó un acabado espejo con pasta de diamante en una pulidora rotatoria con paño (Figura 4.12).

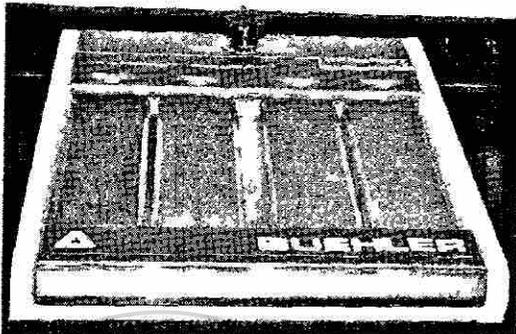


Figura 4.11.- Pulidora manual marca BUEHLER modelo 39-

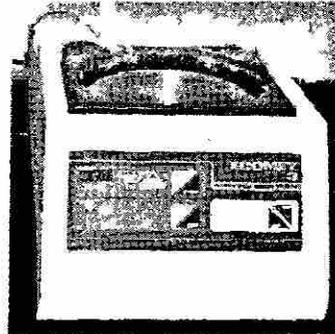


Figura 4.12.- Pulidora rotatoria marca BUEHLER.

Con las muestras pulidas hasta a acabado espejo se realizó el ataque químico con nital (2% de HN en 98% de alcohol metanol). Para el análisis químico por chispa se preparó una muestra de lámina de aproximadamente 4x4cm, removiéndosele el recubrimiento de Zn con lija para montarla en el analizador por chispa (Figura 4.6).

4.2.3 INSPECCIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

4.2.3.1 ANÁLISIS QUÍMICO.

Se llevó a cabo mediante un espectrofotómetro de emisión por plasma marca Jarrell Ash, modelo 13860302 (Figura 4.14), en el cual se decapaba una muestra de lámina de 8cm de diámetro (Figura 4.13) con 100 ml de HCl y la solución decapada fue analizada.

Figura 4.13.- Muestra de 8 cm de diámetro obtenida mediante la guillotina (Fig. 4.3).

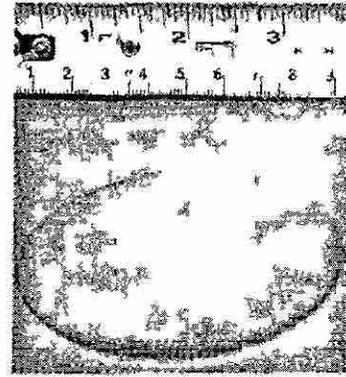
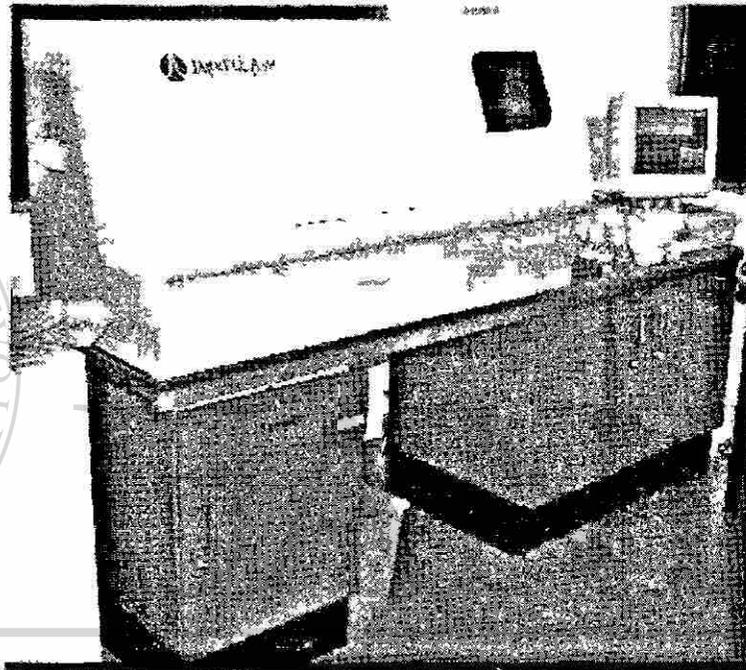


Figura 4.14.- Espectrofotómetro de emisión por plasma.



Análisis químicos puntuales del recubrimiento se realizaron mediante difracción de rayos X con el microscopio electrónico de barrido (Figura 4.5).

4.2.3.2 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se llevo acabo mediante el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5 y también con el microscopio óptico mostrado en la Figura 4.7, preparando las muestras como se menciona en el punto 4.2.2.4. El análisis óptico permitió determinar el espesor del recubrimiento, así como los de los diversos intermetálicos.

4.2.3.3 PESO DEL RECUBRIMIENTO.

La inspección del peso del recubrimiento se realizó decapando la muestra (Figura 4.13) en HCl durante 30 segundos, registrando la diferencia en peso mediante una báscula de alta precisión mostrada en la Figura 4.15.

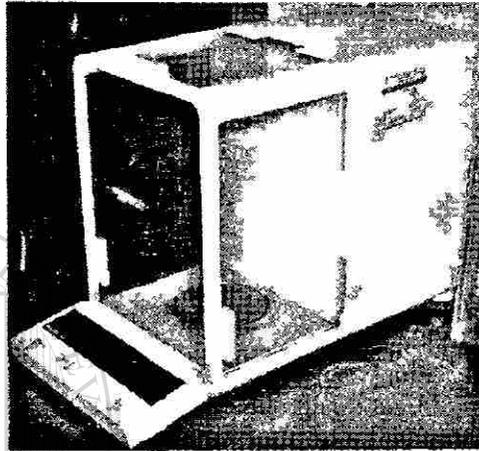


Figura 4.15.- Báscula de alta precisión.

4.2.3.4 PRUEBAS DE DOBLEZ.

Se realizaron a 60 y 90° (ángulo del dobléz) con la finalidad de conocer la integridad del recubrimiento, las dos pruebas se realizaron siguiendo la misma metodología pero con un doblador con diferente ángulo (60 ó 90°). Las muestras de lámina (Figura 4.13) se montaron en la maquina dobladora (Figura 4.15). Estas pruebas se realizaron siguiendo el estándar de la empresa Galvak S. A. de C. V. para pruebas de dobles reversible.

Figura 4.15.- Máquina dobladora
(dobleses a 60 y 90°).



Los dobleces se realizaron en tres pasos para cada muestra (Figura 4.16).

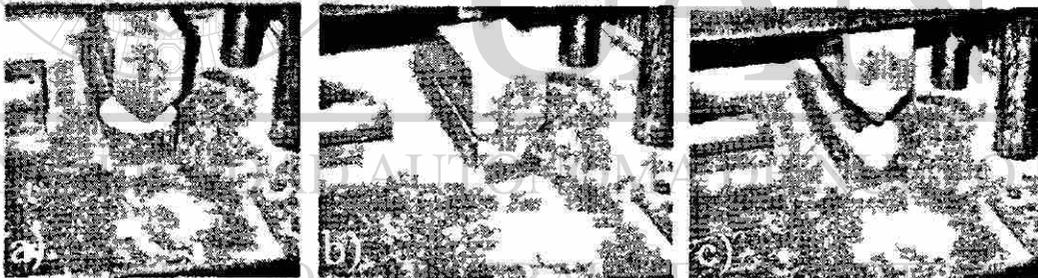
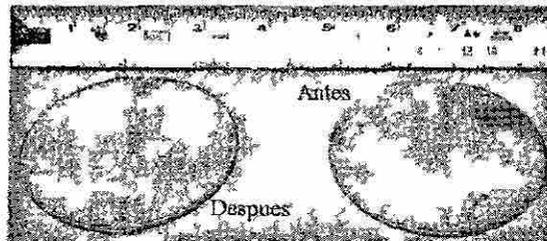


Figura 4.16.- Doblamiento de las muestras.

- a).-Accionamiento de la carrera del actuador mediante las válvulas (Figura 4.15).
- b).-Final de la carrera del actuador.
- c).-Regreso de la carrera del actuador.

Con la muestra doblada se realizó el desdoblamiento con el actuador central (entre actuador de 60 y 90°) mostrado en la Figura 4.15. La muestra desdoblada aparece en la Figura 4.17.

Figura 4.17.- Muestra antes y después del doblé.



Con la muestra desdoblada se aplicó cinta adhesiva a lo largo de la zona afectada por el doblé. Para que al retirar la cinta se desprenda el recubrimiento de Zn. El registro del peso de la muestra antes y después del doblé en la báscula de precisión (Figura 4.15) se usan para determinar las pérdidas en peso para 60 y 90° de doblé. Las muestras para las pruebas de doblé fueron sustraídas de extremos y centro de la lámina, así también realizándose el doblé en la cara superior e inferior de la lámina, con la finalidad de obtener un valor promedio.

4.3 DISEÑO DE EXPERIMENTOS PARA LAS MUESTRAS SOLDADAS.

Los experimentos de soldadura se realizaron variando los siguientes parámetros:

- Corriente (8, 9, 9.5, 10, 11kA).
- Tiempo de aplicación de corriente (16 y 18 ciclos).
- Tiempo de sostenimiento (5 y 30 ciclos).
- Pulsos (1 y 2).

Las variables que se mantuvieron constantes durante los experimentos fueron:

- Fuerza en electrodos (5782 N).
- Tiempo de sujeción (99 ciclos).
- Diámetro del electrodo (7.9 mm).
- Dos ciclos entre pulsos de corriente (para dos pulsos).

Para hacer más comprensibles estos parámetros dentro del ciclo de soldadura se muestran en la Figura 4.18 los valores de los parámetros con los cuales se realizaron las soldaduras para un pulso de corriente y en la Figura 4.19 para dos pulsos de corriente.

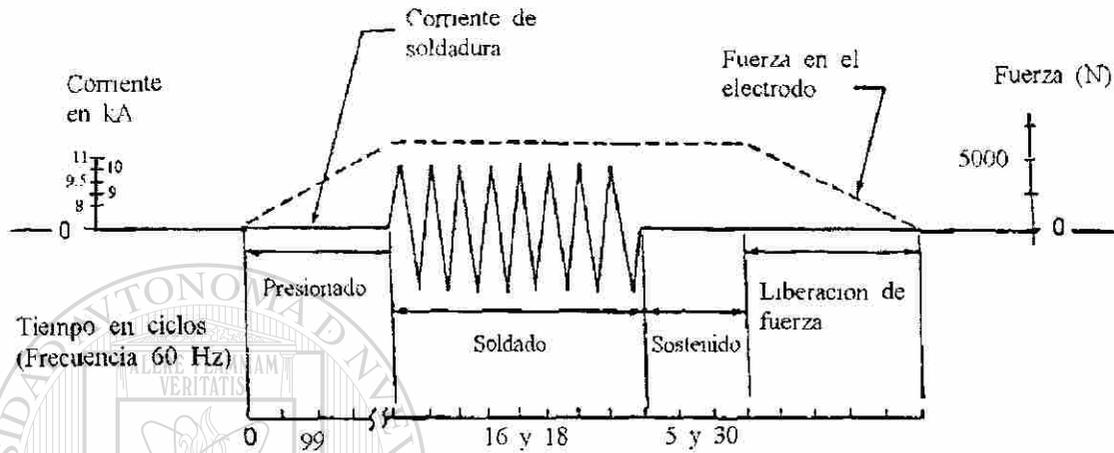


Figura 4.18.- Gráfico del ciclo de soldadura para un pulso de corriente.

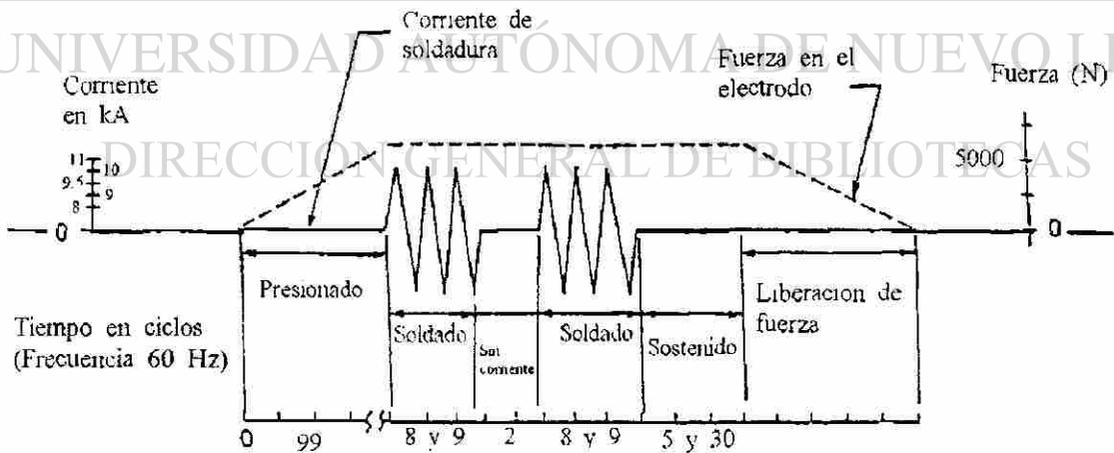


Figura 4.19.- Gráfico del ciclo de soldadura para dos pulsos de corriente.

4.3.1 REALIZACIÓN EXPERIMENTAL.

Las muestras de lámina que se recogieron al final de la línea de procesamiento de termogalvanizado (aproximadamente 1.14 m de ancho y 0.3 m de largo) se limpiaron con acetona con la finalidad de remover aceites y otros contaminantes que pudieran representar un aislamiento en la soldadura. Las muestras fueron marcadas en cupones de 127x38 mm como lo marca la norma Chrysler⁽⁴⁷⁾, los cupones se cortaron en una guillotina (Figura 4.20).

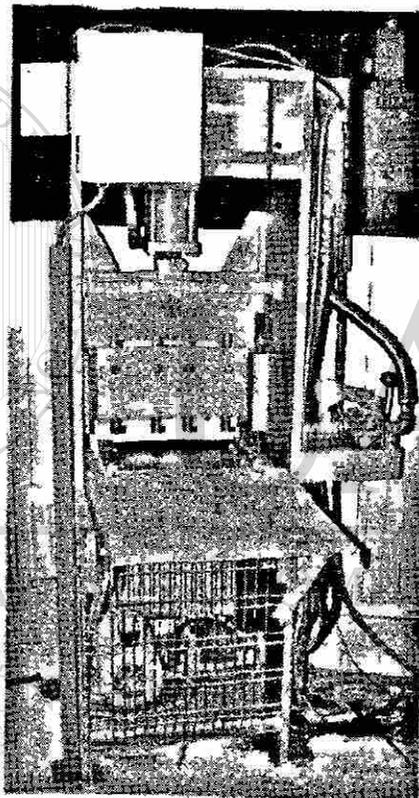


Figura 4.20.- Guillotina.

Con los cupones cortados y marcados en el punto donde serían soldados, las soldaduras fueron realizadas con una máquina de marca ARO modelo PAO94-SC mostrada en la Figura 4.21. En la Figura 4.22 se muestra una vista más amplia del panel de control que se encuentra en la esquina superior derecha de la máquina soldadora, en el cual se variaron los parámetros requeridos del presente estudio.

Como la corriente es el parámetro más importante en el proceso de soldadura por puntos, se hicieron experimentos preliminares para determinar el intervalo de corriente aceptable para la lámina utilizada en el presente estudio. La variación aceptable de corriente se determina de la mínima capaz de producir una soldadura (corriente mínima) y la máxima, en la cual se presenta expulsión.

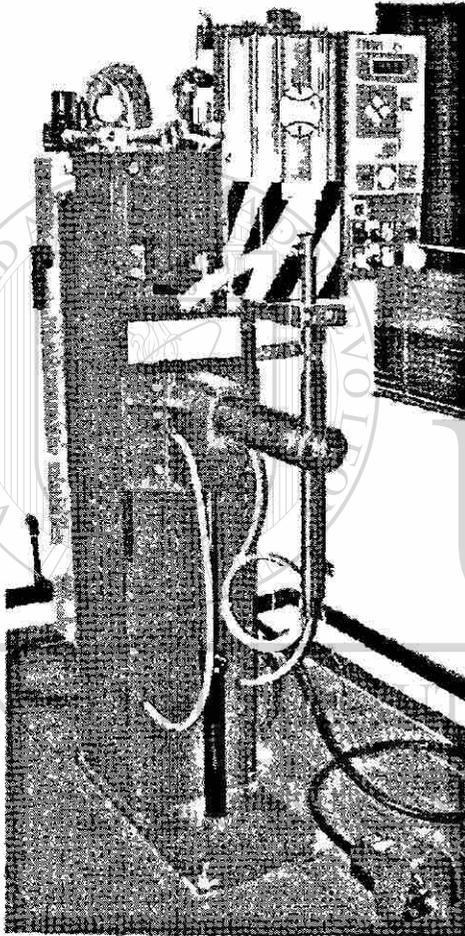


Figura 4.21.- Máquina soldadora marca ARO modelo PAO94-SC.

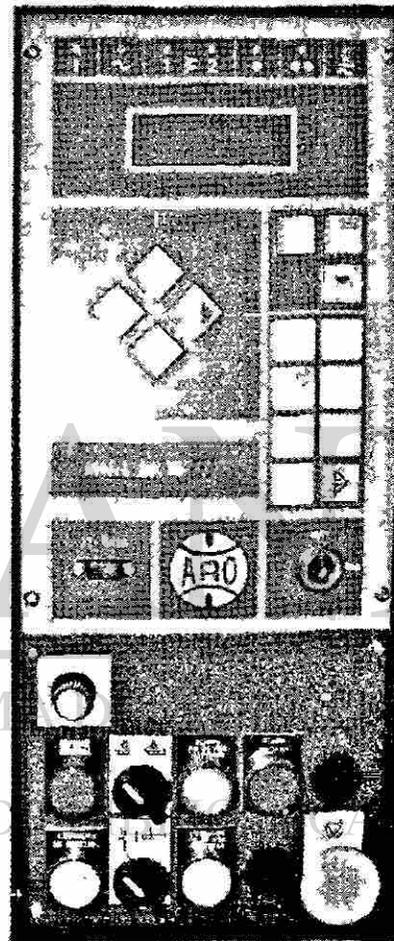


Figura 4.22.- Panel de control de la máquina soldadora.

4.3.2 MEDICIÓN EN LAS SOLDADURAS.

La medición de los parámetros obtenidos en las muestras soldadas se realizó mediante las siguientes técnicas:

1. Ensayos de tensión.
2. Ensayos de microdureza.
3. Análisis microestructural.
4. Medición de parámetros del botón de soldadura.
5. Medición de la huella dejada por el electrodo.

4.3.2.1 ENSAYOS DE TENSION DE SOLDADURAS.

Se realizaron bajo el estándar de Chysler⁽⁴⁷⁾, mediante la máquina de tensión (Figura 4.4) a una velocidad de cabezal de 35 mm/min, obteniéndose el valor de carga máxima soportada por cada muestra.

4.3.2.2 ENSAYOS DE MICRODUREZA.

Se llevaron a cabo como se menciona en el punto 4.2.2.3, aunque en este caso se hizo un muestreo de once indentaciones (separadas 1mm una de otra) en una diagonal de 12mm a lo largo del botón de soldadura, como se muestra en la Figura 4.23.

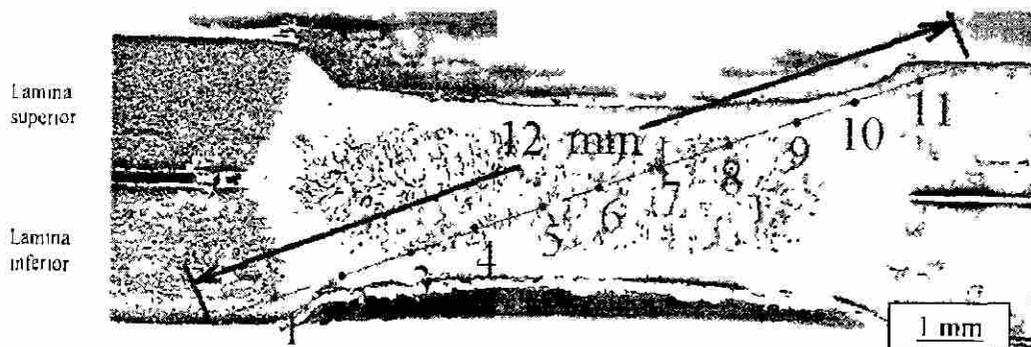
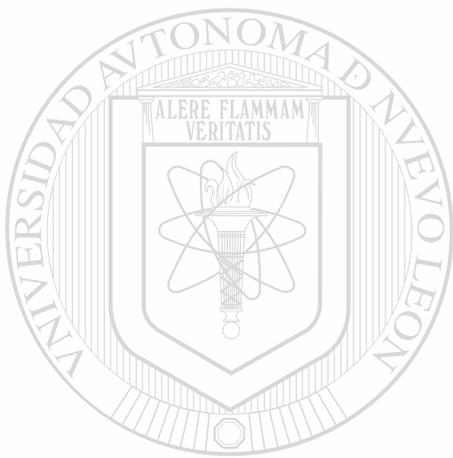


Figura 4.23.- Representación esquemática de la diagonal seguida para hacer las indentaciones a través del botón de soldadura.

Los resultados de microdureza se realizaron promediando la microdureza en los extremos (puntos 1, 2, 10 y 11) , medio (puntos 3, 4, 8, y 9) y centro (puntos 5, 6 y 7) del botón de soldadura por presentar microestructuras muy parecidas como se muestra en la Figura 4.24.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

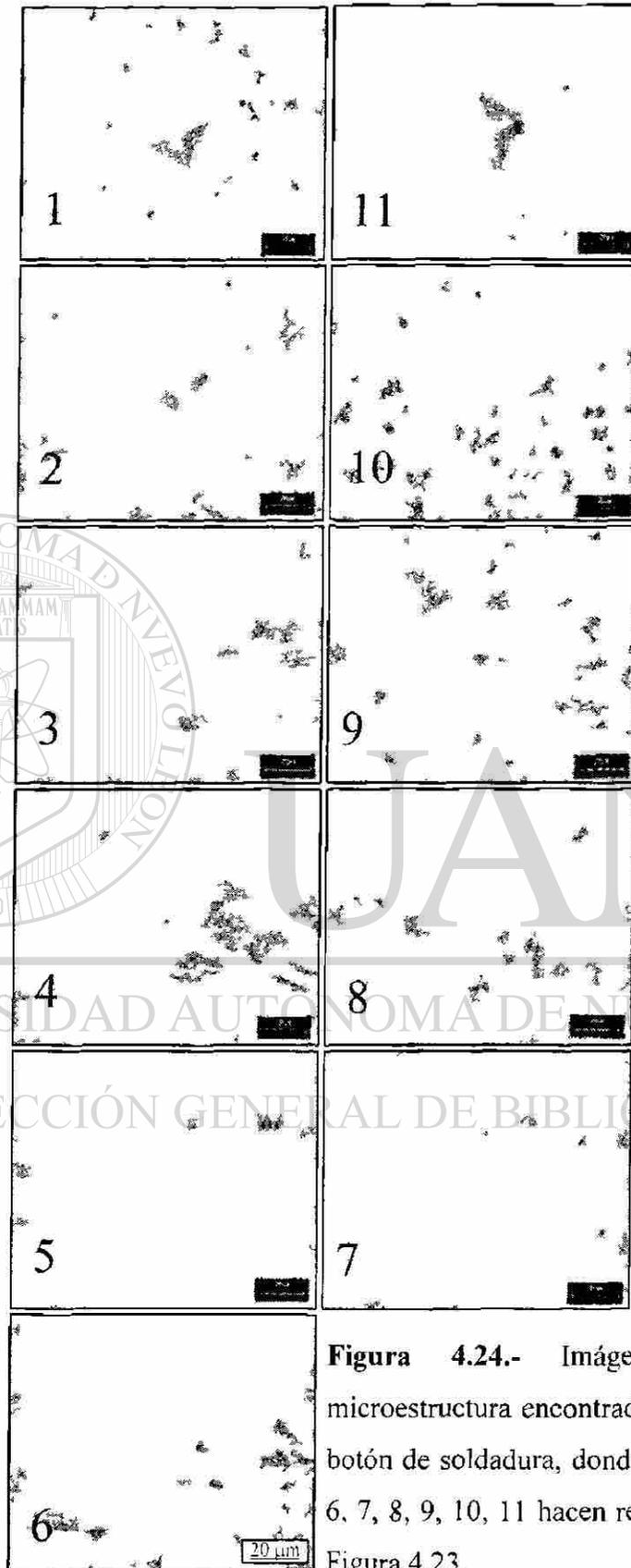


Figura 4.24.- Imágenes de la microestructura encontrada a través del botón de soldadura, donde 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11 hacen referencia en la Figura 4.23.

4.3.2.3 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

La evaluación de la microestructura se realizó al preparar las muestras como se menciona en el punto 4.2.2.4 y se fotografiaron mediante el microscopio óptico. Se digitalizó la imagen de cada una de las muestras a 50 y 100X. El área digitalizada para un análisis posterior se muestra en recuadro de la Figura 4.25.

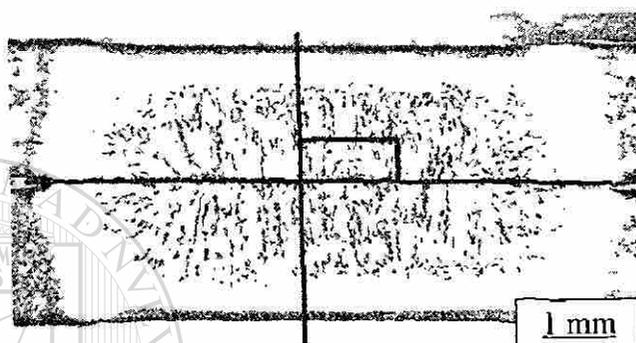


Figura 4.25.- Sección de área para fotografía para análisis microestructural.

4.3.2.4 MEDICIÓN DE PARÁMETROS DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Para realizar las mediciones se fotografiaron en vista completa las metalografías de las muestras mediante un microscopio estereográfico marca Olympus modelo 5740 (Figura 4.26). Teniendo la vista completa del botón de soldadura se digitalizó la imagen para su análisis posterior.

Las mediciones realizadas en el botón de soldadura fueron las siguientes:

1. Penetración del electrodo.
2. Penetración de la soldadura.
3. Diámetro del botón.
4. Diámetro exterior de la huella.

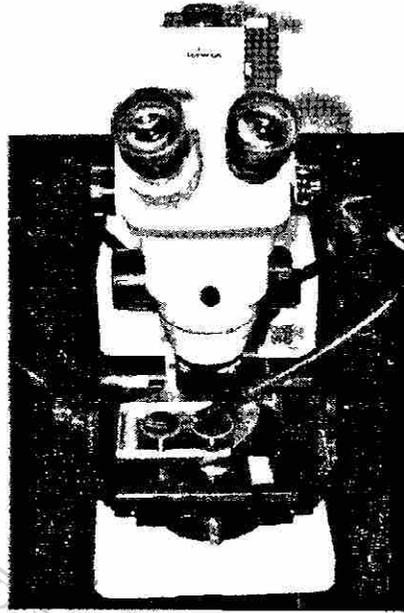


Figura 4.26.- Microscopio estereográfico marca Olympus.

1. **Penetración del electrodo.** Se realizó midiendo la distancia promedio desde la superficie de la lámina hasta la penetración máxima alcanzada por el electrodo en la parte superior del botón de soldadura y de igual forma en la parte inferior. Como se muestra en la Figura 4.27.

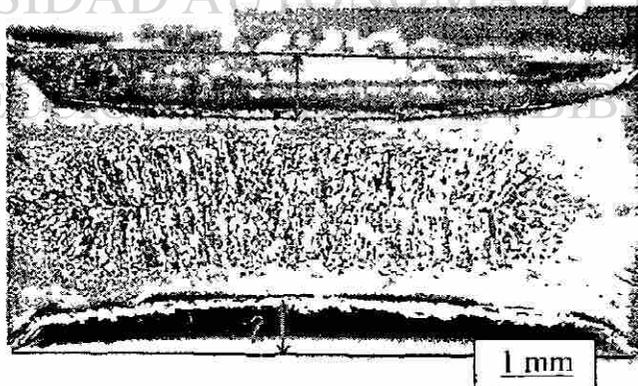


Figura 4.27.- Marcas de mediciones 1) Penetración superior, 2) Penetración inferior.

Para determinar un valor de la penetración de los electrodos se utilizo la siguiente ecuación:

$$p = ((P_1 + P_2) / 2T) \times 100 \quad (4.1)$$

Donde:

p = Penetración promedio, en porcentaje.

P_1 = Penetración superior.

P_2 = Penetración inferior.

T = Espesor de la lámina.

2. **Espesor de la soldadura.** Se llevo a cabo midiendo la distancia vertical en el centro del botón de soldadura, como se indica en la Figura 4.28

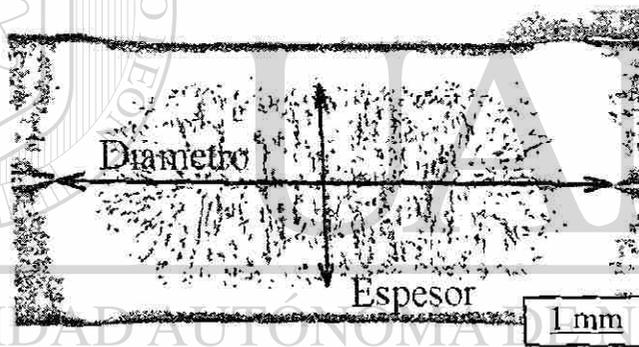


Figura 4.28.- Distancia medida para determinar el espesor y el diámetro del botón de soldadura.

3. **Diámetro del botón:** Se midió registrando la distancia marcada en la Figura 4.28 (Diámetro de botón).
4. **Diámetro exterior de la huella:** Se midió mediante un vernier digital, además de fotografiar la imagen mediante el microscopio estereográfico.

4.4 ANÁLISIS DEL ELECTRODO.

Parámetros como la rugosidad superficial de la cara, diámetro de la cara, composición química, microestructura, dureza y geometría del electrodo son muy importantes en la conductividad eléctrica de un material, por lo que el análisis del electrodo se llevó a cabo.

4.4.1 RUGOSIDAD.

Se determinó haciendo varios barridos sobre la cara de los electrodos utilizados (electrodo superior e inferior) mediante el rugosímetro, arrojando los valores de rugosidad mostrados en la Tabla 4.1.

Electrodo	Ra (micrómetros)		Ry (micrómetros)		R _{Pc} (10%)/cm	
	Media	Desv. Std.	Media	Desv. Std.	Media	Desv. Std.
Superior	0.78	0.07	4.812	0.33	55.86	11.1
Inferior	0.784	0.06	4.88	0.2	54.28	10.79

Tabla 4.1.- Valores de rugosidad sobre la cara del electrodo.

4.4.2 DIÁMETRO DE LA CARA.

Se midió marcando sobre papel carbón la huella que dejaba el electrodo una vez que se aplicaba la carga que sería utilizada durante la experimentación (5782N), registrándose el valor del diámetro como se muestra en la Figura 4.29.

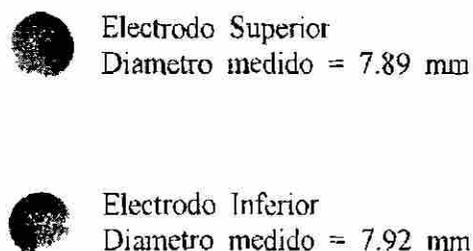


Figura 4.29.- Huellas en papel carbón del electrodo (véase en figura cara de electrodo).

4.4.3 COMPOSICIÓN QUÍMICA.

Se determino mediante un análisis de difracción de rayos X, mediante el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5. los resultados del análisis químico se muestran en la Tabla 4.2.

Elemento	% en peso
Cr	1.79
Cu	97.43
Zr	0.78

Tabla 4.2.- Composición química del electrodo.

4.4.4 MICROESTRUCTURA.

El análisis microestructural se realizo preparando una muestra del electrodo como se indica en el punto 4.2.2.4 y analizándolas mediante el microscopio óptico. Cabe mencionar que el cobre se ataca con una solución de ácido acético y ácido nítrico en una concentración de 50-50% en volumen. Una imagen de la microestructura del electrodo es mostrada en la Figura 4.30.

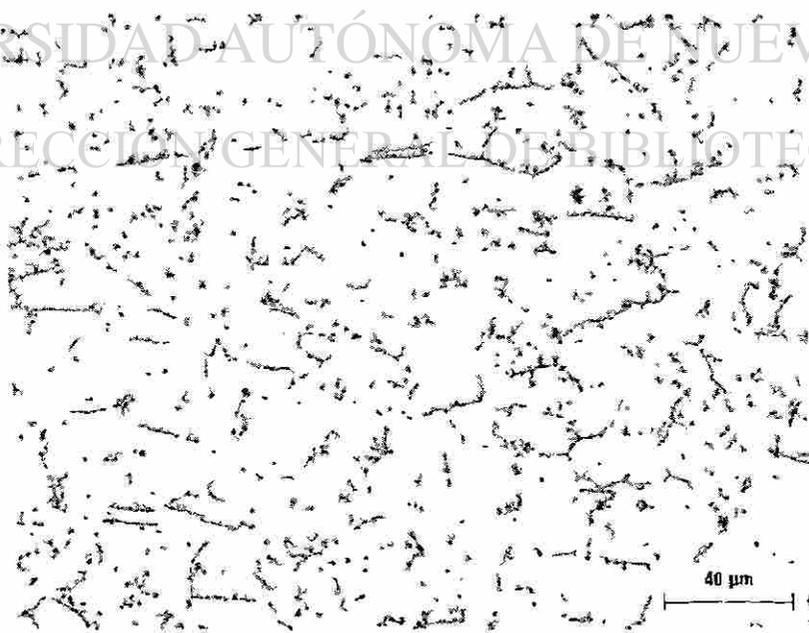


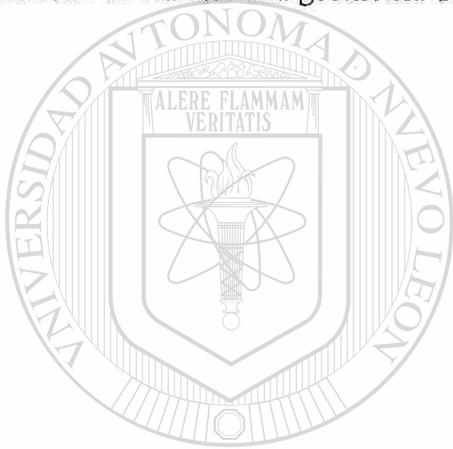
Figura 4.30.- Metalografía del electrodo.

4.4.5 MICRODUREZA.

Se llevó a cabo preparando la muestra como se indica en el punto 4.2.2.3 y analizando el diámetro de la indentación en el microscopio óptico mostrado en la Figura 4.7, registrando un valor medio de dureza Vickers de 183.3 con una desviación estándar de 3.89.

4.4.6 GEOMETRÍA.

Las dimensiones completas del electrodo se midieron mediante un vernier digital con la finalidad de realizar una geometría detallada la cual se muestra en el Anexo 2.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO V

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

5.1 INTRODUCCIÓN.

Se presentan los resultados de los análisis de la lámina, metal base, así como del recubrimiento de termogalvanizado llevados a cabo con la finalidad de caracterizar el material utilizado en el presente estudio. Los resultados de las pruebas de soldadura se reportan siguiendo los estándares del tema.

5.2 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO DE LA LÁMINA.

La temperatura de la lámina se registró en varios puntos durante el proceso de recocido continuo. El diagrama tiempo-temperatura Fig. 5.1 se obtuvo a partir de la localización de los puntos de lectura de temperatura y la velocidad de la lámina.

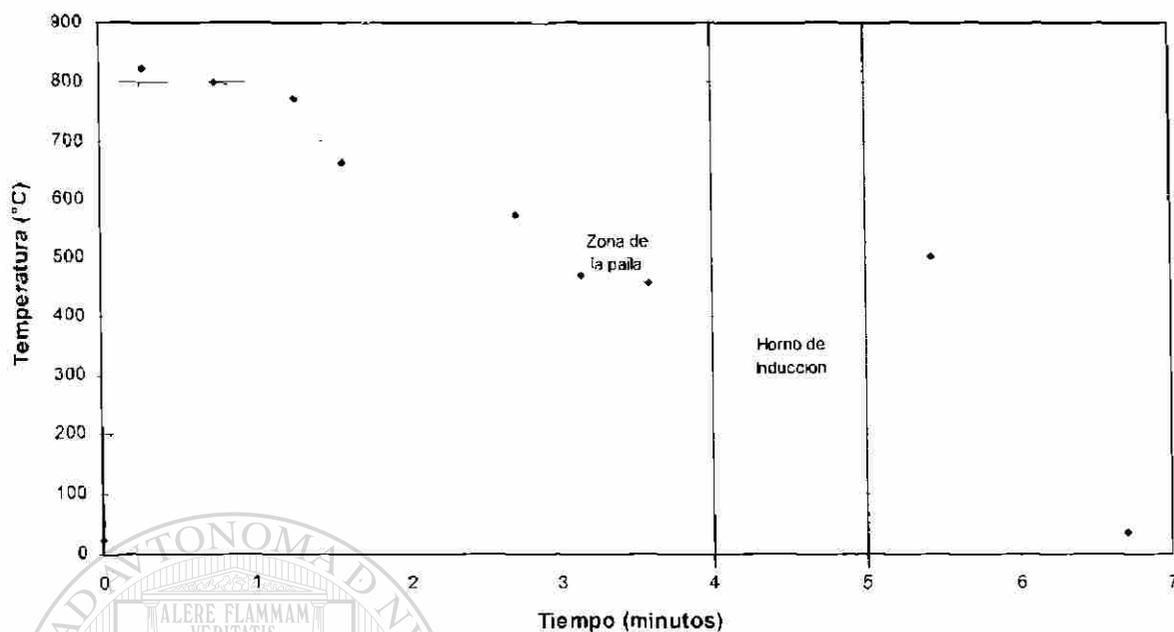


Figura 5.1.- Diagrama tiempo-temperatura del procesamiento de la lámina.

Durante el procesamiento también se registraron los valores de concentración de Al y Sb en el baño de Zn, los resultados se presentan en la Tabla 5.1.

Temp. de Baño (°C)	Al en el Baño (Peso %)	Sb en el baño (Peso %)	Vel. Lámina (m/min)
457	0.1377	0.0873	17.8

Tabla 5.1.- Condiciones del baño de Zn.

También se registraron las condiciones de operación del horno de inducción según muestra la Tabla 5.2.

Horno de inducción		
Potencia (kW)	Volje (V)	Corriente (A)
230	385	1214

Tabla 5.2.- Condiciones de operación del horno de inducción.

5.3 MATERIAL.

5.3.1 PRUEBAS DE TENSIÓN.

Se realizaron pruebas de tensión a la lámina en probetas cortadas a 0,45 y 90° de la dirección de laminación. Los resultados de las curvas esfuerzo-deformación que se obtuvieron son mostrados en la Figura 5.2 y en la Tabla 5.3 se presentan los valores de las propiedades mecánicas.

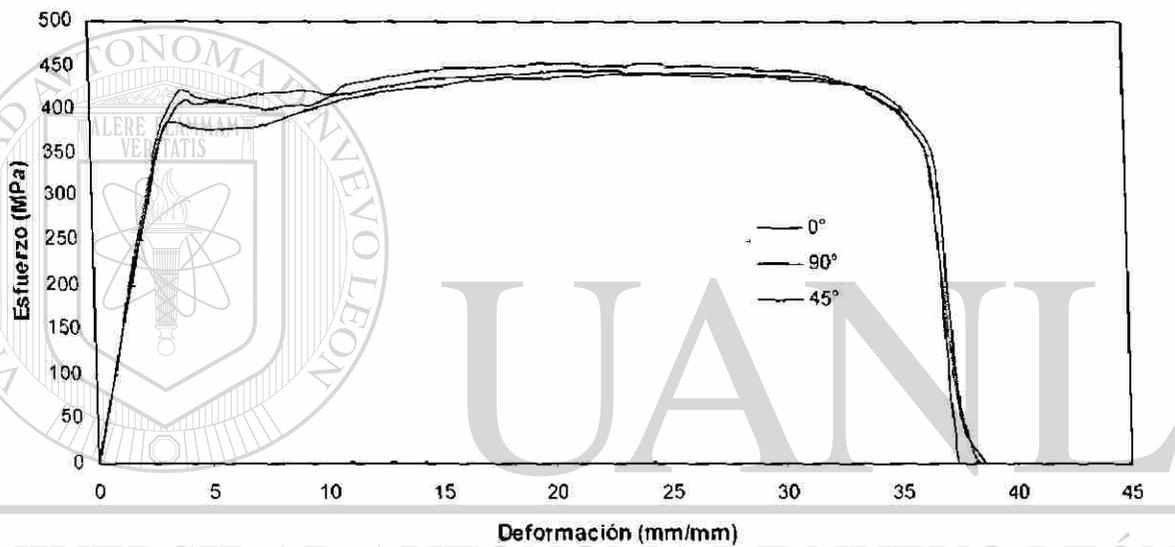


Figura 5.2.- Curvas esfuerzo contra deformación del material utilizado en el presente estudio (0, 45 y 90° de la dirección de laminación).

Muestra	Maximo Desplazamiento (mm)	Carga Max. (N)	2 % Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Energia de Cedencia (N mm)	Tenacidad (MPa)	Carga de Ruptura (N)
90°	11.43	1174	42.29	964	11.42	1159
45°	10.99	1133	37.55	1012	12.18	1114
0°	11.97	1114	37.59	969	9.6	1108

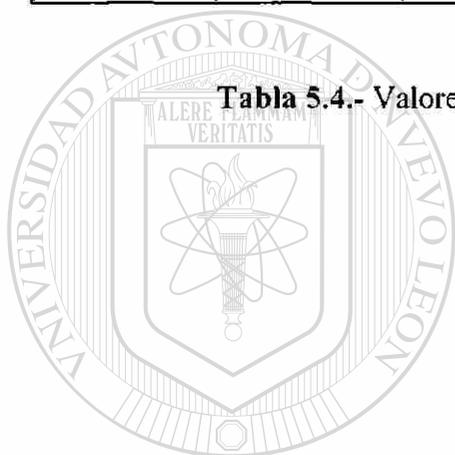
Tabla 5.3.- Propiedades mecánicas de las muestras (0, 45 y 90° de la dirección de laminación).

5.3.2 RUGOSIDAD.

La rugosidad de la lámina se obtuvo haciendo mediciones en los extremos y en el centro de las láminas, con la finalidad de reportar un valor promedio. Los valores de rugosidad son reportados en la Tabla 5.4.

Rugosidad					
Ra (mm)		Ry (mm)		R _{Pc} (10%)	
Desv Estandar	Media	Desv Estandar	Media	Desv. Estandar	Media
0.0858	0.6933	0.4410	4.8467	6.9072	145.2667

Tabla 5.4.- Valores de rugosidad superficial de la lámina.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.3.3 INSPECCIÓN DEL METAL BASE.

5.3.3.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

La microestructura del acero presentaba perlita fina (en fronteras de grano) en una matriz ferrítica como se muestra en las Figuras 5.3 y 5.4, teniendo un tamaño de grano de 10.82 ASTM ($8.5 \mu\text{m}$).

Figura 5.3.-
Microestructura del
acero HSLA
(microscopio óptico).

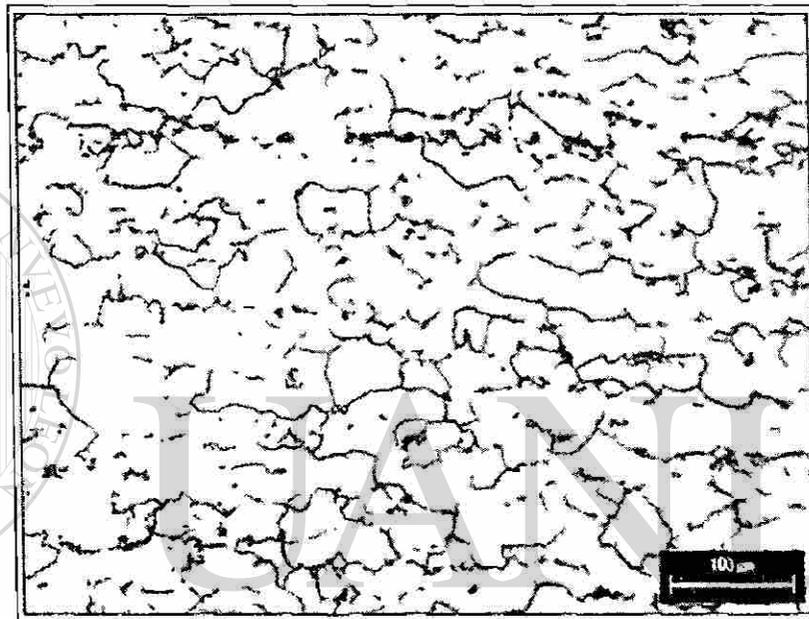
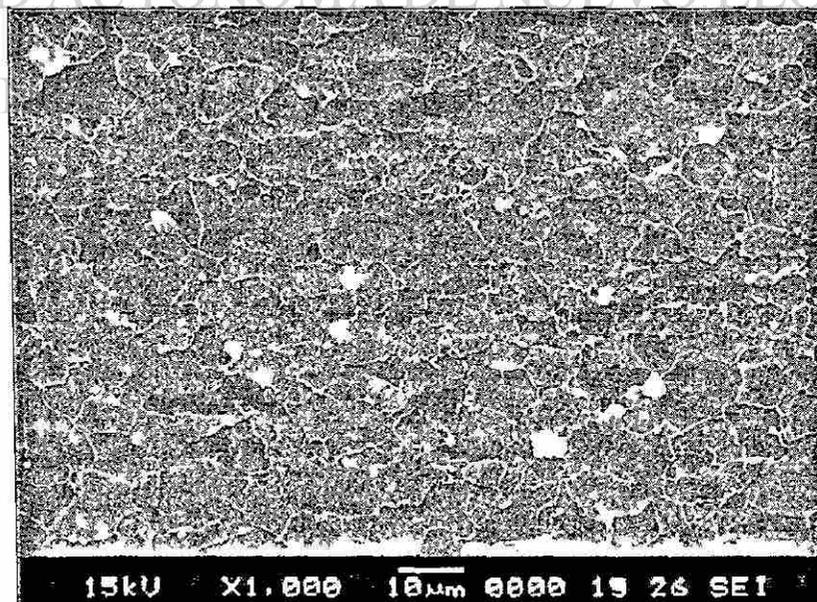


Figura 5.4.-
Microestructura del
acero HSLA
(microscopio electrónico
de barrido).



5.3.3.2 ANÁLISIS QUÍMICO.

En la Tabla 5.5 se muestran los resultados del análisis químico del metal base. 1) Proporcionados por una empresa de la localidad y 2) mediante espectrómetro (análisis por chispa).

análisis	C	Mn	P	S	Ti	Ni	Si	Cu	Nb	Al	Cr	Mo	Ca
1	0.06	0.8	0.019	0.002	0.002	0.02	0.02	0.05	0.025	0.029			
2	0.06	0.786	0.017	0.004	0.0032	0.014	0.013	0.048	0.027	0.031	0.011	0.001	0.0025

Tabla 5.5.- Resultados de análisis químico. 1) proporcionados por una empresa de la localidad y 2) mediante espectrómetro (análisis por chispa).

El acero utilizado en el presente estudio es un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA).

5.3.3.3 MICRODUREZA.

El valor de microdureza promedio del metal base resultó ser de 175.92 Vickers con una desviación estándar de 0.4884.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.3.4 INSPECCIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

5.3.4.1 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se determinó el espesor del recubrimiento bajo la norma de Chrysler de aceros recubiertos, por medios ópticos se encontró un valor aceptable del espesor del recubrimiento de $8.98 \mu\text{m}$ con una desviación estándar de 0.5834 como se muestra en las Figuras 5.5 y 5.6.

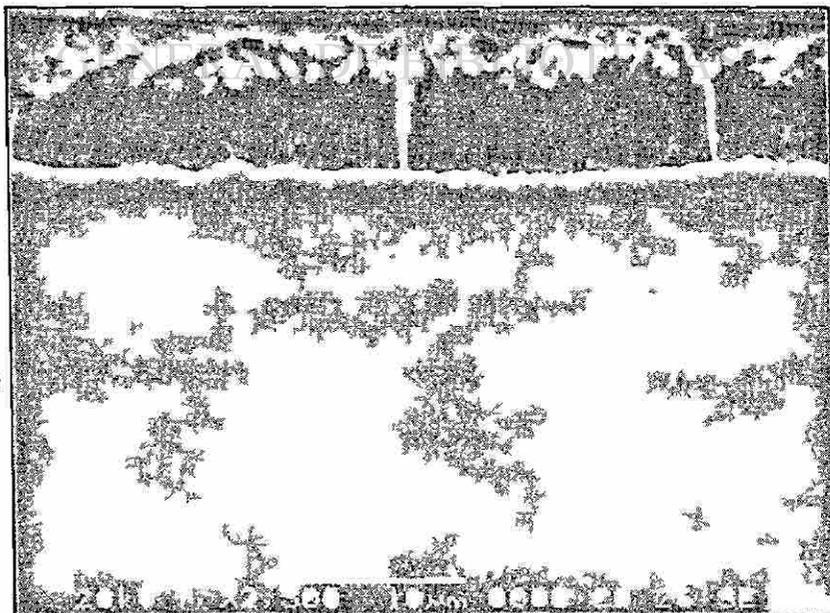
Figura 5.5.-

Microestructura del recubrimiento (mediante microscopio óptico).



Figura 5.6.-

Microestructura del recubrimiento (mediante microscopio electrónico de barrido).



5.3.4.2 ANÁLISIS QUÍMICO.

Mediante el espectrómetro de emisión por plasma se obtuvieron los resultados mostrados en la Tabla 5.6.

% Fe	% Al	% Sb	% Pb	% Zn
12.99	0.4303	0.0108	0.0053	86.5636

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

También se analizó la composición química del recubrimiento mediante dispersión de rayos X en el microscopio electrónico de barrido. Los resultados se muestran en la Figura 5.7 y Tabla 5.7.

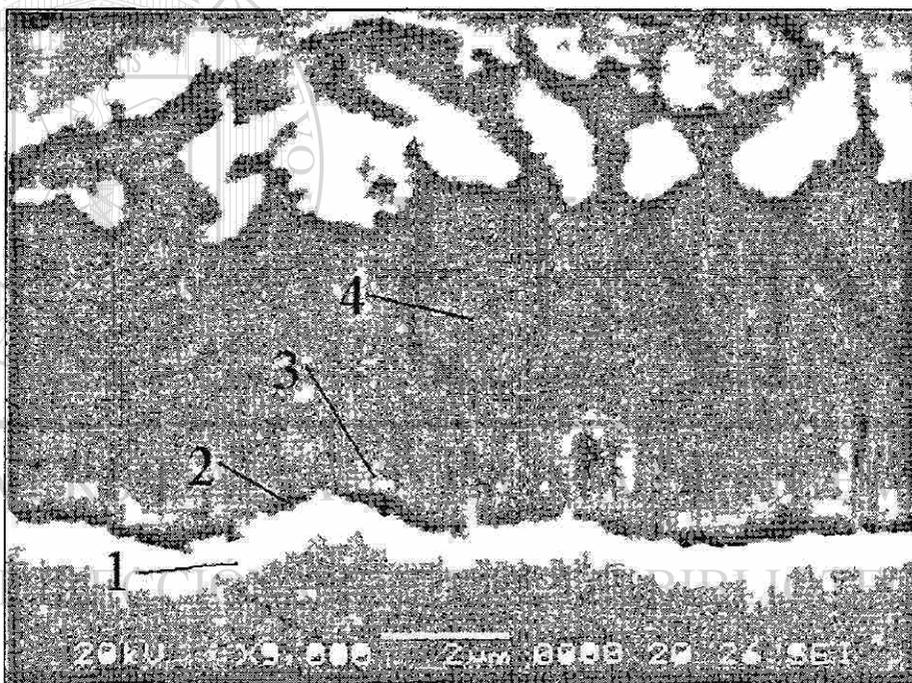


Figura 5.7.- Puntos de muestreo para análisis químico mediante dispersión de rayos X (véase Tabla 5.7).

Punto	Fase	% Fe	% Zn	% Al
1	sustrato	94.18	5.82	0
2	gama	27.71	71.93	0.37
3	delta 1	12.12	86.59	1.29
4	delta	14.13	83.76	2.1

Tabla 5.7.- Composición química de las fases de intermetálicos (% en peso).

La concentración de Fe en el recubrimiento se hace mas notoria en las fases cercanas al metal base (Γ y $\delta 1$), ya que la difusión de Fe hacia el recubrimiento es mayor debido a que la distancia es menor. La identificación de las fases se hizo de acuerdo al estándar⁽³⁸⁾ dependiendo de su composición química.

En la Figura 5.8 se muestran los resultados de una línea de barrido químico que se realizó a través del recubrimiento de termogalvanizado mediante dispersión de rayos X en el microscopio electrónico de barrido.

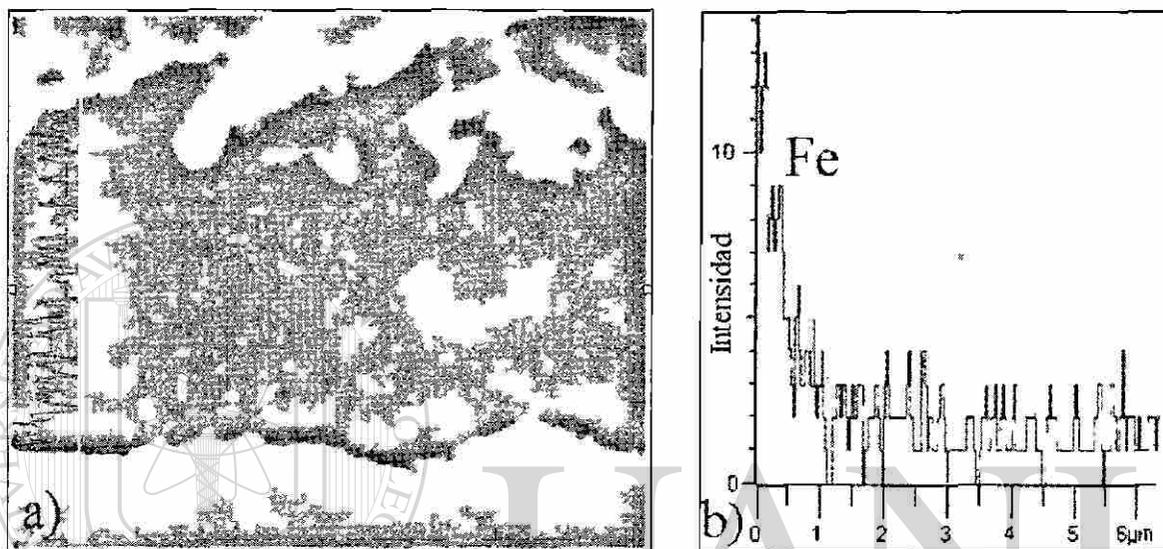
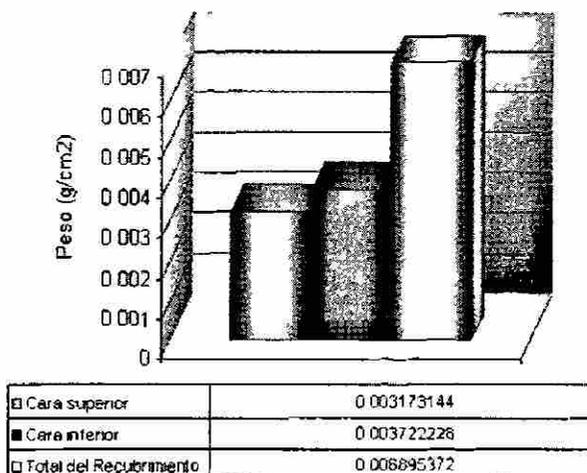


Figura 5.8.- Análisis químico; a) línea de barrido para análisis químico, b) grafica de distancia contra intensidad de Fe y Zn.

5.3.4.3 PESO DEL RECUBRIMIENTO.

El peso del recubrimiento determinado mediante las pruebas de decapado se muestra en la Figura 5.9.

Figura 5.9.- Peso del recubrimiento.



5.3.4.4 PRUEBAS DE INTEGRIDAD.

Se realizaron pruebas de doblado a 60 y 90° en las cuales se registraron pérdidas en peso del recubrimiento, los resultados se muestran en la Figura 5.10.

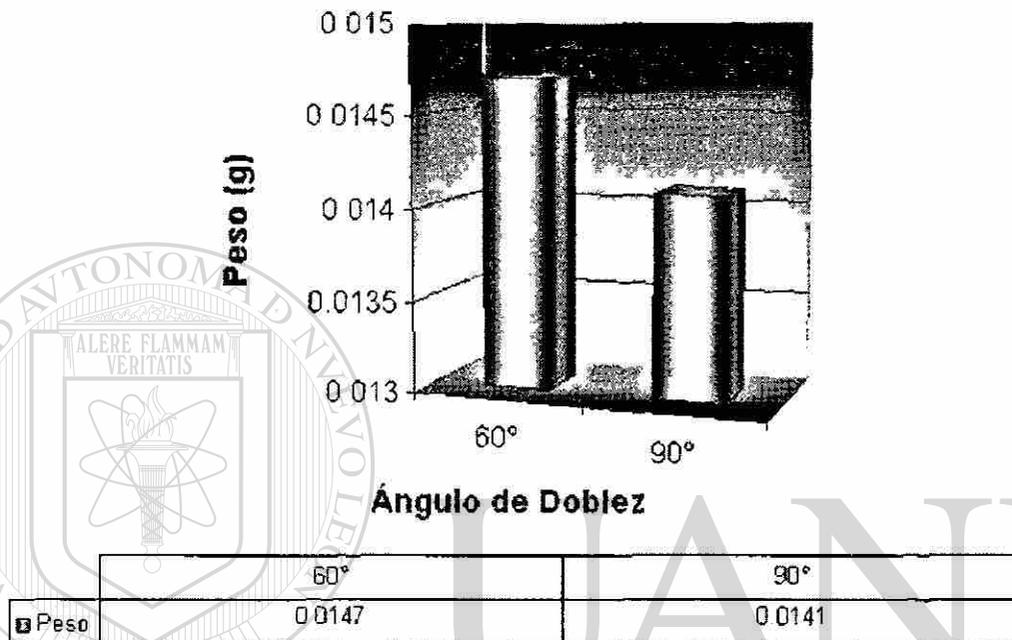


Figura 5.10.- Pérdidas de peso del recubrimiento en las pruebas de doblado.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

5.4 ENSAYOS PRELIMINARES DE SOLDADURA.

Se realizaron ensayos preliminares de soldadura para determinar el intervalo de corriente con el que se realizarían los experimentos posteriores, los resultados se muestran en la Figura 5.11.

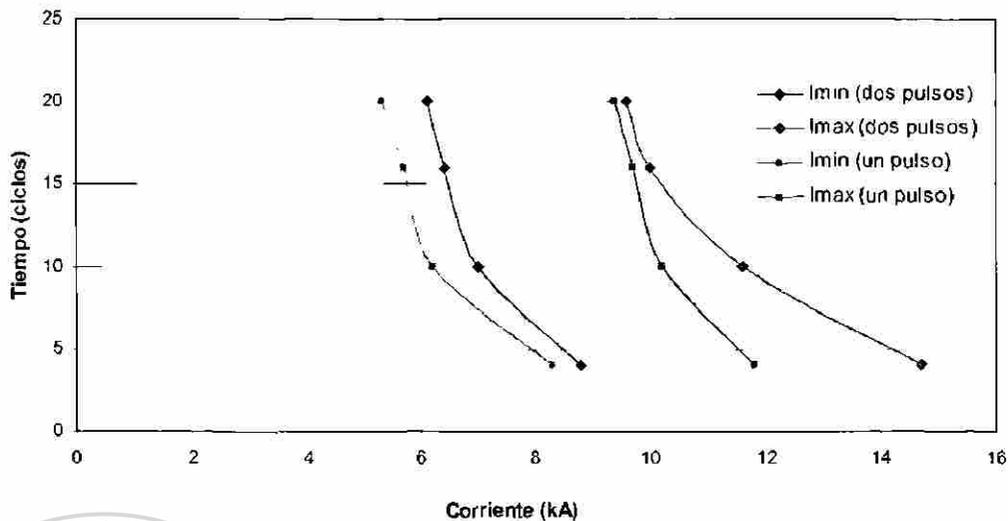


Figura 5.11.- Curvas de corriente contra tiempo (I_{max} = corriente máxima, I_{min} = corriente mínima).

El valor de I_{max} es en el que se presenta el fenómeno de expulsión de material y el de I_{min} es en el que el botón de soldadura comienza a formarse. En este gráfico (Fig. 5.11) puede verse que los valores de I_{max} e I_{min} para un pulso son menores que para dos pulsos, debido a que en los experimentos realizados para dos pulsos hay un intervalo de tiempo de dos ciclos entre pulsos, en el que hay un enfriamiento del material debido al contacto directo de los electrodos, requiriendo más corriente para alcanzar la misma temperatura en el botón de soldadura.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.5 INSPECCIÓN DE LAS SOLDADURAS.

5.5.1 ENSAYOS DE TENSIÓN.

Se registró el valor de carga máxima, el cual es mostrado en las Figuras 5.12 y 5.13.

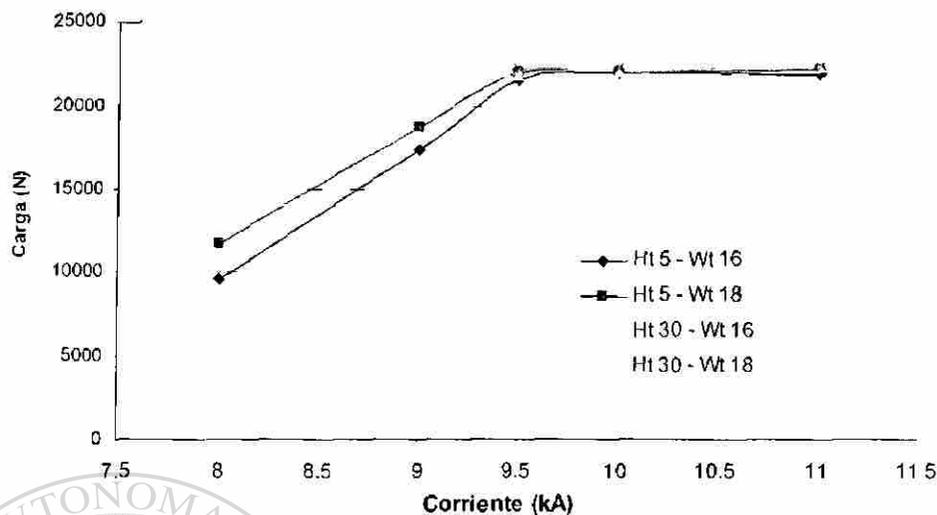


Figura 5.12.-Gráfica de carga contra corriente para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

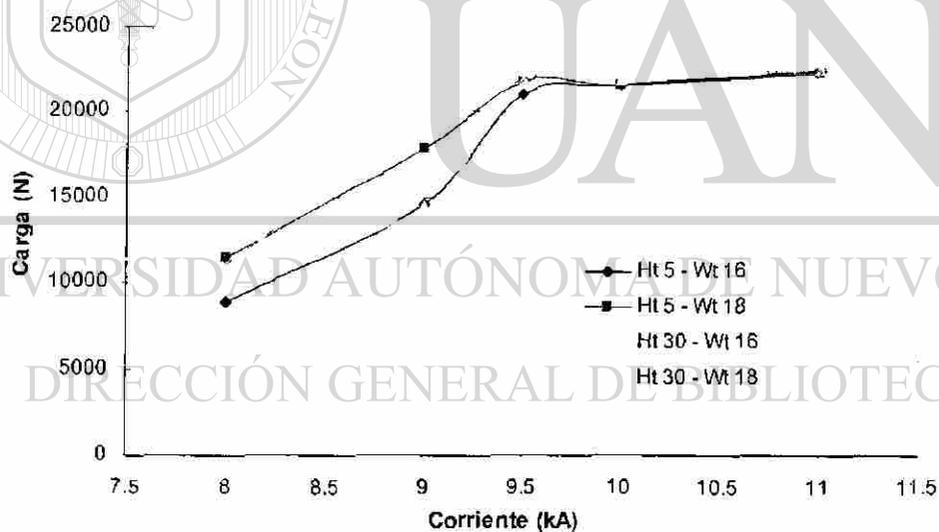


Figura 5.13.-Gráfica de carga contra corriente para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Como puede verse en las Figuras 5.12 y 5.13 el aumento en la resistencia a la tensión es proporcional a la magnitud de la corriente y al tiempo empleados para soldar debido a que el diámetro del botón aumenta, sin embargo, al alcanzar la corriente un valor alrededor de 9.5 kA el incremento de temperatura es suficiente para asegurar una buena unión, sepase

que las muestras soldadas a partir de este valor no presentaban desprendimiento (en el botón de unión de los cupones soldados) sino que el material (lámina) se desgarró, por lo que a partir de este valor de corriente los valores de carga máxima son muy similares.

El efecto del tiempo de sostenimiento sobre la carga máxima soportada en los botones de soldadura es mayor para treinta ciclos que para cinco ciclos debido a que para treinta ciclos de sostenimiento se presentaron valores de microdureza mayores que para cinco ciclos. Aunque esto se presentó tanto para uno, como para dos pulsos, aunque fue más notorio en las soldaduras con un pulso.

5.5.2 INSPECCIÓN VISUAL DE LA SUPERFICIE DE LAS SOLDADURAS.

En las siguientes figuras como existe una diferencia en el aspecto de la huella y en su diámetro, dependiendo de la magnitud de la corriente, así como del tiempo de sostenimiento.

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

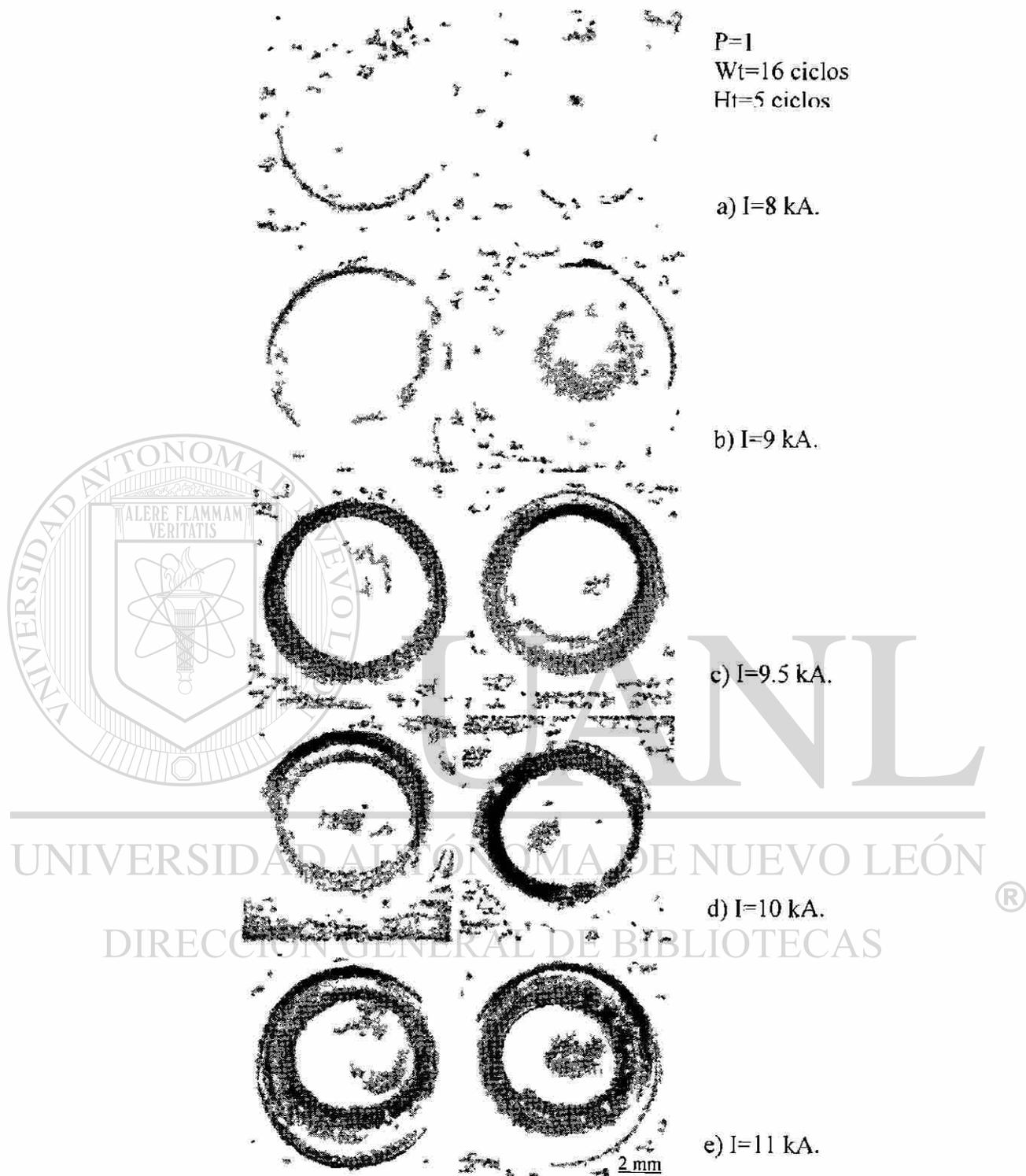


Figura 5.14.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

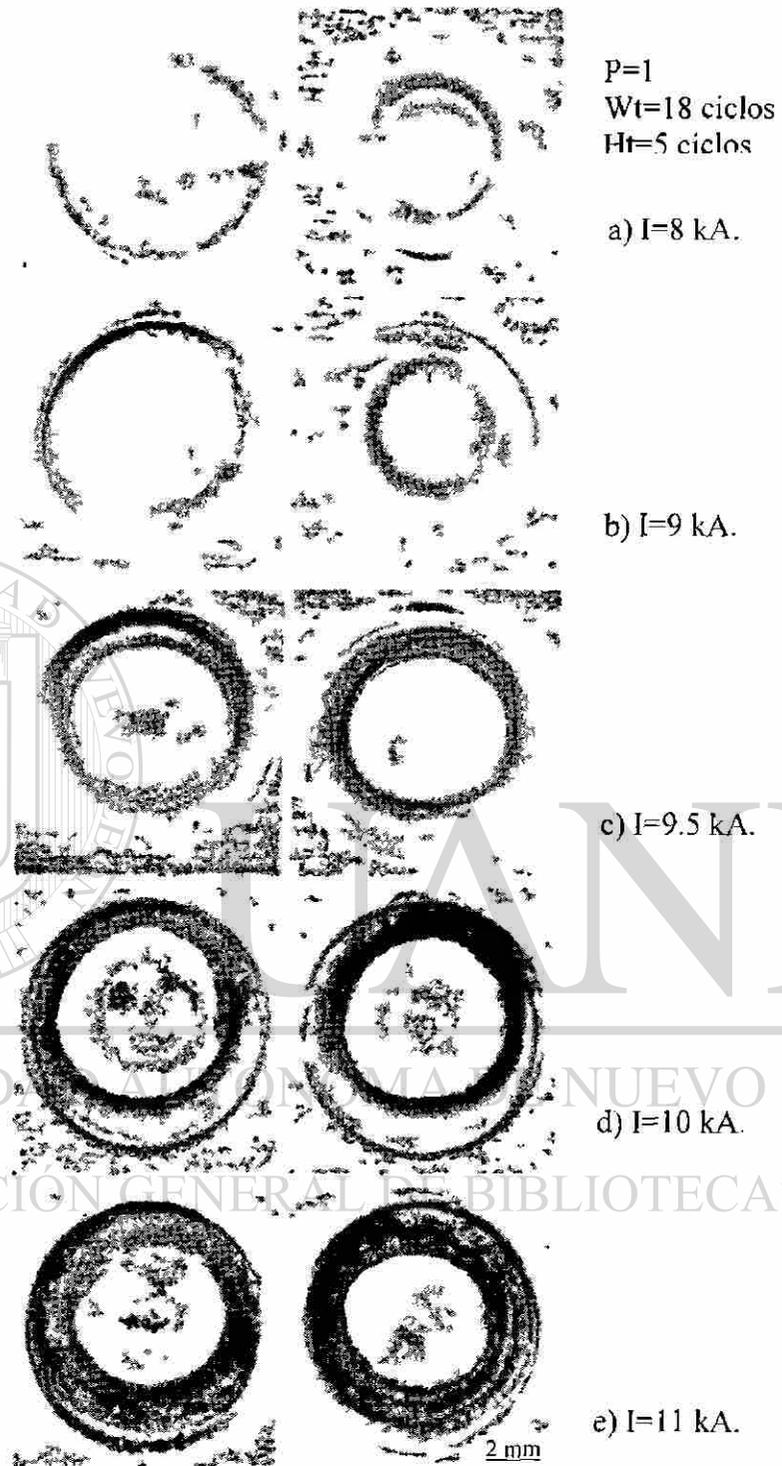


Figura 5.15.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

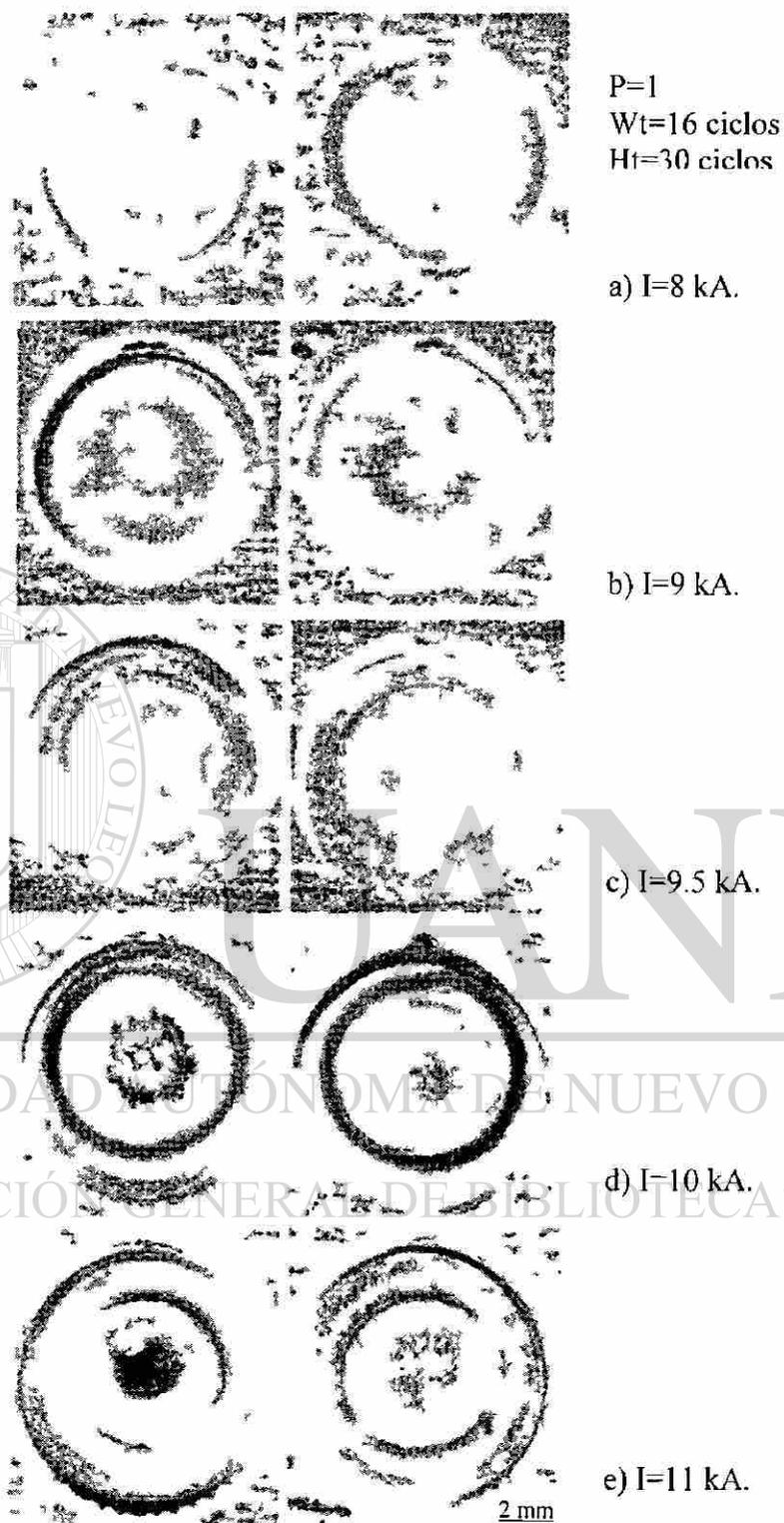


Figura 5.16.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

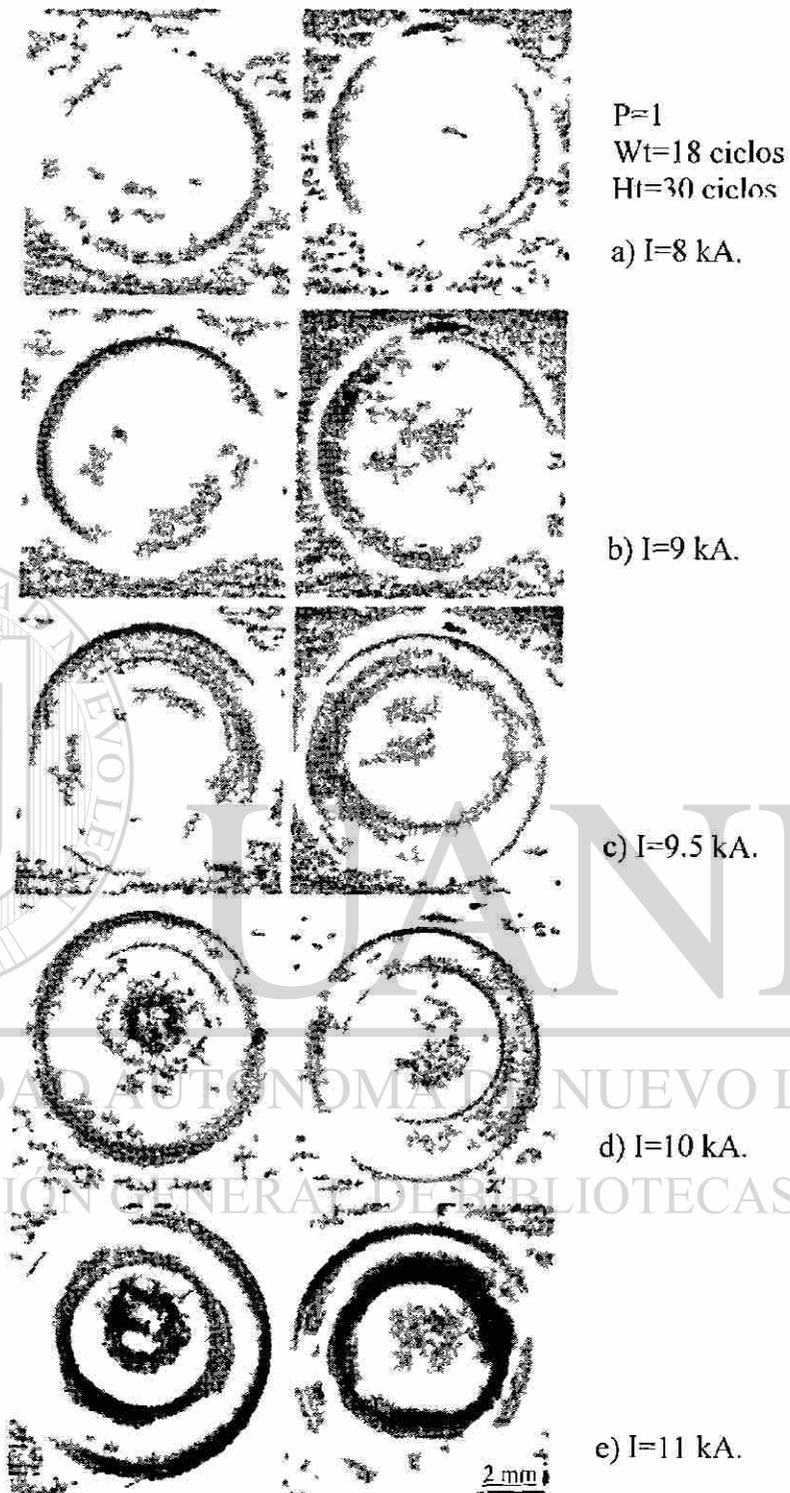


Figura 5.17.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

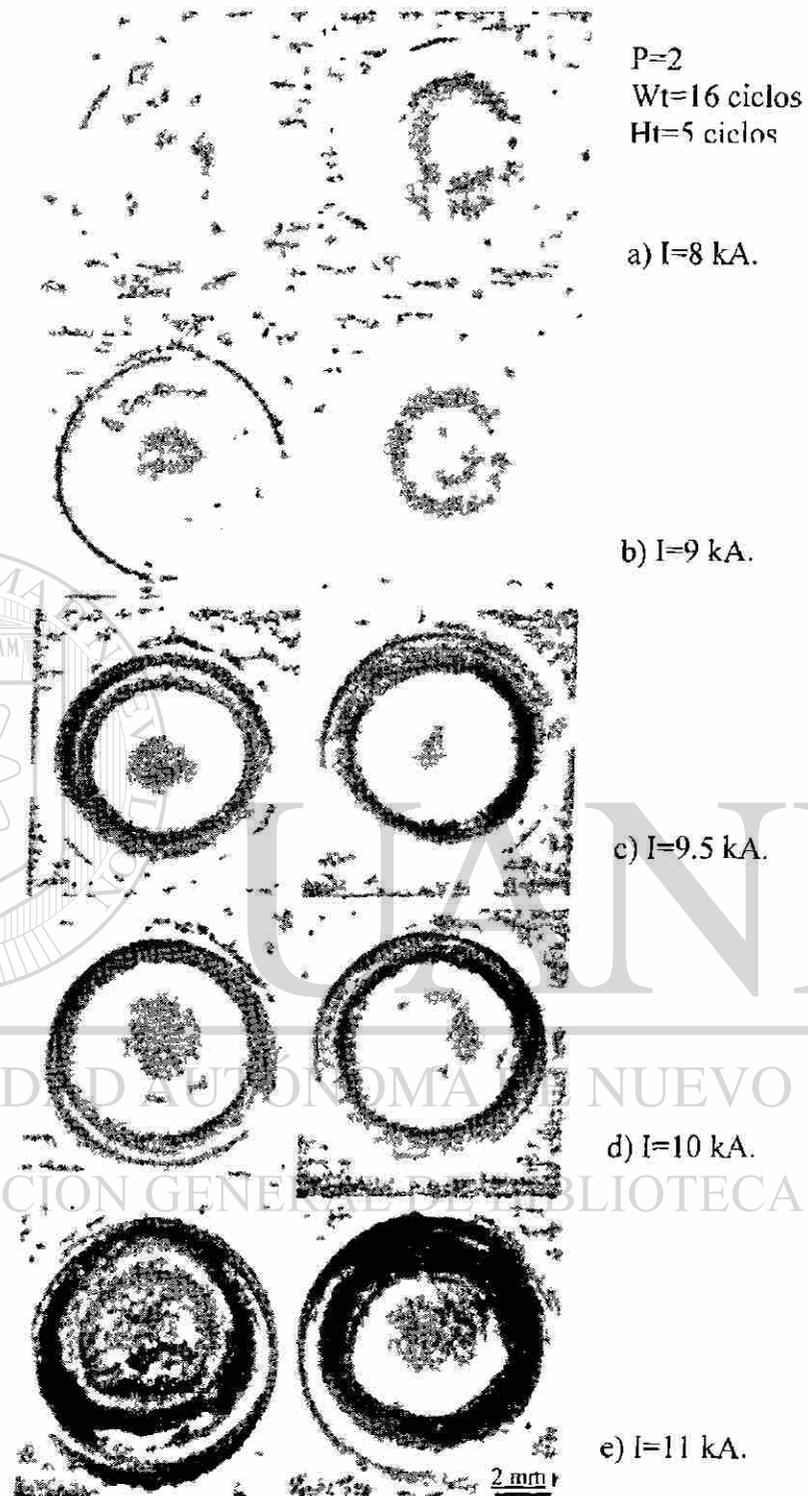


Figura 5.18.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

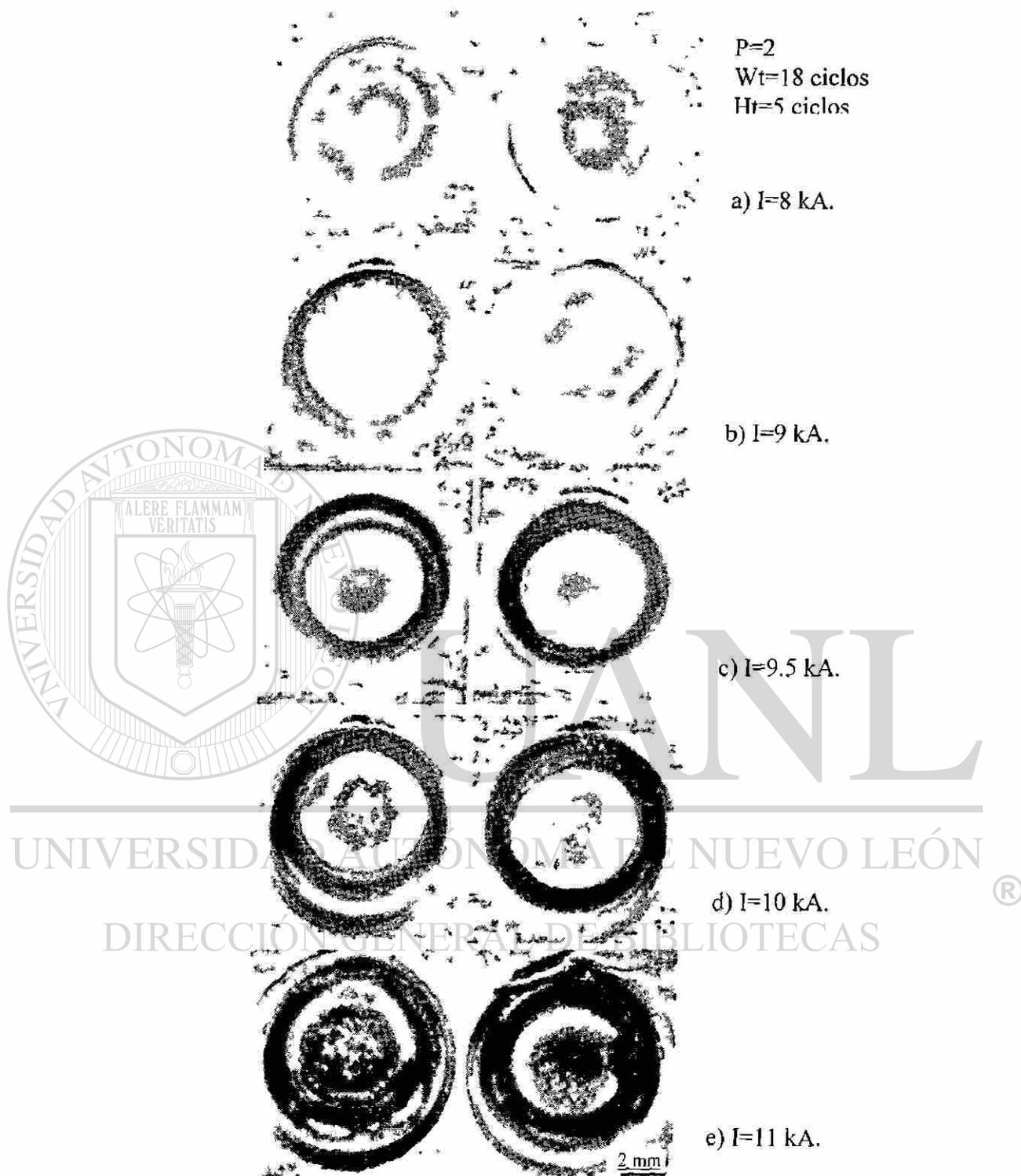


Figura 5.19.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

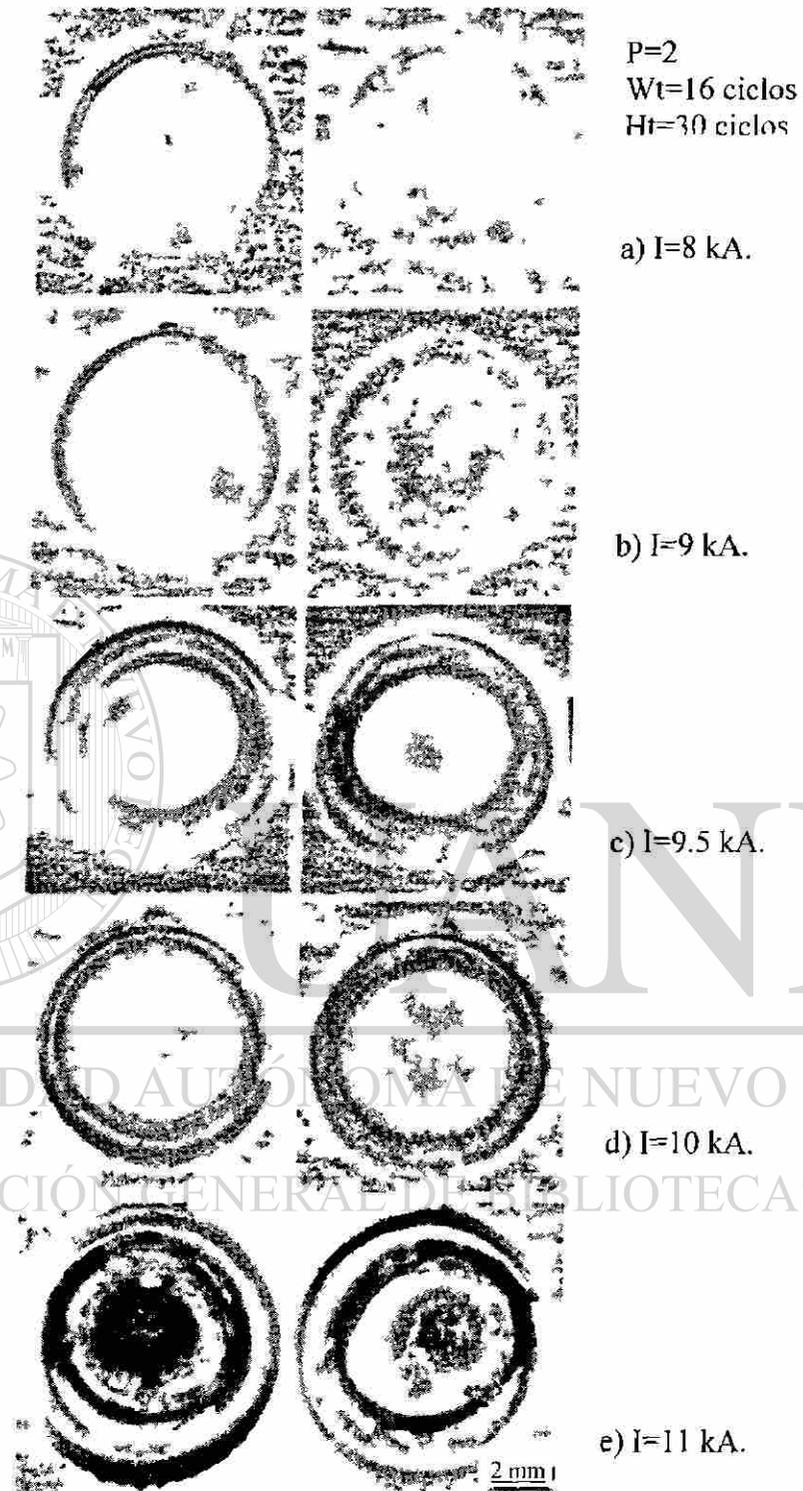


Figura 5.20.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

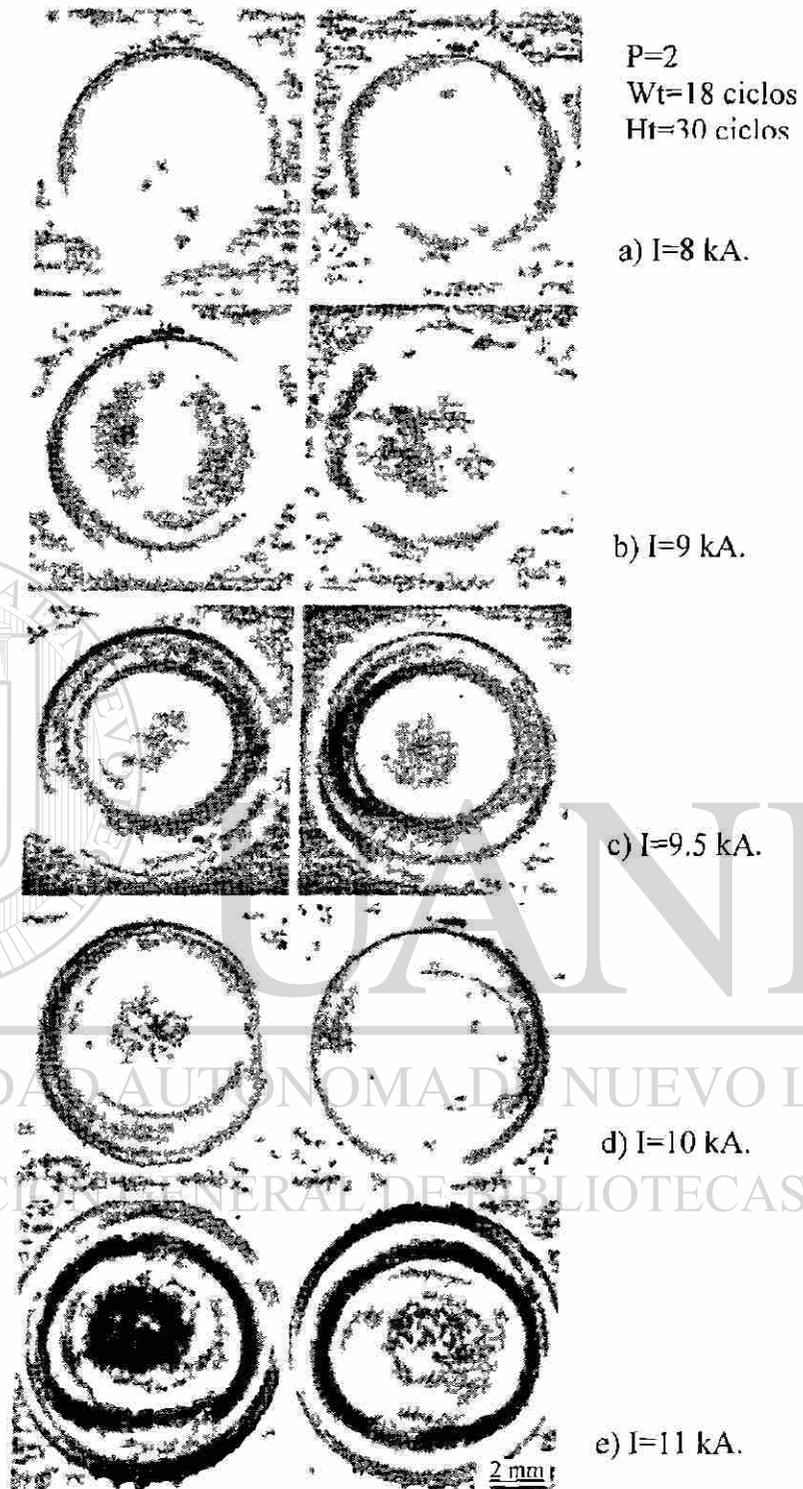


Figura 5.21.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

En las imágenes mostradas en las Figuras 5.14 a la 5.21 se puede apreciar que con el incremento de la corriente aumenta el diámetro de la huella de dejada por el electrodo.

También se ve que a tiempos más cortos de sostenimiento (5 ciclos) la superficie de la huella presenta un color más oscuro que para tiempos de sostenimiento mayores (30 ciclos), ésto se hace más notorio para corrientes altas (10 y 11 kA), y se debe a que para tiempos cortos de sostenimiento (5 ciclos) los electrodos liberan las láminas cuando en el botón existe una alta temperatura, permitiendo la entrada de oxígeno y presentando una mayor oxidación que para tiempos largos de sostenimiento (30 ciclos).

5.5.2.1 DIÁMETRO DE LA HUELLA DEL ELECTRODO.

Se determinó el diámetro promedio entre la huella superior e inferior para cada prueba. Los resultados se muestran en las Figuras 5.22 y 5.23.

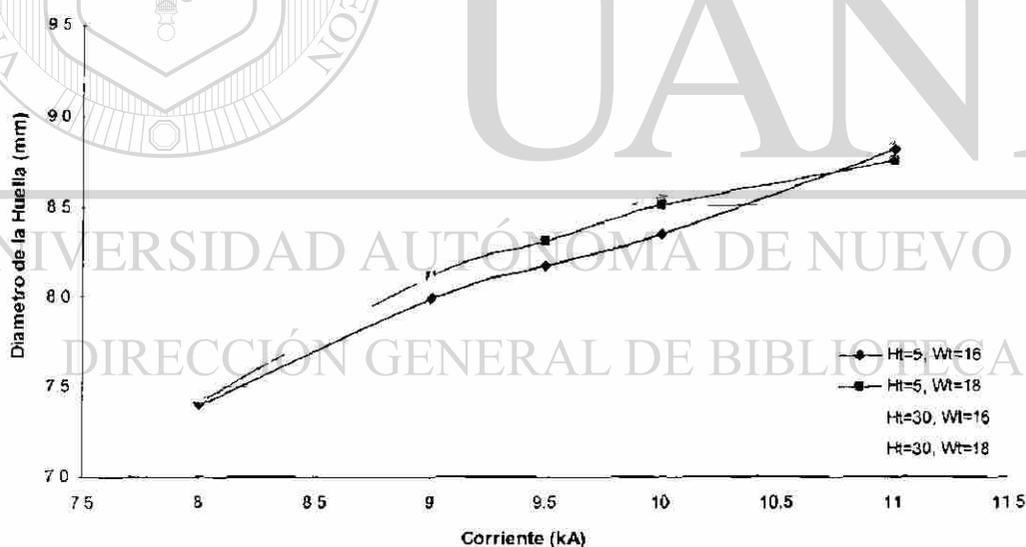


Figura 5.22.- Gráfica de diámetro de la huella contra corriente para experimentos con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

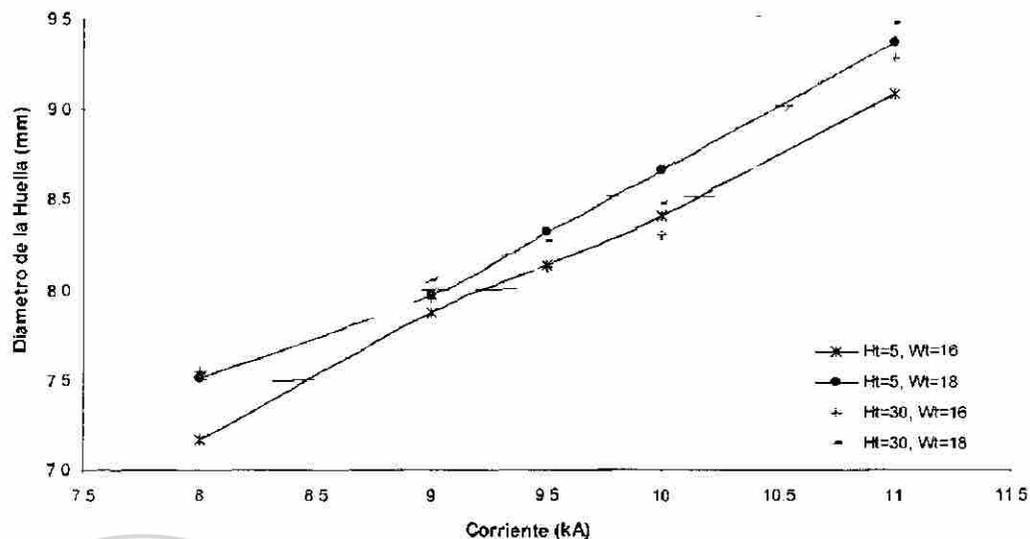


Figura 5.23.- Gráfica de diámetro de la huella contra corriente para experimentos con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Se pudo observar que conforme incrementaba la corriente el diámetro de la huella se incrementa, de igual forma para períodos de tiempo de 18 ciclos de aplicación de corriente el incremento en el diámetro era mayor que para experimentos con 16 ciclos. Esto es porque a mayores valores de corriente o tiempo utilizados se alcanzan mayores temperaturas.

También se encontró que tanto para uno como para dos pulsos el incremento del diámetro de la huella fue muy parecido hasta valores de corriente de 9.5 kA, sin embargo a partir de este valor el incremento del diámetro de la huella es mayor para los experimentos realizados con dos pulsos que con un pulso. Esto es debido a que en los experimentos realizados con dos pulsos el tiempo del ciclo completo de soldadura es mayor, permitiendo así una mayor deformación del material.

5.5.3 INSPECCIÓN VISUAL DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Una vez realizadas las metalografías se realizó la inspección visual, en las Figuras 5.24 a la 5.31 se aprecia la evolución del botón de soldadura en función de la corriente.

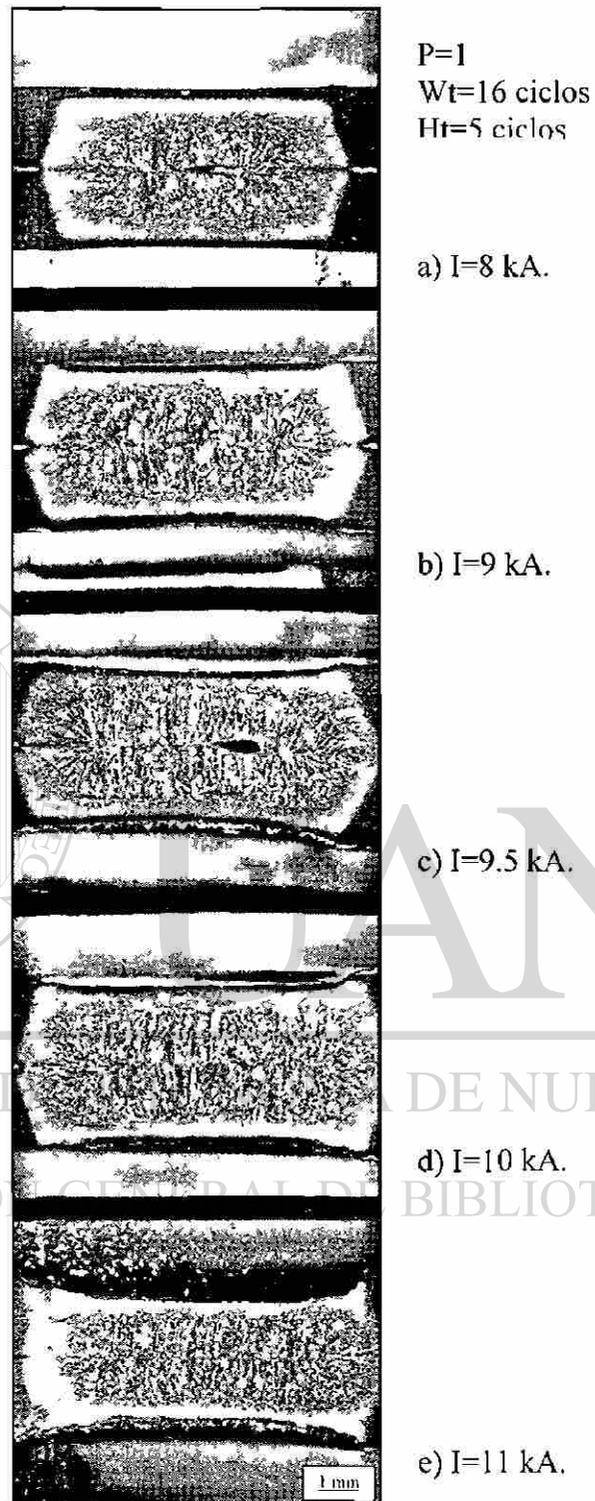


Figura 5.24.- Vista del botón de soldadura.

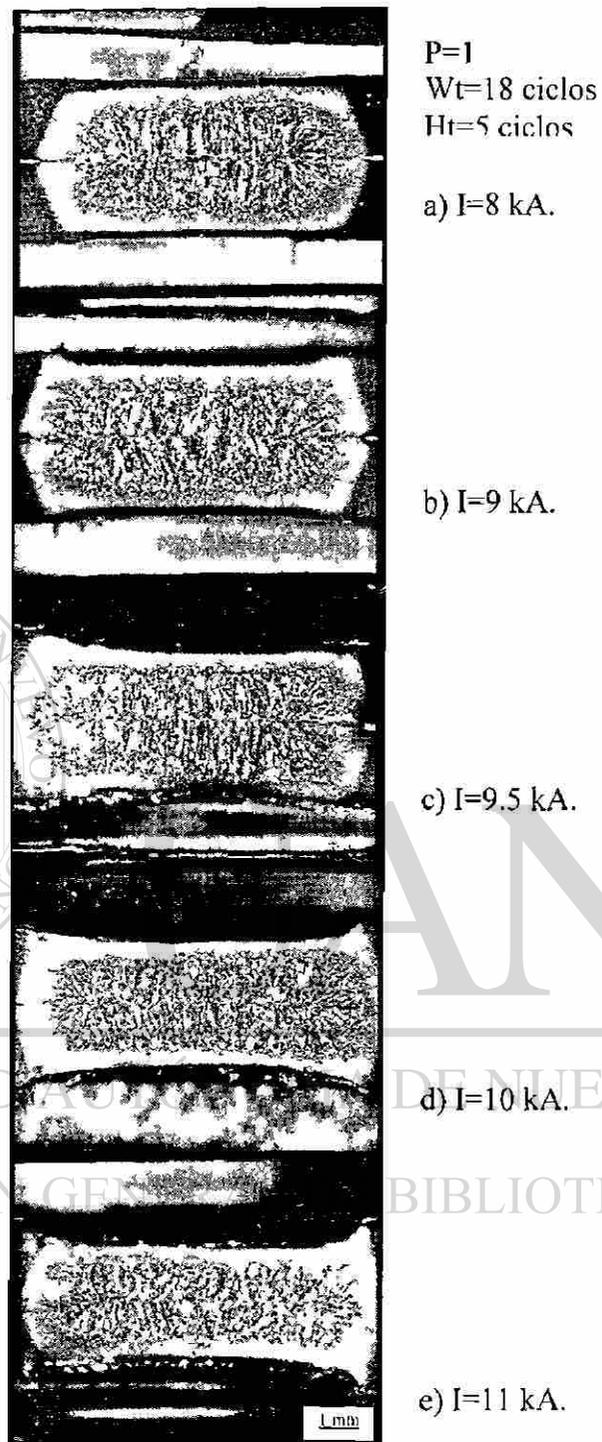


Figura 5.25.- Vista del botón de soldadura.

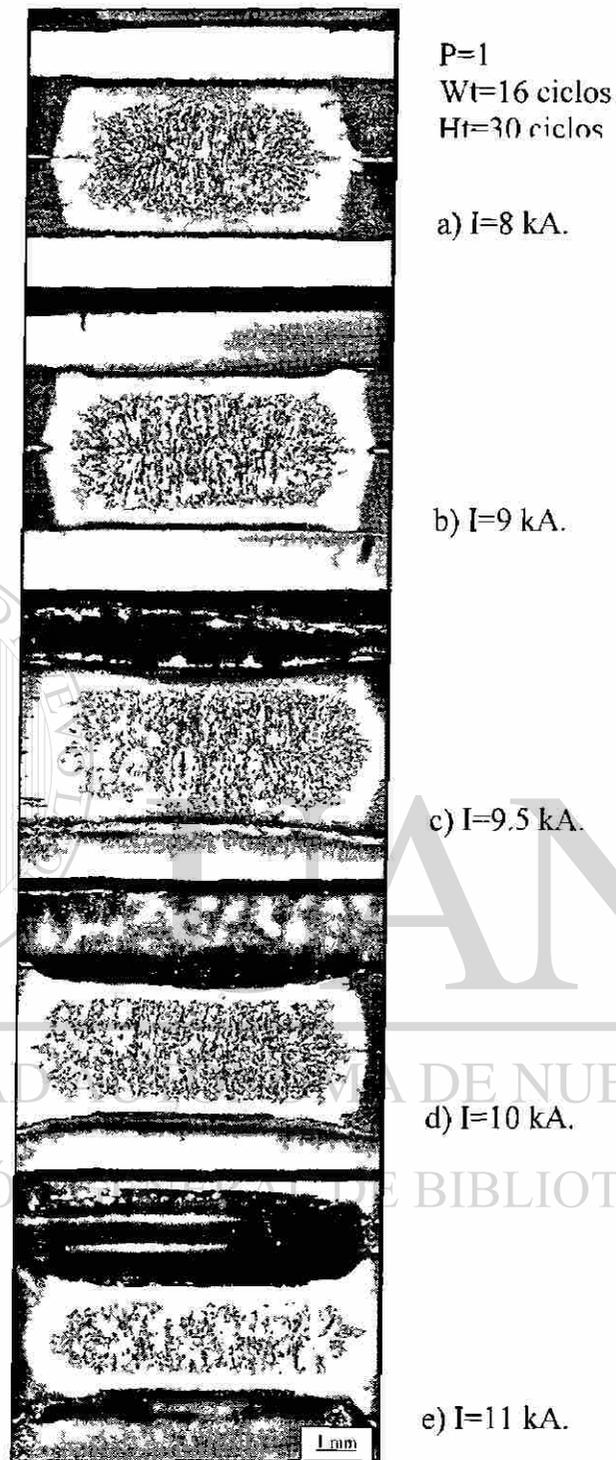


Figura 5.26.- Vista del botón de soldadura.

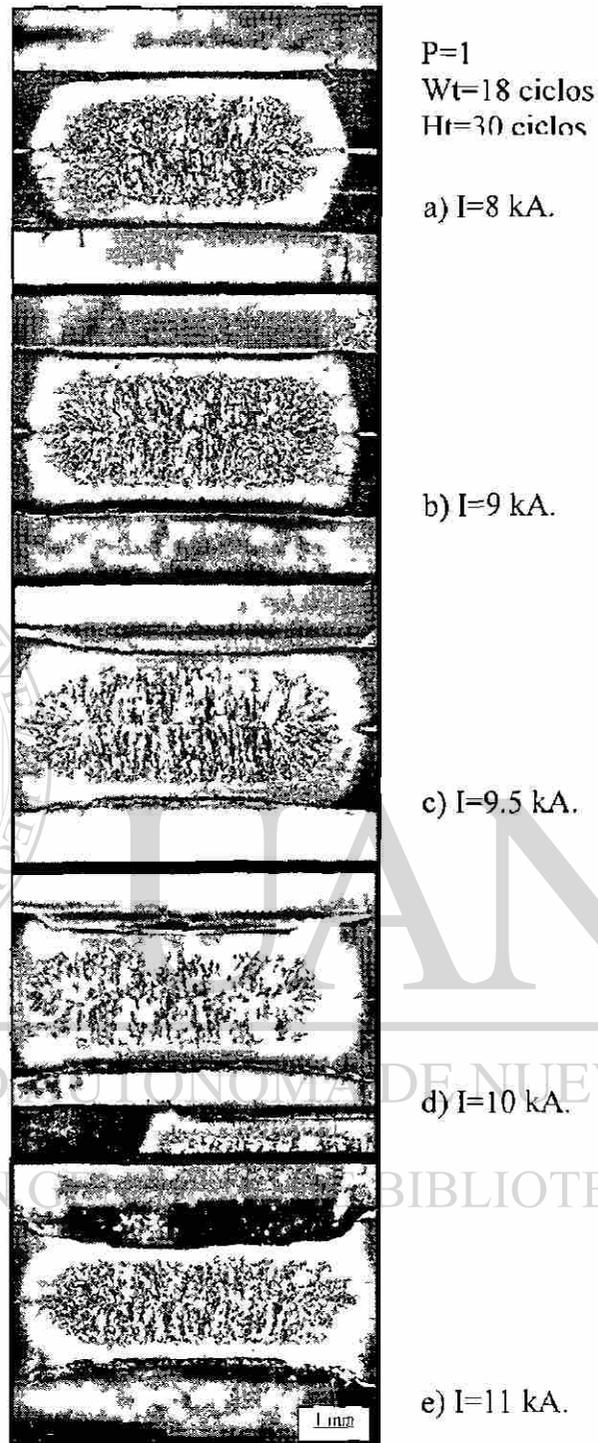


Figura 5.27.- Vista del botón de soldadura.

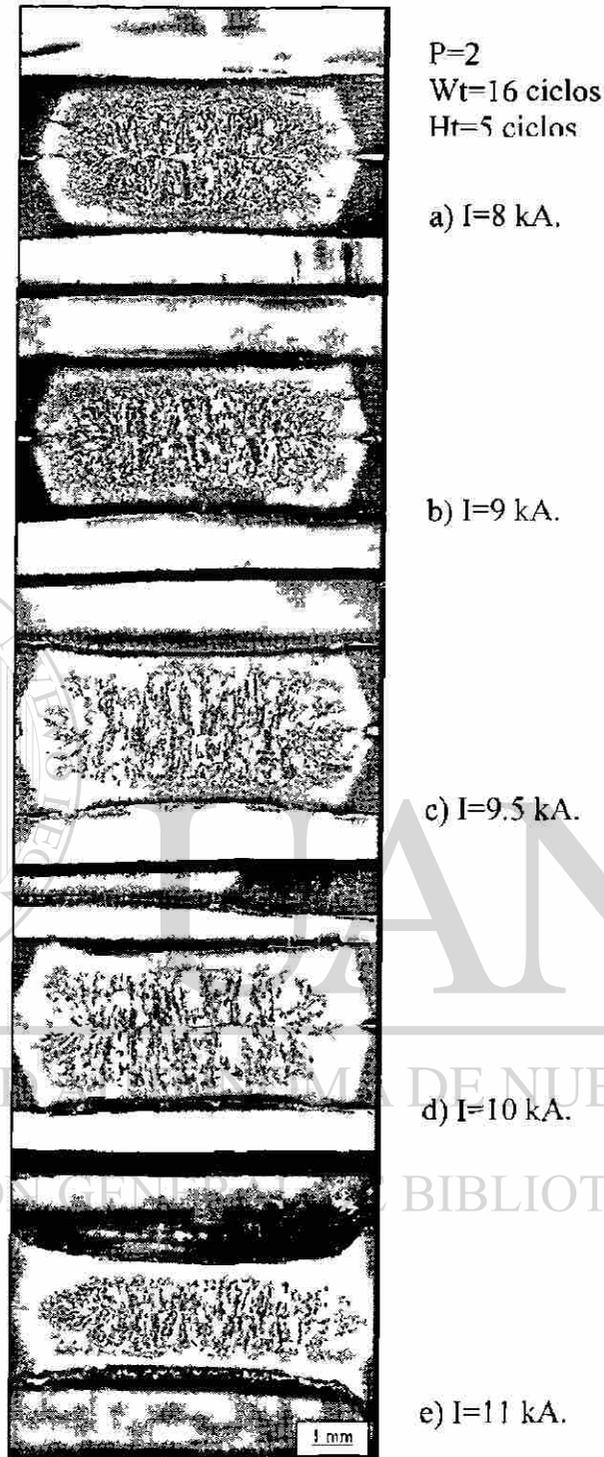


Figura 5.28.- Vista del botón de soldadura.

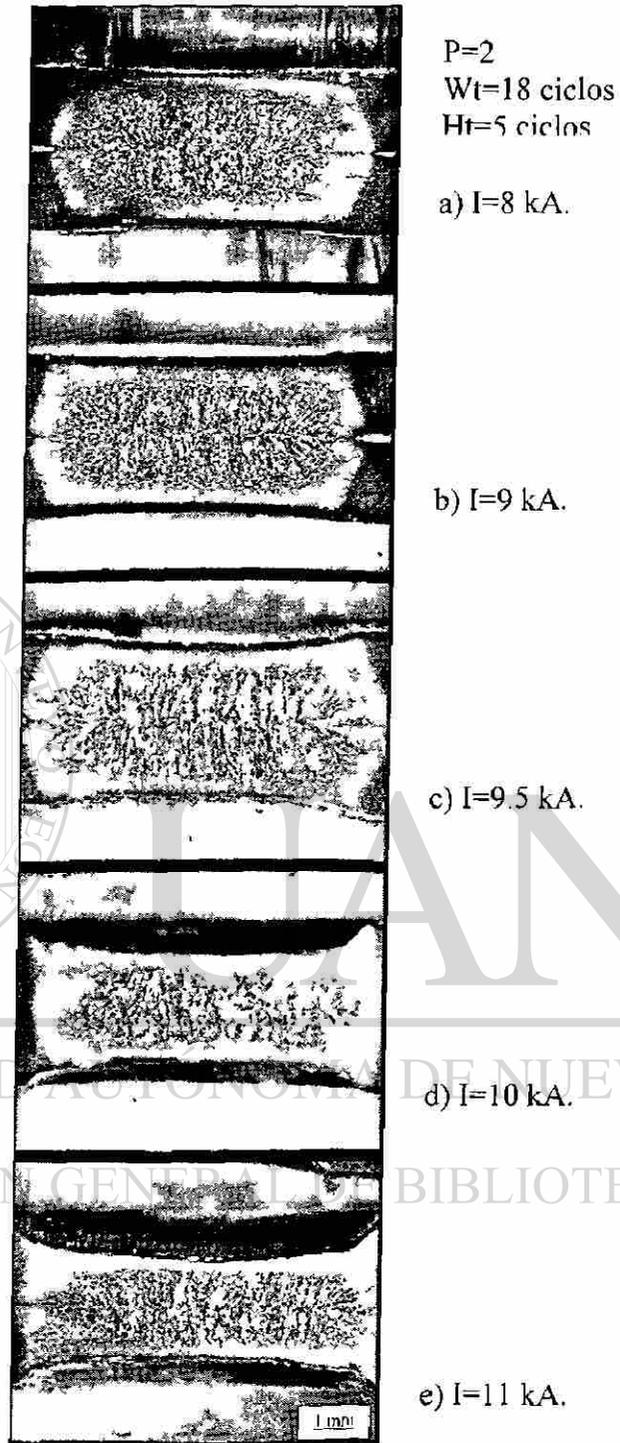


Figura 5.29.- Vista del botón de soldadura.

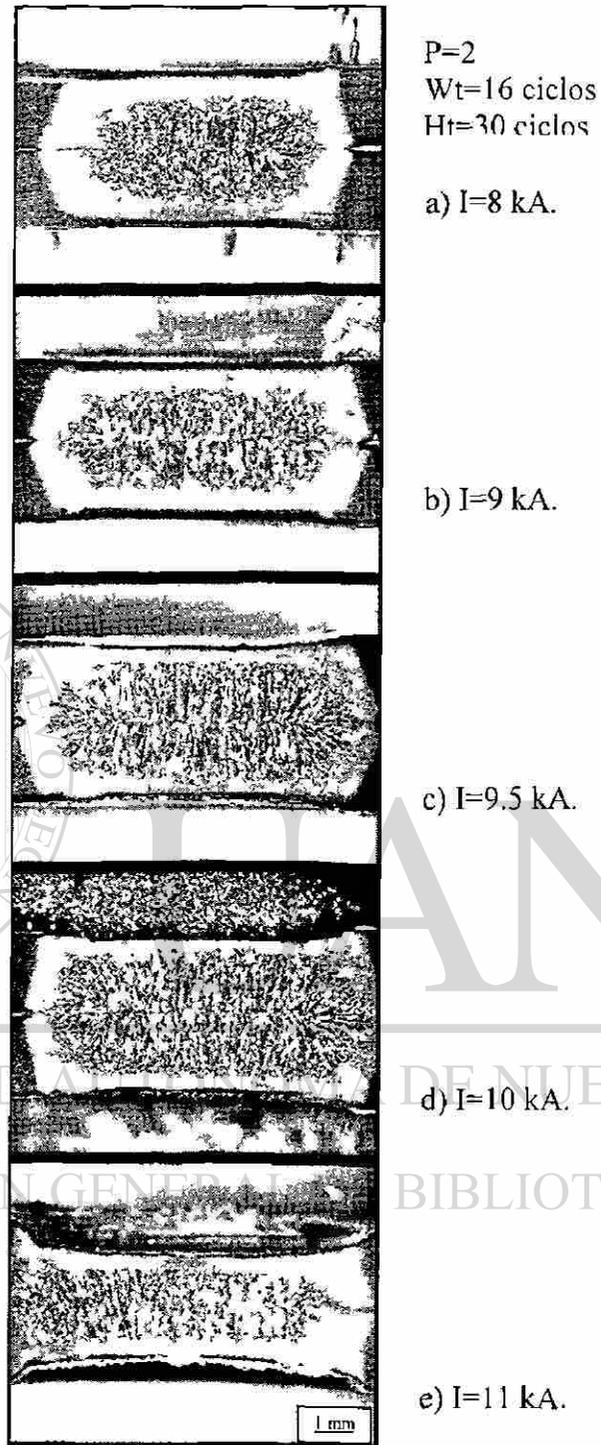


Figura 5.30.- Vista del botón de soldadura.

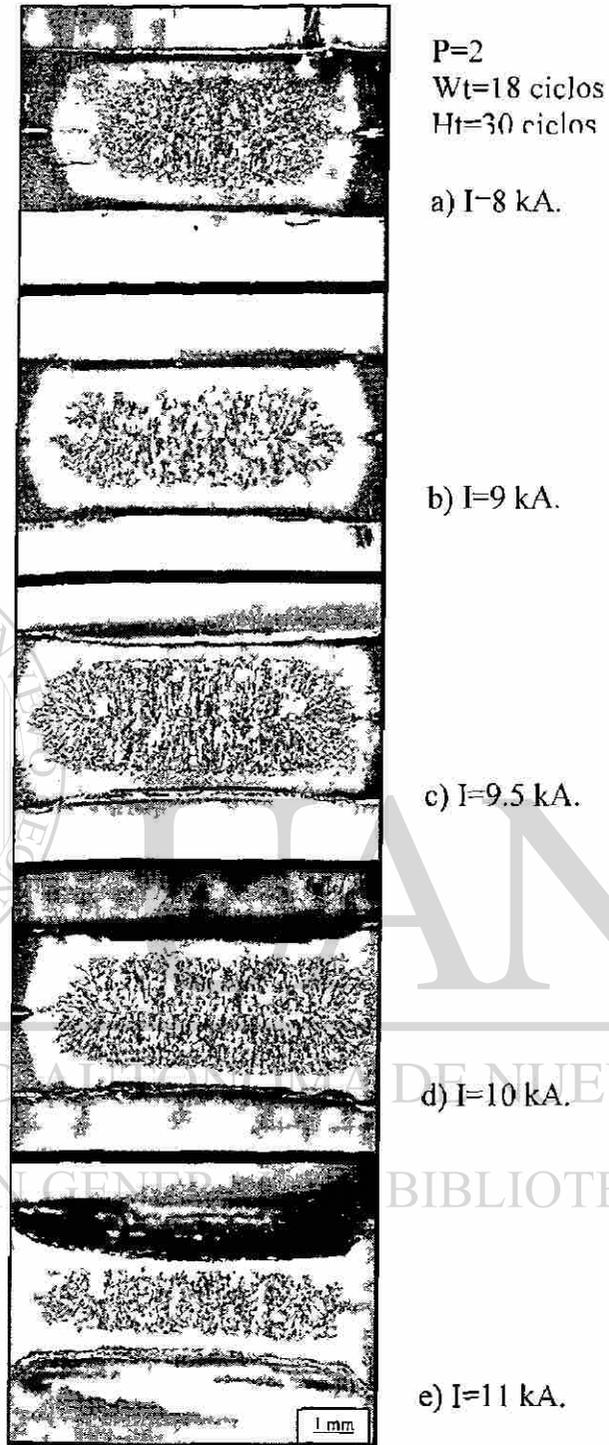


Figura 5.31.- Vista del botón de soldadura.

Se observó en las Figuras 5.24 a la 5.31 que un incremento en la corriente así como en el tiempo de aplicación de la misma tiene un efecto directamente proporcional en la penetración de los electrodos, el diámetro del botón y la penetración de la soldadura.

También se puede ver que en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente presentan una mayor indentación, diámetro del botón y penetración de la soldadura que los realizados con un pulso de corriente. El tiempo de sostenimiento no presentó un efecto significativo en las dimensiones del botón de soldadura.

5.5.4 MEDICIONES EN EL BOTÓN DE SOLDADURA.

5.5.4.1 IDENTACIÓN DEL ELECTRODO.

En las Figuras 5.32 y 5.33 se puede observar la evolución de la penetración del electrodo en función de la corriente. La penetración graficada es un valor promedio en porcentaje (véase Ec. 4.1).

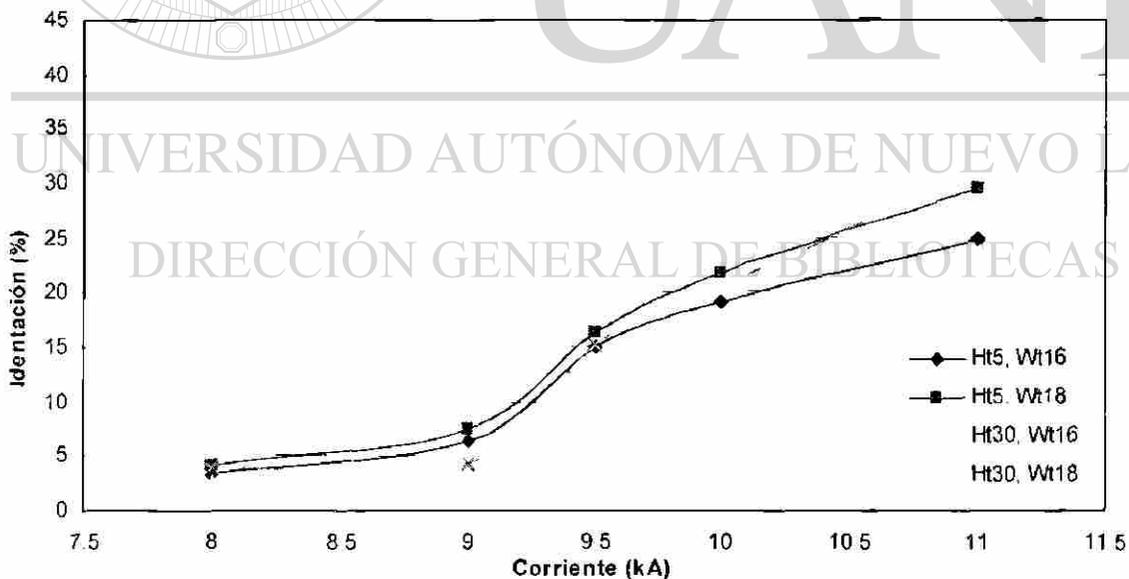


Figura 5.32.- Gráfica de corriente contra porcentaje de indentación para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

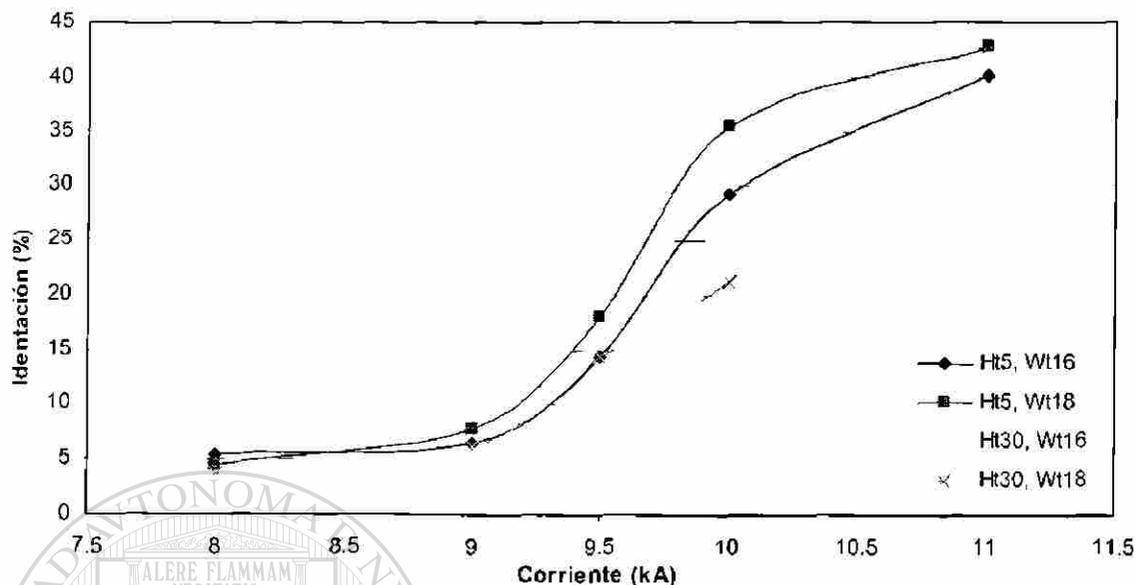


Figura 5.33.- Gráfica de corriente contra porcentaje de indentación para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Se observó que hay un incremento en la indentación proporcional a la corriente y al tiempo de aplicación de la misma (16 ó 18 ciclos), ya que la indentación en las gráficas de 18 ciclos de tiempo de soldadura está por encima de la de 16 ciclos (respectivamente para 5 ó 30 ciclos de tiempo de sostenimiento), además a partir del valor de corriente de 9.5 kA la indentación es mayor para los experimentos realizados para dos pulsos que para un pulso. Esto es debido a que en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente el ciclo completo de soldadura se hace más largo que para los experimentos realizados con un pulso de corriente, permitiendo así una mayor deformación del material (láminas).

De lo anterior se puede ver que tanto la indentación de electrodo como el diámetro de la huella es mayor para dos pulsos que para un pulso a partir de un valor de corriente alrededor de 9.5 kA.

5.5.4.2 PENETRACIÓN DE LA SOLDADURA.

Los resultados de penetración son mostrados en función de la corriente como se observa en las Figuras 5.34 y 5.35.

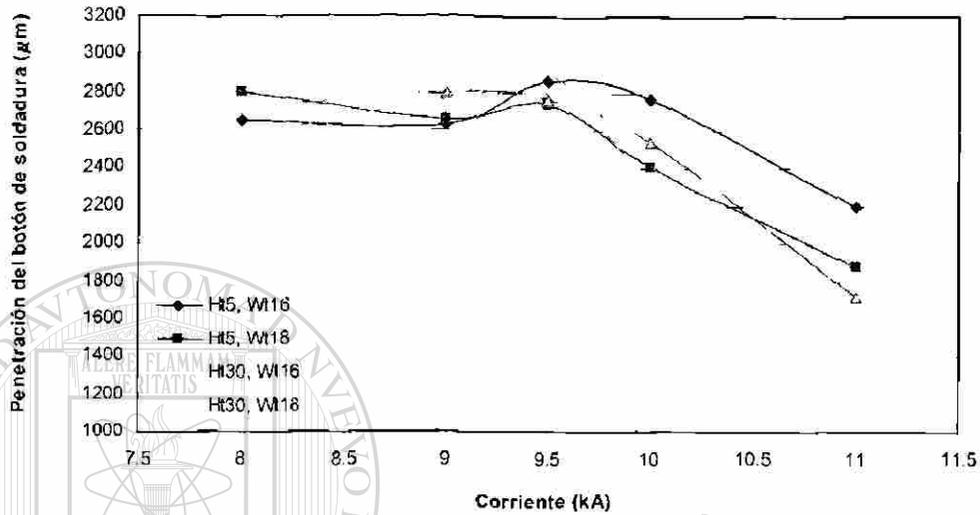


Figura 5.34.- Gráfica de corriente contra penetración del botón de soldadura para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

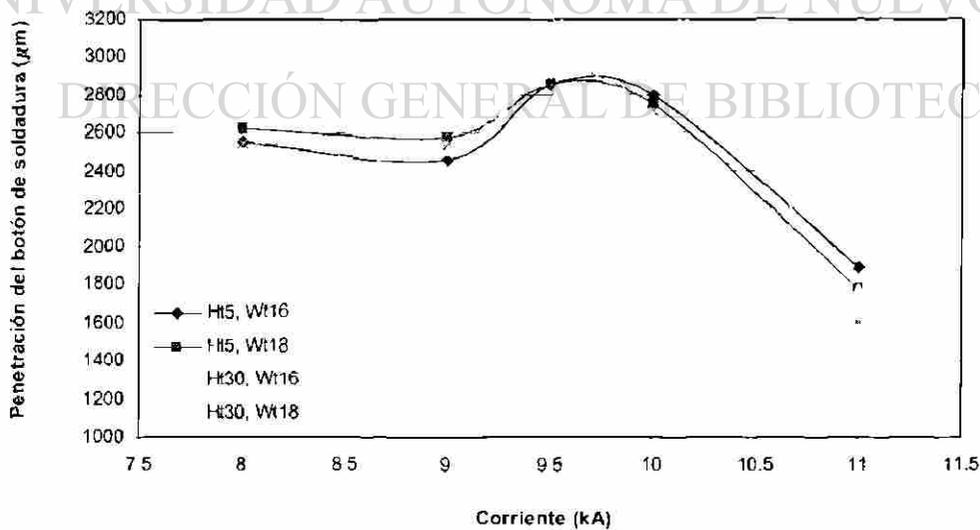


Figura 5.35.- Gráfica de corriente contra penetración del botón de soldadura para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

Como se puede observar en las gráficas el botón de soldadura se desarrolla mas rápidamente para experimentos realizados con 18 ciclos de tiempo de soldadura ($Wt = 18$) que para experimentos realizados con 16 ciclos de tiempo de soldadura ($Wt = 16$), esto es debido a que con mayores tiempos de aplicación de corriente mayor temperatura es alcanzada, sin embargo existe un valor de corriente alrededor de 9.8 kA en el cual el fenómeno de expulsión de material se presenta y como consecuencia de la pérdida de material fundido (botón) una disminución en la distancia medida como penetración de la soldadura se hace notar.

El desarrollo de penetración conforme se incrementa la temperatura se hace más notorio en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente, debido a que el tiempo del ciclo completo de soldadura es mayor, produciendo así un mayor efecto sobre el metal base (acero).

Como se podrá observar el tiempo de sostenimiento (Ht) no tiene ningún efecto sobre la penetración del botón de soldadura, ya que ésta sólo está en función de la temperatura que se alcance y no de la velocidad de enfriamiento.

5.5.4.3 DIÁMETRO DEL BOTÓN.

Los resultados de la evolución del diámetro del botón de soldadura con la corriente se presentan en las Figuras 5.35 y 5.36.

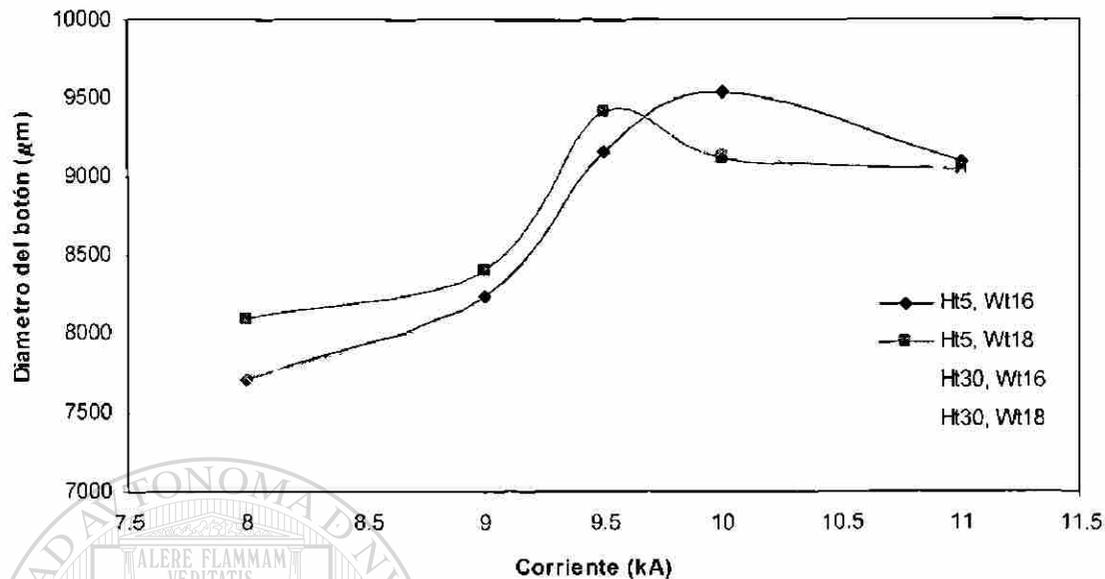


Figura 5.35.- Gráfica de corriente contra diámetro del botón de soldadura para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

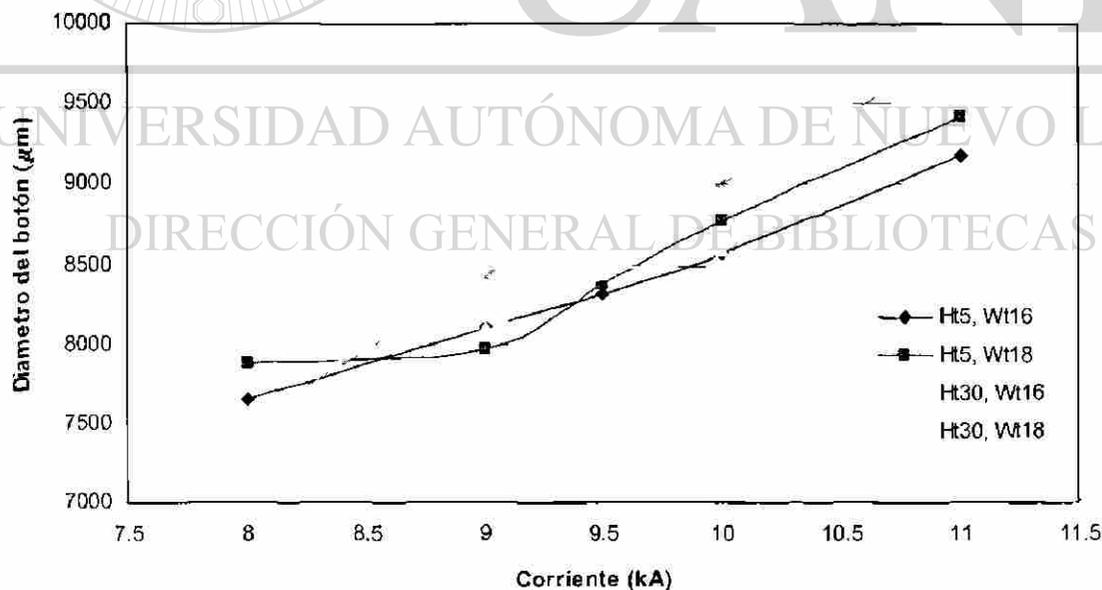


Figura 5.36.- Gráfica de corriente contra diámetro del botón de soldadura para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

Como se puede observar en la Figuras 5.35 y 5.36 el incremento del diámetro del botón de soldadura es proporcional a la corriente, aunque para los experimentos realizados con un pulso de corriente el diámetro del botón comienza a disminuir a partir de un valor de corriente alrededor de 9.8 kA debido a que el fenómeno de expulsión se hace presente. En los experimentos realizados con dos pulsos de corriente se encuentra que la expulsión se hace presente en un valor de corriente alrededor de 10 kA, pero ésta no representa efecto alguno sobre el crecimiento del diámetro del botón de soldadura.

Es de esperarse que en los experimentos realizados con $Wt=18$ ciclos la evolución del diámetro del botón de soldadura sea mayor que en los experimentos realizados con $Wt=16$ ciclos, ya que se generó más calor, por lo tanto el efecto del tiempo de aplicación de corriente (Wt) tiene un efecto directamente proporcional en la evolución del diámetro de soldadura.

El tiempo de sostenimiento sí tiene un efecto sobre la evolución del diámetro del botón de soldadura particularmente en los experimentos realizados con un pulso, para un valor de corriente de 9.5 kA. A mayor tiempo de sostenimiento mayor diámetro del botón, tanto para los experimentos realizados con $Wt=16$ ciclos como para $Wt=18$ ciclos.

5.5.5 MICRODUREZA A TRAVÉS DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Los ensayos de microdureza fueron realizados a través del botón de soldadura, promediando la microdureza en los extremos, medio y centro del botón de soldadura. Los resultados de los valores promedio de microdureza para cada una de las muestras se presenta en las Figuras 5.37 a la 5.44.

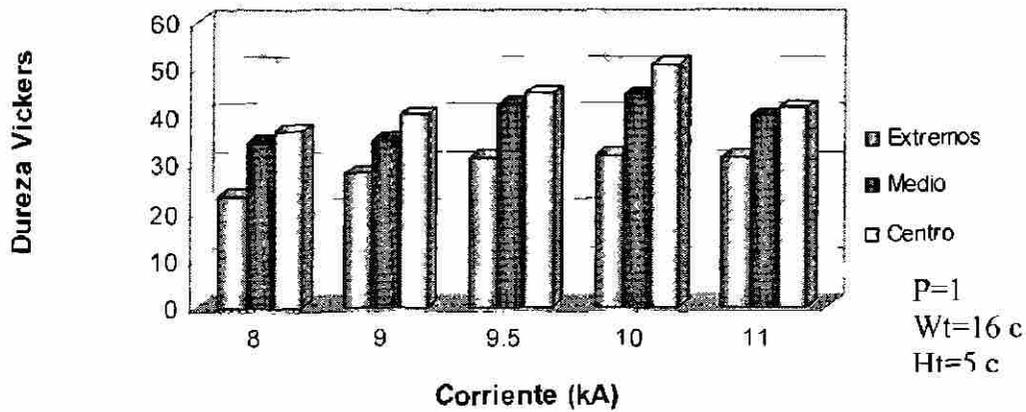


Figura 5.37.- Gráfica de microdureza.

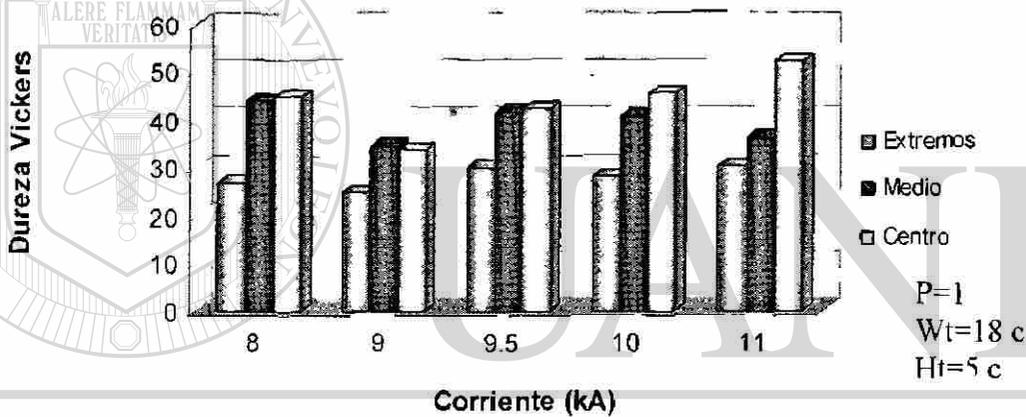


Figura 5.38.- Gráfica de microdureza.

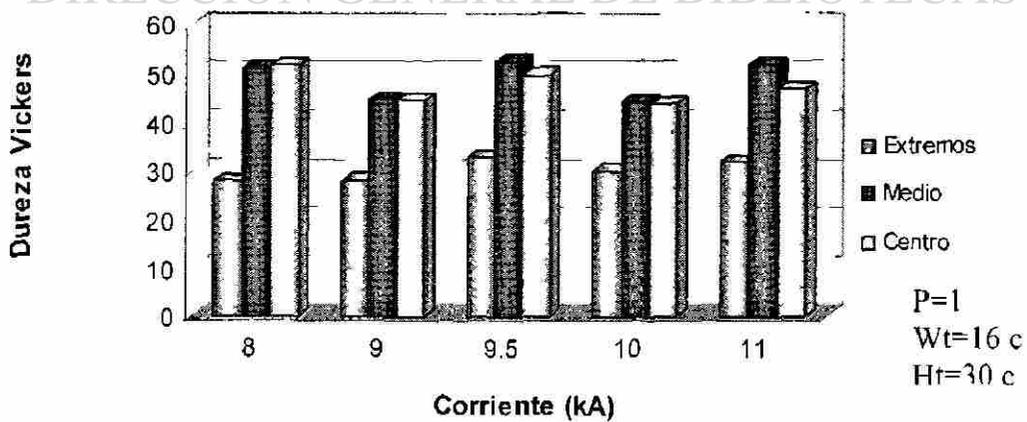


Figura 5.39.- Gráfica de microdureza.

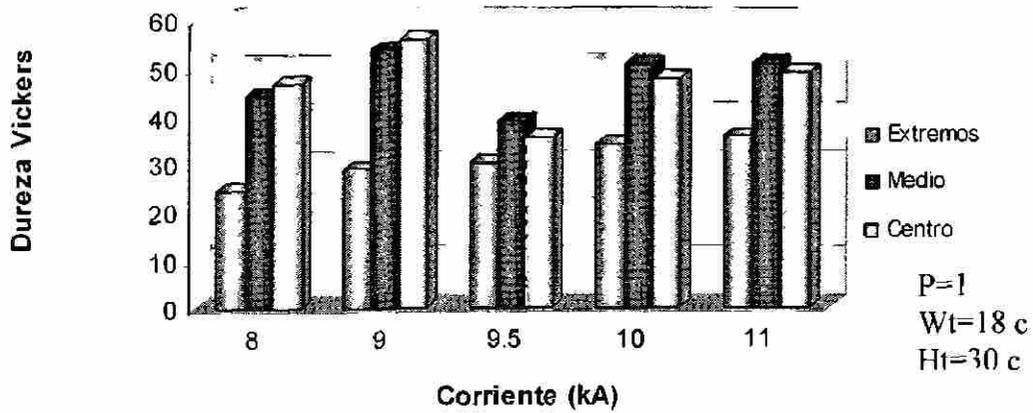


Figura 5.40.- Gráfica de microdureza.

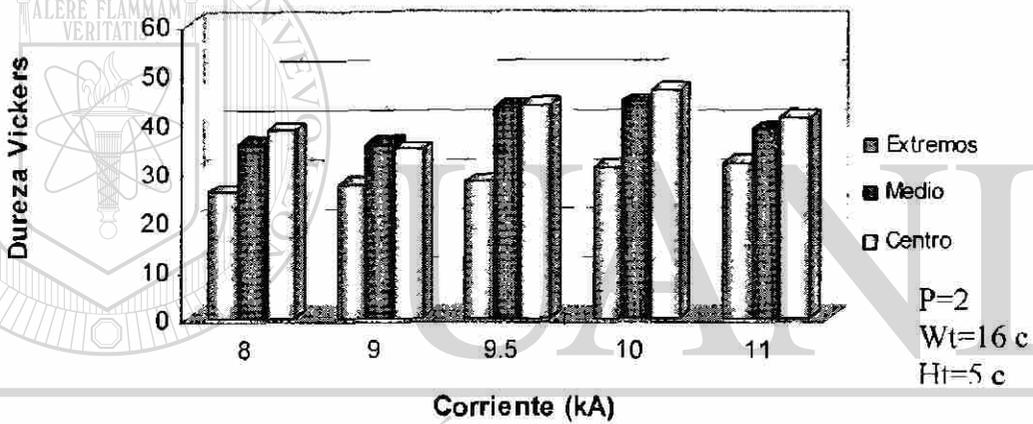


Figura 5.41.- Gráfica de microdureza.

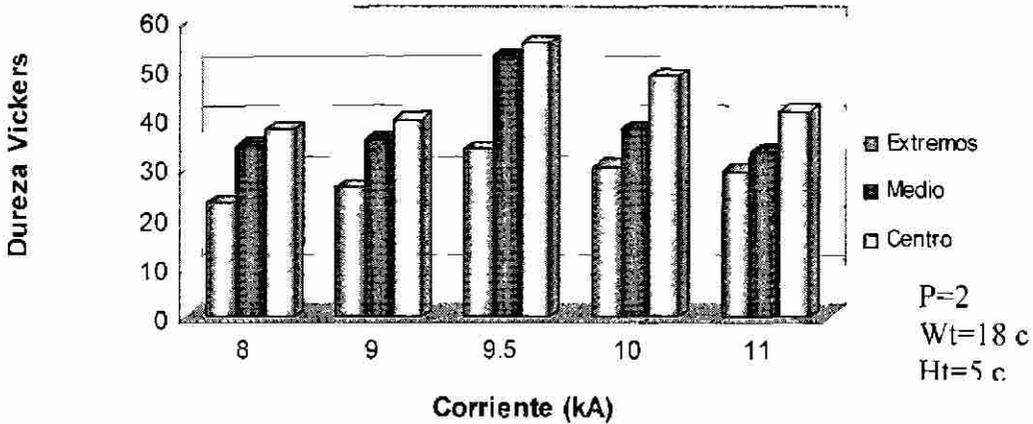


Figura 5.42.- Gráfica de microdureza.

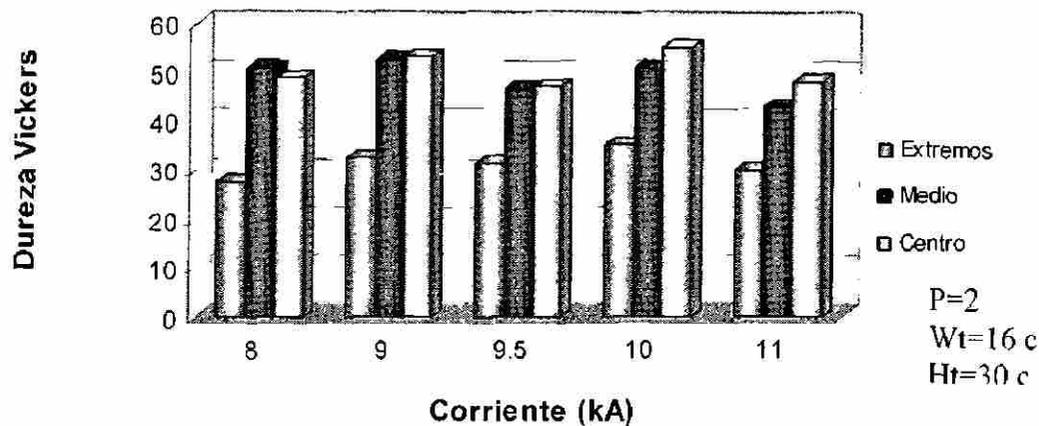


Figura 5.43.- Gráfica de microdureza.

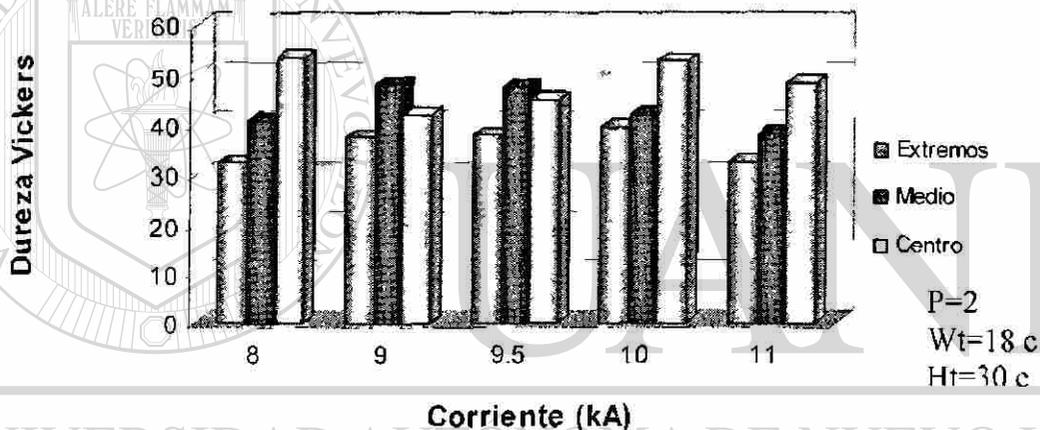


Figura 5.41.- Gráfica de microdureza.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En los resultados obtenidos se puede observar que la microdureza está influenciada por el tiempo de sostenimiento de los electrodos, ya que los experimentos realizados para tiempos de sostenimiento de cinco ciclos presentaron una menor microdureza que los realizados con treinta ciclos, esto es debido a que entre mayor es el tiempo de sostenimiento de los electrodos después de la aplicación de la corriente, mayor será la velocidad de enfriamiento del botón de soldadura ya que existe un contacto directo entre la superficie del botón de soldadura y los electrodos. Recuérdese que los electrodos tienen baja temperatura ya que son enfriados por agua la cual se encontraba a temperatura ambiente (alrededor de 20°C).

5.5.6 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL EN EL CENTRO DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

La microestructura en centro del botón de soldadura sólo se vio afectada por el tiempo de sostenimiento (5 ó 30 ciclos), en la Figura 5.41 se muestra la microestructura típica encontrada en los experimentos realizados con cinco y treinta ciclos de enfriamiento respectivamente.

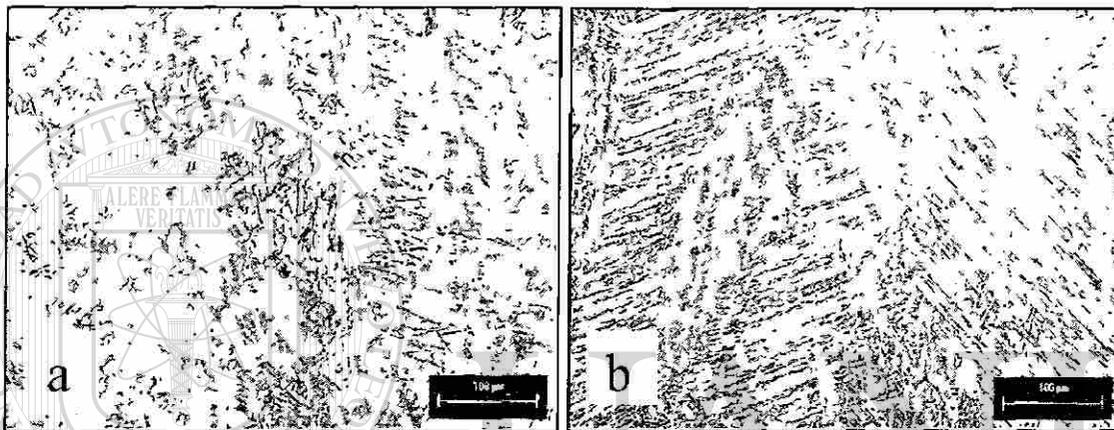


Figura 5.41.- Microestructuras encontradas en experimentos realizados con un pulso, diez y seis ciclos de aplicación de corriente y 9.5 kA, a) $H_t = 5$ y b) $H_t = 30$ ($H_t =$ tiempo de sostenimiento).

Se puede ver que en la Figura 5.41 b se obtuvo una estructura bainítica más definida que en la Figura 5.41 a, esto se debe a que en los experimentos realizados con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos el enfriamiento es mayor, por lo que se define mejor la estructura bainítica de la Figura 5.41 b.

1.2 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS ACEROS HSLA.

La composición química de los aceros HSLA es determinada por su resistencia, tenacidad, ductilidad y soldabilidad. Los elementos de aleación comúnmente usados y elementos de impurezas pueden ser categorizados en tres grupos dependiendo de su influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros⁽¹⁾:

1. Elementos microaleantes: Nb, V, Ti, Al y B.
2. Elementos sustitucionales: Si, Mn, Mo, Cu, Ni y Cr.
3. Impurezas y elementos usados para su control: P, S, Ca, Zr y tierras raras.

Los elementos de aleación de los dos primeros grupos controlan, principalmente, la resistencia y tenacidad, así como la transformación microestructural, en tanto que los elementos del tercer grupo afectan la ductilidad. El C y N desarrollan un papel muy importante en la soldabilidad, un óptimo nivel del contenido de C es determinante sobre las propiedades del metal base y soldabilidad⁽¹⁾.

1.2.1 ELEMENTOS MICROALEANTES.

Aditivos de aleación son aquellos que pueden causar una remarcada o específica influencia en las propiedades y microestructura; cuando éstos son adicionados en concentraciones menores a 0.10% en peso, se les llama elementos microaleantes. La efectiva y racional utilización de los elementos microaleantes como Nb, V o Ti, proveen un incremento en la resistencia y tenacidad alcanzada por procesamiento termomecánico, por esto la importancia del entendimiento del comportamiento de los elementos microaleantes como lo es la solubilidad, precipitación de carburos o nitruros y retardo de la recristalización austenítica⁽¹⁾.

Nb, V y Ti tienen diferentes afinidades con el carbono y nitrógeno en la fase austenita (γ) y esto causa las diferencias en solubilidad de los productos de carbono y nitruros en

los respectivos elementos microaleantes, como se muestra en la Figura 1.1. En el intervalo de temperatura 1100-1250 °C, comúnmente conocida como temperatura de recalentamiento, el TiN es el compuesto más estable y el VC el más soluble en γ . NbC y TiC caen entre los dos. La cantidad de Nb o Ti contenida disuelta en γ en la temperatura de recalentamiento puede variar considerablemente dependiendo de la temperatura y la cantidad de carbono. Excepto AlN con una estructura hexagonal, los carburos y nitruros cristalizan en estructuras cúbicas solubles unas con otras. Los productos contienen una cantidad de N o C, por lo que son comúnmente llamados carbonitruros. La Figura 1.1 muestra que todos los nitruros tienen menor solubilidad en γ que los carburos, y esto pudiera ser igual en ferrita (α). En los aceros microaleados comerciales. El V y Nb son rara vez formados, excepto en los aceros de muy bajo carbono y alto hidrógeno⁽¹⁾.

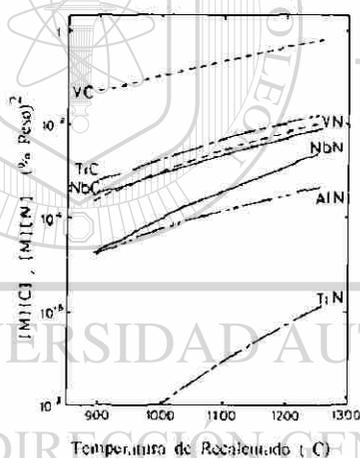


Figura 1.1.- Solubilidad de productos de carburos y nitruros⁽¹⁾.

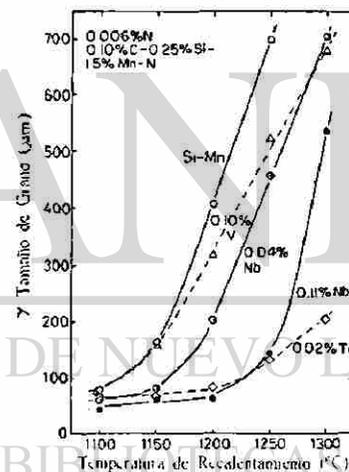


Figura 1.2.- Variación de tamaño de grano (γ) y temperatura de recalentamiento⁽¹⁾.

Los carburos y nitruros no disueltos a la temperatura de recocido contribuyen al refinamiento de tamaño de los granos austeníticos. La Figura 1.2 muestra variaciones del tamaño de grano contra ésta temperatura en varios aceros microaleados⁽¹⁾.

1.2.2 ELEMENTOS SUBSTITUTOS DE ALEACIÓN

Elementos sustitutos de aleación como el Mn o Mo producen tres efectos que son:

1. Aumentan la resistencia del acero a través de solución sólida.
2. Refinamiento del grano debido a la precipitación de γ - α .
3. Modifican la transformación microestructural.

En general el efecto (3) es el más importante en el incremento de resistencia. La microestructura dominante en los aceros HSLA producida por la laminación controlada es la ferrita poligonal (α) y el decremento del contenido de C puede dar una perlita reducida o acero libre de perlita⁽¹⁾.

El efecto en la resistencia que puede causar un elemento puede variar con la transformación microestructural, el espesor de la lamina o la velocidad de enfriamiento⁽¹⁾. El Mo causa el mayor efecto de refuerzo entre los elementos de aleación mientras que el Mn y Cr son significativos. Cu y Ni resultan en un refuerzo débil sobre una base de adición simple. La adición simultánea de dos o tres elementos siempre provoca un efecto sinérgico de reforzamiento, el cual indica que la combinación de Cu y Ni en cantidades respectivas de 0.15% puede reforzar el acero comparado con una simple adición de 0.30% Cu ó 30% Ni. La temperatura de transición no depende considerablemente de los elementos aunque el Mn y Ni son elementos favorables para incrementar la tenacidad⁽¹⁾.

Elementos como Mo, Mn y Ni disminuyen considerablemente la temperatura A_3 (temperatura de transición de γ a α), pueden aumentar el refinamiento del grano y también modificar la microestructura⁽¹⁾.

El incremento de Mn por encima de 1.8% con un contenido de C menor a 0.06% causa una transición microestructural desde una perlita poligonal a una acicular, la cual consiste de la mezcla estructural de α y bainita. El reforzamiento en la estructura acicular α depende principalmente de la fracción de volumen de bainita con alta

densidad de dislocaciones, por esto es asociada con un decremento en la temperatura de transición γ - α en el acero. Por esto la resistencia en un acero acicular α depende considerablemente del contenido de C, Mn y Mo; los efectos del Cu, Ni y Cr son suplementarios⁽¹⁾.

La adición de B en los aceros de alto Mn con un contenido de C menor a 0.04% puede producir una estructura bainítica fina^(13,14). Esta estructura es diferente a la estructura bainítica simple sin α . La bainita es formada directamente desde los límites de grano de la austenita deformada y estabilizada por B. Debido al bajo contenido de C la bainita, este tipo de acero tiene una tenacidad y ductilidad superior a baja temperatura. Algunas veces la adición de Ti se hace para evitar la formación de nitruros de B. El decremento de la resistencia con la reducción del contenido de C en los aceros libres de B es debido a la disminución de la fracción volumétrica de los productos aciculares⁽¹⁾.

1.2.3 ELEMENTOS DE IMPUREZAS.

Las impurezas más importantes en los aceros son inclusiones no metálicas y su efecto sobre la ductilidad se hace más intenso con el incremento de la resistencia en los aceros HSLA. Entre varios tipos de inclusiones de óxido y sulfuro, el sulfuro de manganeso y los silicatos no formados en aceros con Al pasivador, son deformables a temperaturas de trabajo en caliente. El sulfuro de manganeso tiende a ser más alargados por la laminación controlada, una vez que la diferencia de la plasticidad relativa entre el sulfuro de manganeso y la matriz aumenta con el decremento de la temperatura de laminación. Estas inclusiones, en los productos laminados en caliente, causan anisotropía en los valores de ductilidad⁽¹⁾.

La fractura dúctil es iniciada por la fractura de inclusiones y el desprendimiento de la matriz granular, desde la interfase matriz-inclusión a bajas deformaciones o cerca del punto de la interfase de inestabilidad plástica⁽¹⁾.

El P es bien conocido como el causante de promover la fragilidad, éste no representa una influencia significativa sobre las propiedades mecánicas de los aceros laminados.

Sin embargo, el impacto energético en los aceros HSLA producido por el proceso de laminación es disminuido por el P una vez que la velocidad de enfriamiento (alrededor de 500°C después del laminado) es suficientemente lenta para producir la segregación del P a los límites de grano α o a la interfase perlita α . Este segregado promueve un fenómeno de división el cual es observado en superficies de fractura en especímenes quebrados por la prueba de impacto a baja temperatura⁽¹⁾.

Comúnmente los aceros de alta resistencia baja aleación contienen bajos contenidos de carbono, con un porcentaje de manganeso mayor de 1.5% en peso, con pequeñas cantidades de otros elementos como lo son Cu, V o Ti y algunas veces son sometidos a técnicas específicas de laminación. Elementos como Zr, Ca o tierras raras son comúnmente adicionados para mejorar la formabilidad de estos aceros⁽¹⁾.

Aunque los aceros HSLA pueden tener espesores más delgados que aceros convencionales, la corrosión puede reducir significativamente su resistencia mecánica, debido a la disminución de su sección transversal. La adición de elementos aleantes como Cu, Si, Ni, Cr y P pueden mejorar la resistencia a la corrosión, aunque sería mejor el recubrimiento del acero con Zn para mejorar la resistencia a la corrosión, ya que así el metal base queda con protección catódica del ánodo de sacrificio que es el Zn⁽¹⁾.

En un intento por disminuir la energía requerida en el procesamiento de estos aceros, el uso de aceros con V en lugar de Ti y Nb en las líneas de recocido pueden representar una gran ventaja, debido a la menor temperatura de recocido que estos requieren, ya que el V no incrementa tanto la temperatura de recristalización. Desgraciadamente se producen valores de esfuerzos de cedencia más altos que en los aceros que contienen Nb y Ti. Es por esto que estos aceros requieren un poco más de energía que un acero convencional para su formabilidad⁽²⁾.

1.3 PROCESAMIENTO TERMOMECAÁNICO DE LOS ACEROS HSLA.

Durante su procesamiento los aceros HSLA experimentan una transformación, esta transformación es causada por la presión ejercida sobre el material cuando está siendo laminado, la laminación provoca grandes deformaciones y, por consecuencia, una alta concentración de esfuerzos en el material, generando suficiente energía en el material como para pasar desde un nivel de mayor energía a otro de menor, venciendo la barrera energética que se opone al cambio de transformación microestructural⁽²⁾.

En la Figura 1.3 se muestra la deformación estructural que sufren los granos de austenita al ser deformados en el proceso de laminación en caliente. Esto genera una concentración de esfuerzos en el material después de la laminación⁽²⁾.

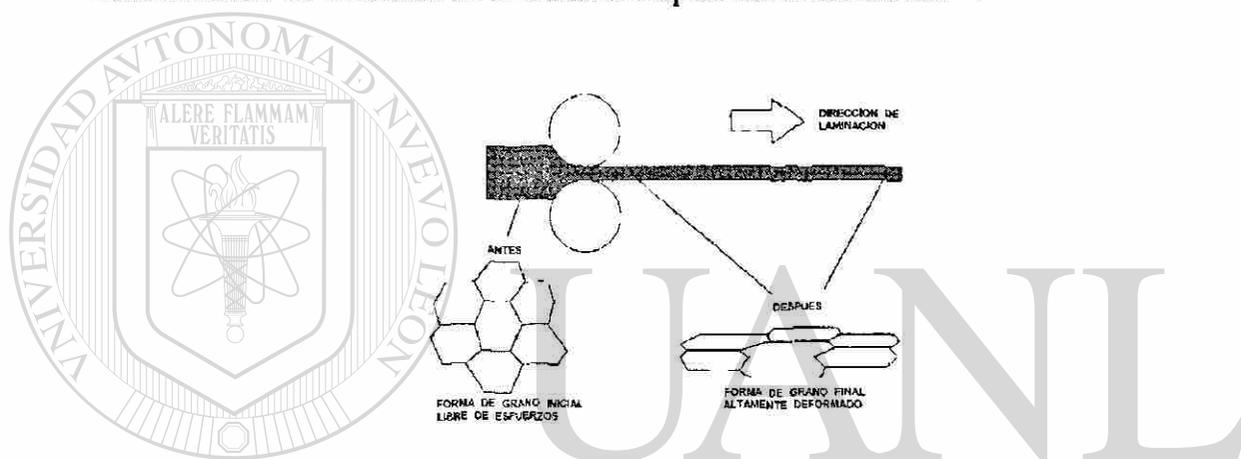


Figura 1.3.- Efecto final de la laminación en caliente sobre la forma y estructura del grano de austenita en el acero HSLA⁽²⁾.

Como consecuencia de la concentración de esfuerzos generados, así como de la temperatura de la laminación, los átomos de Nb tienden a formar carburos de niobio (NbC) en las fronteras de grano de la austenita, previniendo la recrystalización. Lo anteriormente mencionado se puede ver en la Figura 1.4, la cual muestra la formación de NbC en las fronteras de granos de austenita, las cuales son cubiertas por la precipitación de los NbC, previniendo así la recrystalización de los granos de austenita⁽²⁾.



Figura 1.4.- Precipitación del NbC en las fronteras de granos austeníticos a bajas temperaturas de laminación⁽²⁾.

Una vez que la precipitación de NbC se lleva a cabo, la generación de nuevos granos de ferrita es inevitable, creando nuevos granos de ferrita, los cuales nuclean en forma radial desde el NbC. La transformación estructural es provocada por a la transformación granular que se lleva a cabo en el material, la cual cambia desde una matriz austenítica a una ferrítica, como se muestra en la Figura 1.5⁽²⁾.

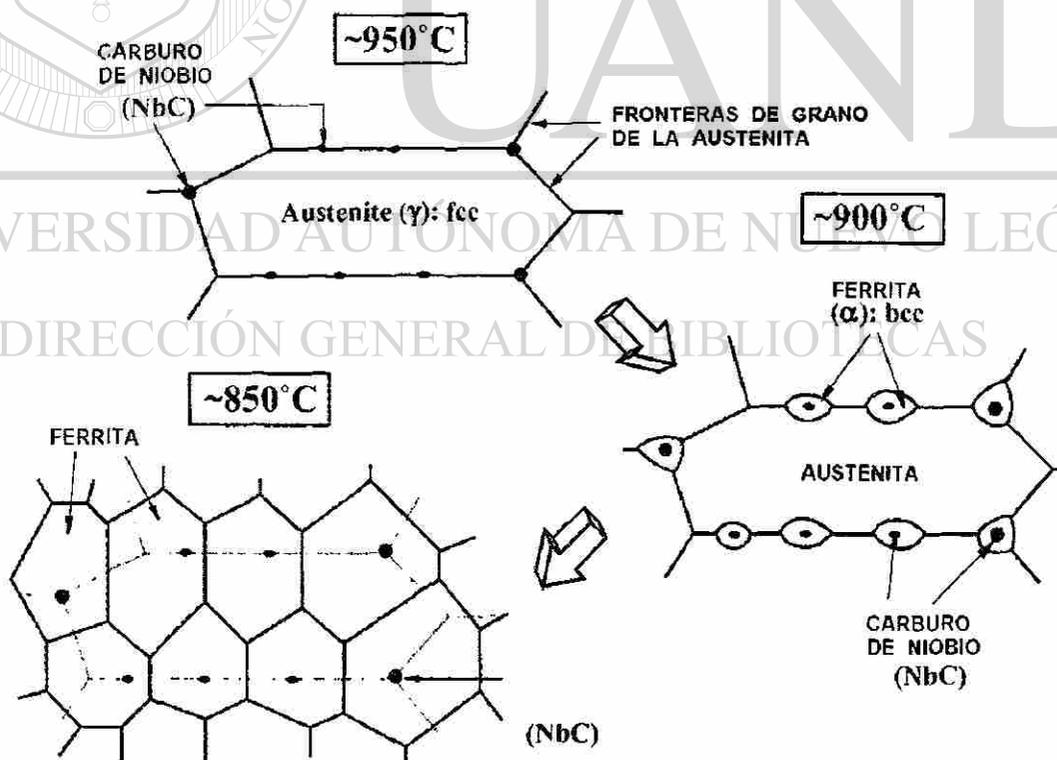


Figura 1.5.- Representación esquemática de la transformación microestructural en aceros HSLA, transformación de austenita a ferrita (de estructura FCC a BCC)⁽²⁾.

1.4 CARACTERISTICAS DE LOS ACEROS HSLA.

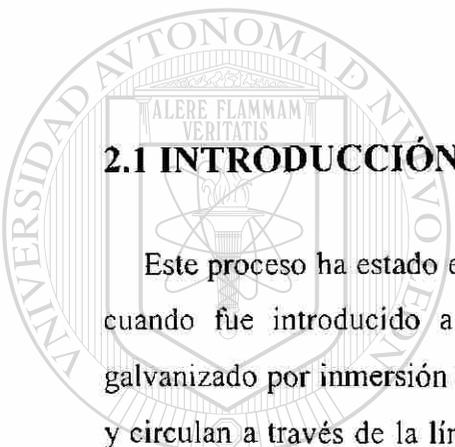
Los aceros HSLA poseen una buena combinación entre la formabilidad y soldabilidad. Para la buena formabilidad de partes complejas con aceros HSLA se requiere mayor energía que para un acero convencional, ya que el esfuerzo de cedencia tiene un valor más alto que el de los aceros convencionales, es por ello que requieren alrededor de un 30% más de energía que los aceros convencionales para su formabilidad⁽²⁾.

Aunque en la formabilidad los aceros HSLA tienen la desventaja del consumo energético, éstos, por consecuencia, tienen mayor resistencia a las abolladuras, además de que tienen excelente resistencia a la fatiga debido a su alta resistencia a la cedencia. Por esto los aceros HSLA son buenos candidatos como aceros estructurales, lo que los hace muy importantes para la industria automotriz⁽²⁾.

En la soldabilidad, este acero ha demostrado que es más susceptible al fenómeno de expulsión, debido a su alta resistividad eléctrica, pero la alta resistividad permite corrientes de soldadura más bajas, lo cual es considerado como una ventaja⁽²⁾.

CAPÍTULO II

GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE.



2.1 INTRODUCCIÓN.

Este proceso ha estado en uso por mas de 100 años, pero no fue hasta el año de 1936 cuando fue introducido a los Estados Unidos⁽⁴⁾. En el procesamiento continuo de galvanizado por inmersión en caliente, los rollos de acero son soldados en sus extremos y circulan a través de la línea de procesamiento en forma continua a una velocidad que depende del espesor de la lámina a procesar. La lámina de acero se limpia y seca en la línea de producción antes de la inmersión y generalmente después de ésta pasa por una ligera laminación con la finalidad de mejorar las propiedades físicas del recubrimiento⁽³⁸⁾.

2.2 PROCESO DE GALVANIZADO CONTINUO.

Gran parte del procesamiento continuo de galvanizado por inmersión en caliente se hace por el método de Sendzimir⁽³⁹⁾. Inicialmente la lámina de acero pasa por un tratamiento de prelimpieza, en el cual aceites, arenas y productos residuales de la laminación son eliminados, para mejorar la adherencia del recubrimiento y prevenir contaminantes que pueden ser acarreados a la paila. Las líneas más modernas de producción utilizan un sistema de cepillado alcalino y una estación de limpieza

electrolítica, junto con un tratamiento reductor de fuego directo. Una sección de aspersión alcalina y cepillado utiliza hidróxido de sodio con una concentración entre 1.5 a 2.5 % para remover los contaminantes, mojando y cepillando la superficie del acero. Después, una limpieza electrolítica se aplica para remover contaminantes fuertemente adheridos a la superficie del acero. Con la hidrogenación del agua, moléculas de H y O son liberadas sobre la superficie del acero creando una reacción de burbujeo que remueve los contaminantes retenidos. Después la lámina pasa a través de un soplador de aire a baja presión para remover las cenizas y prevenir la oxidación. La lámina de acero también entra en la sección de limpieza Sendzimir, Figura 2.1 la cual está a una temperatura entre 500 y 760°C en una atmósfera reductora N_2/H_2 , la cual reduce los contaminantes orgánicos y óxidos superficiales, una vez que este tratamiento de limpieza es aplicado sobre la lámina, se sumerge esta en la paila con el Zn fundido⁽³⁸⁾.

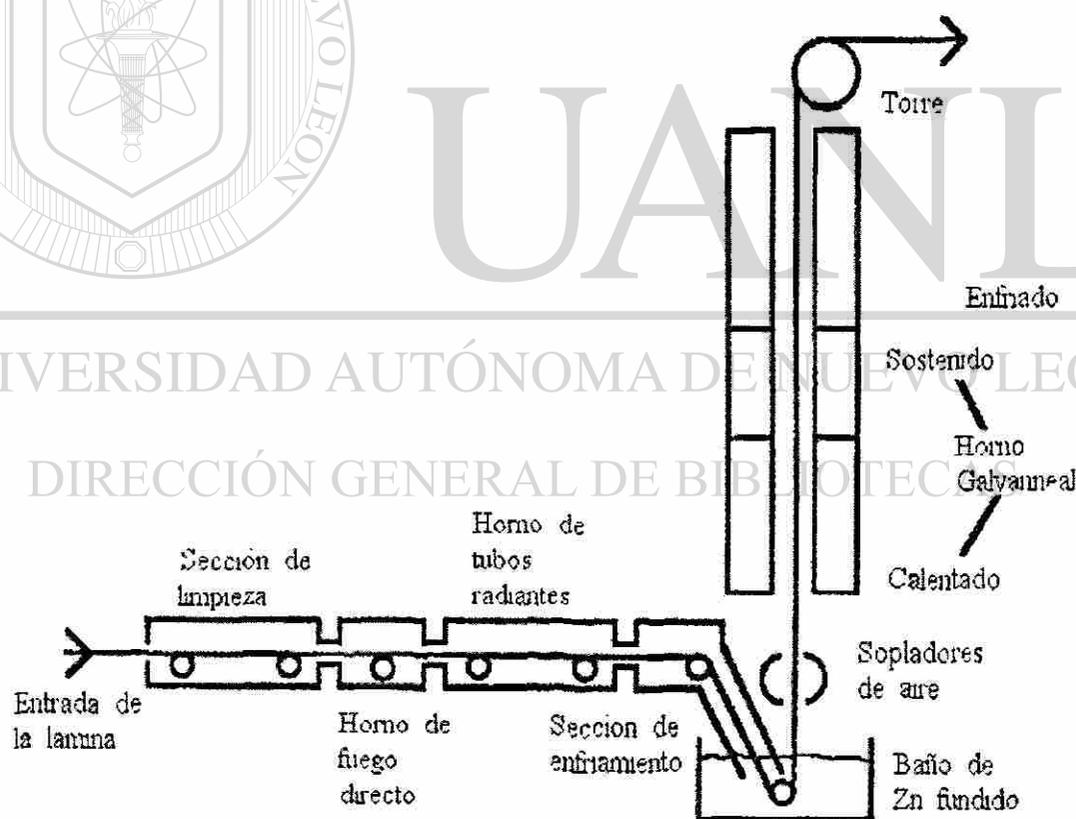


Figura 2.1.- Esquematzación de una línea continua de galvanizado por inmersión en caliente⁽³⁸⁾.

El Zn fundido es contenido en una paila hecha de acero resistente al calor, aunque también puede ser de algún cerámico. El Zn es mantenido a una temperatura entre 445-460°C. La paila deberá ser lo suficientemente grande como para acomodar el material dentro de ella, además de contener suficiente calor para prevenir un ciclado térmico profundo, el cual resultará en una disminución del tiempo de vida de la paila. El acero limpio es sumergido directamente en el Zn fundido. El acero es empapado de Zn fundido y tan pronto como éste alcanza la temperatura del Zn, comienza la reacción de difusión, generando la formación de una serie de intermetálicos Fe-Zn. Para la mayoría de los aceros, la reacción es rápida al principio, pero se vuelve lenta subsecuentemente. Cabe mencionar que el espesor de la capa de intermetálicos no se incrementa substancialmente a tiempos largos de inmersión⁽⁶⁾.

El proceso genera una capa de intermetálicos de Zn-Fe en la interfase acero-cinc⁽⁵⁾. Una microestructura típica es mostrada en la Figura 2.2⁽⁶⁾.

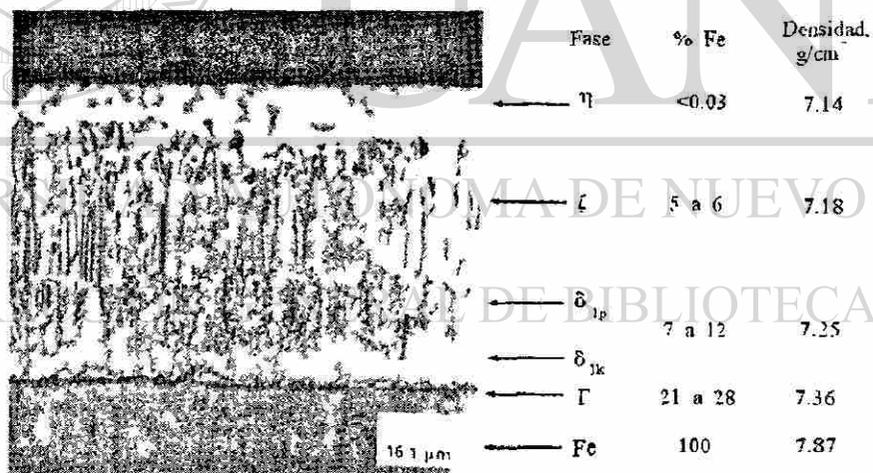


Figura 2.2.- Recubrimiento típico de un galvanizado por inmersión en caliente. Nótese como la transición gradual entre los intermetálicos, resulta en un fuerte enlace entre el metal base y el recubrimiento⁽⁶⁾.

En la Figura 2.2 se muestra la micrografía de una capa de galvanizado por inmersión en caliente, la capa consiste de una serie de intermetálicos. Comenzando desde el metal

base desde el fondo de la sección, cada intermetálico consecutivo contiene un porcentaje de Zn mayor hasta la capa de la superficie, es por ello que no existe una marcada línea entre el metal base (acero) y el Zn, si no que hay una transición gradual a través de una serie de intermetálicos Fe-Zn, los cuales proporcionan un fuerte enlace entre el metal base y el revestimiento de Zn⁽⁶⁾.

Como se observó en la Figura 2.2, las diversas fases estas pueden ser fácilmente diferenciadas en base a su contenido de Fe. Aunque estas no tienen un valor específico de composición se mantienen dentro de un rango de concentración de cada una de las fases de intermetálicos presentes en el recubrimiento, como se muestra en la Figura 2.3⁽³²⁾.

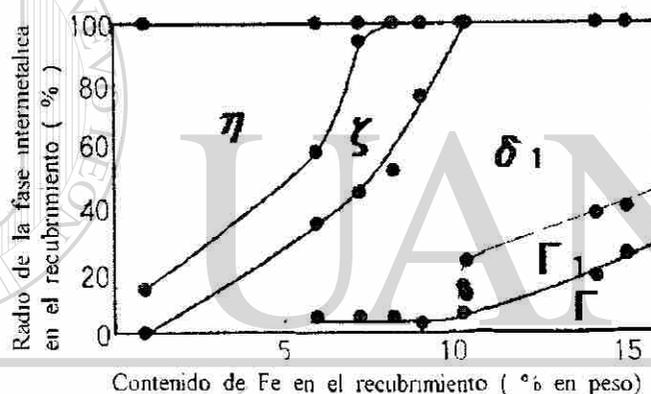
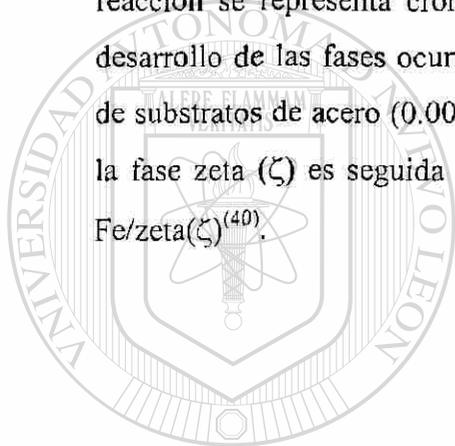


Figura 2.3.- Relación entre las fases de intermetálicos y el contenido de Fe en un recubrimiento termogalvanizado a 500°C. (El contenido de Al en el baño fue de 0.1 % en peso)⁽³²⁾.

El espesor de las capas de intermetálicos deberá de ser menor al 20% del espesor total del recubrimiento, en el galvanizado de hojas de acero, para mejorar la adhesión de la capa de Zn y sus propiedades de formabilidad. El control de la capa de intermetálicos puede hacerse con la adición de 0.1-0.3% de Al en el baño de Zn (en la paila), esta adición de Al en el baño retarda el crecimiento del espesor de la capa de intermetálicos⁽⁶⁾.

2.2.1 FORMACIÓN DE COMPUESTOS INTERMETÁLICOS.

Cuando el acero es sumergido en el baño de Zn líquido a temperaturas típicas de procesamiento (450-490°C), de acuerdo con el diagrama de fase Fe-Zn, Horstmann⁽⁴⁰⁾ propuso que los siguientes intermetálicos se formarían: cinc saturado α -Fe, fase gamma (Γ), γ_1 (Γ_1), delta (δ) y zeta (ζ) seguida por eta (η). Sin embargo la secuencia de nucleación de las fases comienza (1) en la interfase con la fase zeta (ζ), seguida por (2) la fase delta (δ), y después de un cierto tiempo de incubación, (3) la fase gamma (Γ). El desarrollo de las fases Fe-Zn es mostrado en la Figura 2.4, donde la secuencia de reacción se representa cronológicamente. El tiempo cero es representado por t_0 y el desarrollo de las fases ocurre a diversos tiempos, por lo que $t_0 < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$. En estudios de sustratos de acero (0.003 C, 0.258 Mn % en peso), se encontró que la nucleación de la fase zeta (ζ) es seguida por la formación de la fase delta (δ) (t_2) en la interfase α -Fe/zeta(ζ)⁽⁴⁰⁾.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

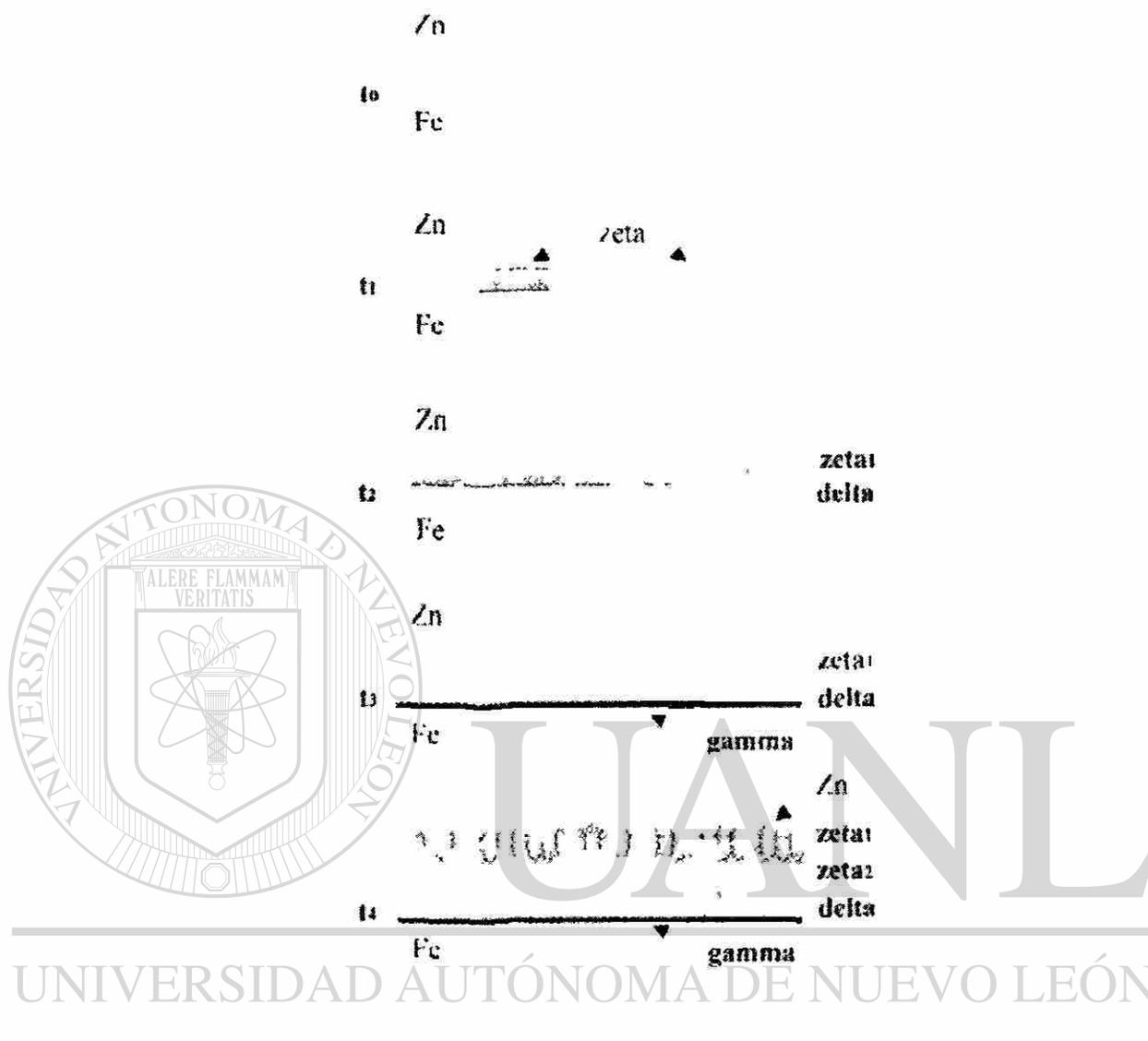


Figura 2.4.- Representación esquemática de la formación de las fases en un baño sin $Al^{(40)}$.

2.2.1.1 FORMACIÓN DE COMPUESTOS Fe-Al.

Es sabido que cuando la lámina desnuda es sumergida en un baño de Zn saturado de Fe, el cual contiene pequeñas concentraciones de Al, el Al reacciona inicialmente con la superficie del acero e inhibe la reacción de aleación Fe-Zn por la formación de un intermetálico Fe-Al inhibitor. Una morfología típica de éste es mostrada en la Figura 2.5, en la cual se observan cristales columnares de la fase $\zeta^{(21)}$.

Con el incremento del contenido de Al en el baño y del tiempo de inmersión, la morfología del Fe-Al cambia desde delgada y compacta (Figura 2.5 a) a una granular (Figura 2.5 b). La difracción de rayos X sugieren la presencia del compuesto Fe_2Al_5 (Figura 2.6 b)⁽²¹⁾.



Figura 2.5.- Morfología típica del compuesto Fe-Al formado durante el proceso de galvanizado por inmersión en caliente⁽²¹⁾.

2.2.1.2 GENERACIÓN DE LOS CRISTALES ζ Y δ SOBRE LA SUPERFICIE DE LOS GRANOS DE FERRITA.

Aunque Nakamori⁽²²⁾ reportó que la dirección de crecimiento de los cristales ζ depende de la orientación de los granos de ferrita, se cree que éstos más bien dependen del fenómeno de explosión el cual se genera al iniciar la reacción entre el Zn y el Fe en las fronteras de grano⁽²²⁾. Los cristales observados en la Figura 2.5 parecen ser sólo cristales ζ que nuclearon en el compuesto granular de Fe-Al. Además, un intermetálico fue determinado mediante microscopía electrónica de barrido, el cual se encontraba en la interfase ζ y el sustrato Fe. En la Figura 2.6 se muestra que la distribución de Fe en el intermetálico columnar ζ es comparativamente homogéneo, y no se observa ningún límite de grano en la sección analizada. Por lo tanto estos resultados sugieren que los cristales columnares ζ primero nuclean en la interfase Fe-Al y crecen como una sola fase⁽²¹⁾.

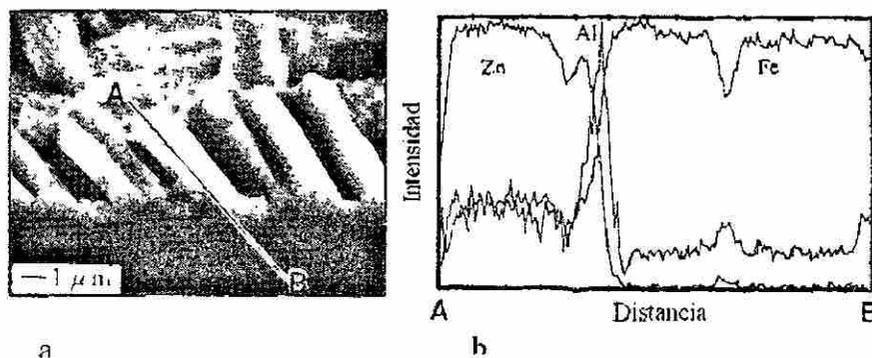


Figura 2.6.- Análisis de la sección transversal de cristales columnares de ζ , A.K. 0.12% Al en masa en el baño⁽²¹⁾.

Para investigar el proceso secuencial de aleación de los cristales de ζ , se llevó a cabo mediante un tratamiento térmico subsiguiente (30s a 450°C), nuevas fases como δ_1 y Γ fueron observadas en la interfase ζ substrato, como se muestra en la Figura 2.7⁽²¹⁾.

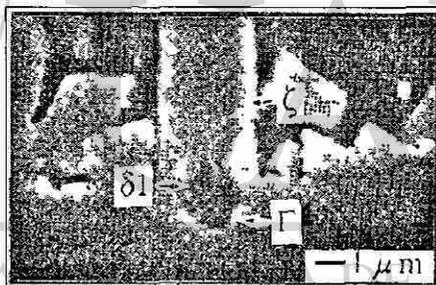


Figura 2.7.- Vista de la sección transversal de los cristales columnares ζ crecidos por un subsiguiente tratamiento isotérmico a 450°C por 30s⁽²¹⁾.

En cuanto a la aparición de los intermetálicos, Onishi⁽²⁴⁾ indicó que los compuestos aparecidos en la interfase Fe-Zn, están en el orden de ζ , δ_1 y Γ . Aunque su estudio fue conducido en un sistema binario Fe-Zn, éste concuerda con el resultado de Nakamori⁽²²⁾. Para explicar la estructura de aleación del intermetálico se consideran los caminos de difusión sobre el diagrama ternario Fe-Zn-Al, el cual fue primeramente propuestó por Urednicek⁽²⁵⁾ y mas tarde elaborado por Yamaguchi⁽²⁶⁾. Estos autores concuerdan en que

generación de la estructura de explosión fue interpretada como una reacción directa entre el Fe y el Zn el cual penetra a través de las grietas. Las abruptas y preferenciales características de la reacción de explosión son bien explicadas por este mecanismo⁽²¹⁾.

La estructura creada por la explosión está principalmente compuesta de la fase δ_1 , como lo reportó Saito⁽²¹⁾. En la primera etapa de la reacción, una fase de color negro (indicada con flechas en la Figura 2.8) se creía que era la fase Γ , la cual estaba en el fondo de la estructura creada por la reacción de explosión y ésta cubre la interfase en cuanto la reacción progresa. Además, los cristales columnares ζ fueron observados en la superficie de la estructura de explosión. Considerando que la reacción de explosión ocurre por la reacción directa del Zn fundido y el Fe, es razonable pensar que la estructura formada en el baño deberá estar compuesta de una estructura múltiple (fases Γ , δ_1 y ζ)⁽²¹⁾.

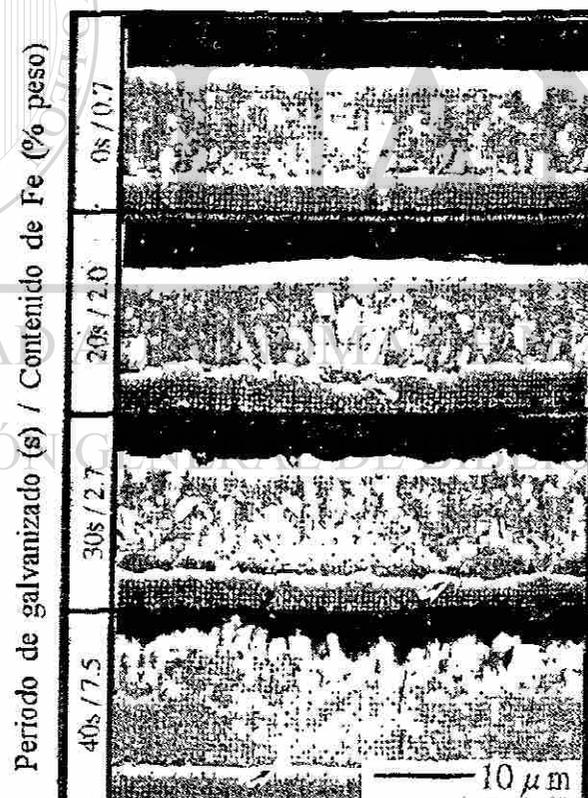


Figura 2.8.- Comportamiento de la reacción isotérmica a 450°C para un galvanizado continuo de un acero Ti-IF (flechas indican la fase Γ)⁽²¹⁾.

2.2.2 EQUILIBRIO DE LAS FASES Y CINÉTICA.

Cuando el sustrato de acero es sumergido en el baño de Zn fundido, un gran número de reacciones ocurren, dependiendo de la composición del baño y de los elementos que se encuentran en el acero. Antes de discutir los efectos de los compuestos en el recubrimiento sería de gran ayuda contar con la comprensión de las reacciones Fe-Zn⁽⁴⁰⁾.

2.2.2.1 DIAGRAMA DE FASE Fe-Zn.

El diagrama de fase ha sido modificado muchas veces, especialmente la sección rica en Zn, desde que éste fue presentado en 1938. El diagrama de fase más ampliamente aceptado es el de Kubachewski (Figura 2.9). La sección del diagrama con una alta concentración de Zn se muestran en la Figura 2.10, las fases encontradas en este diagrama se presentan en la Tabla 2.1. Las fases formadas a largos tiempos de inmersión (o después del recocido) son zeta (ζ), delta (δ), gama₁ (Γ_1) y gama (Γ). Aunque no se representa en el diagrama de fase Fe-Zn, la fase eta (η) es una solución sólida de Fe-Zn con una solubilidad de Fe de 0.03% en peso⁽⁴⁰⁾.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

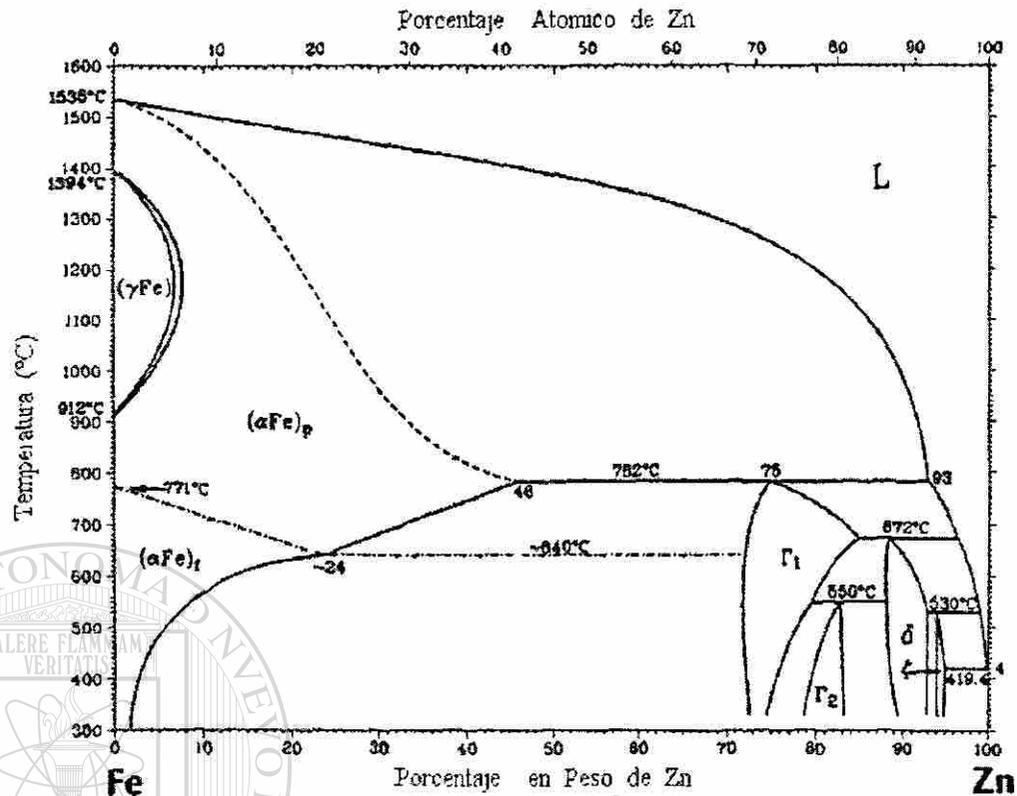


Figura 2.9.- Diagrama de fase Fe-Zn⁽⁴⁰⁾.

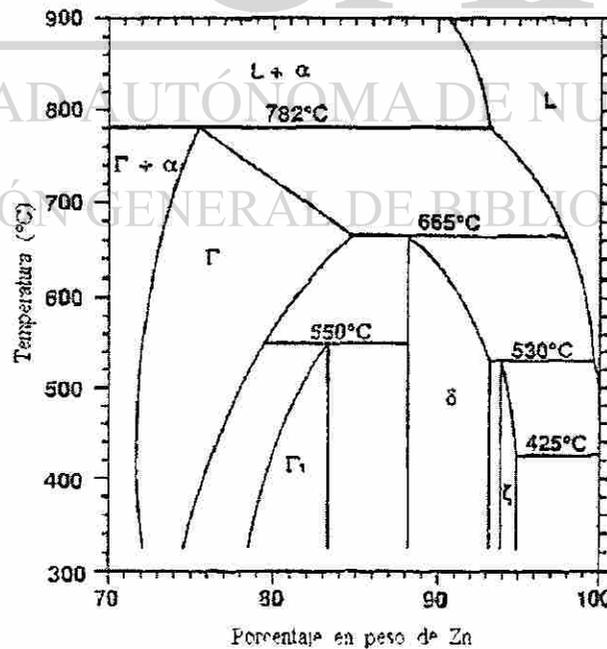


Figura 2.10.- Diagrama de fase Fe-Zn (sección 70-100% de Zn)⁽⁴⁰⁾.

A continuación se describirá brevemente cada una de las fases de intermetálicos Fe-Zn encontradas en el galvanizado por inmersión en caliente de acuerdo al incremento en el contenido de Fe.

La fase zeta (ζ), FeZn_{13} , tiene un contenido de Fe de aproximadamente 5-6% en peso. Esta es formada desde la reacción peritética entre la fase delta (δ) y el Zn líquido a 530°C . Estudios de difusión controlada en ausencia de Al indican que la fase zeta (ζ) se encuentra al formarse entre el Zn libre, la fase eta (η) y la delta (δ). La fase zeta (ζ) tiene una estructura 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⁽⁴⁰⁾.

La fase delta (δ), FeZn_{10} , tiene un intervalo de composición de Fe de 7.0-11.5% en peso y una celda unitaria hexagonal. Esta es formada por otra reacción peritética, gama (Γ) y líquido, a 665°C . En el pasado la fase delta era separada en dos morfologías, δ_{1P} , encontrada en la zona rica de Zn y la fase δ_{1K} , la cual tiene una morfología compacta en el lado rico en Fe, encontrada a un largo tiempo de inmersión (4 horas) a alta temperatura (553°C). Ambas morfologías tienen la misma estructura cristalina y son referidas en la actualidad como la fase delta (δ). Solo una fase delta se encuentra a tiempos cortos de inmersión⁽⁴⁰⁾.

La fase gama₁ (Γ_1), $\text{Fe}_3\text{Zn}_{21}$, tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, con una composición de Fe de 17-19.5 (% en peso) a 450°C . Esta fase se forma como resultado de una reacción peritectoide entre la fase gama (Γ) y delta (δ) a 550°C . La fase gama₁ (Γ_1) aparece como un intermetálico no interrumpido entre los intermetálicos gama (Γ) y delta (δ) y puede ser producida cuando se calienta a bajas temperaturas por largos periodos de tiempo⁽⁴⁰⁾.

La fase gama (Γ), $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$, tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo, y composición de Fe entre 23.5-28.0 % en peso a 450°C . Esta se forma como consecuencia de una reacción peritética a 782°C entre Fe α y el Zn líquido, y exhibe

una solubilidad máxima de Fe en Zn a la temperatura peritética de la fase delta (δ) de 665°C ⁽⁴⁰⁾.

2.2.2.2 REACCIONES CINÉTICAS Fe–Zn.

Cada intermetálico en el recubrimiento de Zn presenta diferente cinética de crecimiento, que depende de la temperatura del baño. Por ejemplo, a tiempos de inmersión menores a 300 s a 450°C , Figura 2.11, la fase zeta (ζ) crece rápidamente al principio, después su crecimiento desacelera, mientras que la fase delta (δ) crece despacio y después su espesor aumenta rápidamente. La fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) se forma únicamente después de largos períodos de tiempo, llegando a alcanzar un espesor hasta de $1\ \mu\text{m}$. Efectos similares fueron reportados a 457°C para tiempos superiores a 4 horas. Horstmann reportó que hay un movimiento en la fase gamma ($\Gamma + \Gamma_1$) hacia el acero, mientras que la fase zeta (ζ) tiene un avance hacia el Zn. La fase delta (δ) tiene un avance en ambas direcciones, aunque generalmente más hacia el Zn. Por esta razón, como la fase gama ($\Gamma + \Gamma_1$) crece hacia el acero, ésta también es consumida por la fase delta (δ). Similarmente, la fase delta (δ) se expande hacia la fase zeta (ζ) que está avanzando hacia el Zn. Todas estas transformaciones están gobernadas por la difusión de Zn hacia el sustrato Fe, basados en experimentos con Zn líquido y estudios de difusión en estado sólido. Sin embargo, el Fe probablemente también se difunde hacia las fases intermetálicas pero a una velocidad mucho menor⁽⁴⁰⁾.

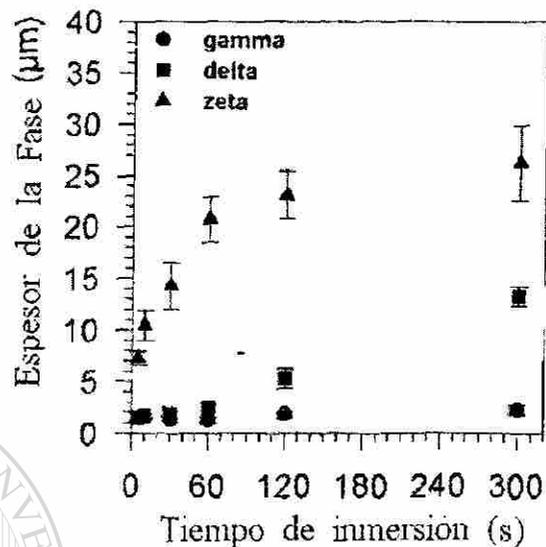


Figura 2.11.- Crecimiento individual de las fases (Γ , δ , ζ) para un acero de ultra bajo contenido de carbono⁽⁴⁰⁾.

Para evaluar la cinética de crecimiento de las fases de aleación (Fe-Zn), una ecuación de crecimiento es generalmente utilizada (Ec. 2.1), para interpretar la velocidad de crecimiento⁽⁴⁰⁾.

$$Y = Kt^n \quad (2.1)$$

Donde:

Y = incremento del espesor del intermetálico.

K = parámetro de crecimiento.

t = tiempo de reacción.

n = exponente de crecimiento.

2.2.2.3 EQUILIBRIO Fe-Zn-Al.

La primera investigación esquemática que abarca el sistema completo de Fe-Zn-Al fue conducida por Koster y Godecke mediante observaciones metalográficas y análisis de espectros de rayos X en aleaciones. Urednicek y Kirkaldy confirmaron lo anterior en un estudio a 450°C mediante un análisis de microsonda y observaciones metalográficas en aleaciones, Figura 2.12. Estudios recientes se han enfocado en la esquina rica en Zn en el diagrama ternario; en particular, la solubilidad de (1) Zn en los diferentes compuestos intermetálicos Fe-Al, y (2) Fe en el Zn fundido⁽⁴⁰⁾,

Perrot estudió las condiciones de equilibrio metaestable que se alcanzan en tiempos cortos de inmersión (<30 min) en baños de Zn-Al. Se encontró que para estos tiempos, un isotérmico ternario a 450°C es generado, Figura 2.13 a), mostrando grandes rangos de solubilidad comparado con el primer diagrama ternario propuesto por Urednicek y Kirkaldy. Para una comparación un diagrama de equilibrio para un largo tiempo también es mostrado en la Figura 2.13 b). En particular, se encontró que el compuesto Fe_2Al_5 tiene una solubilidad de Zn superior a 22.85% y el 13.92% (en peso) para $FeAl_3$.

Similarmente Chen encontró una solubilidad de Zn en el Fe_2Al_5 de 21.0% (en peso).

Para estudios de largos tiempos de inmersión se reportó que el Zn tiene una solubilidad de 18.71 o 14 (% en peso) para Fe_2Al_5 . Perrot también observó una fase transitoria para tiempos de inmersión menores a 2 min, la cual tenía una composición promedio de $ZnFeAl_3$ y posteriormente forma cristales saturados de Fe_2Al_5 en el Zn. La fase corresponde a la fase transitoria anteriormente mencionada, que fue observada durante el primer paso en el proceso de galvanizado de aceros en un baño Zn-Al. Los resultados de Chen para tiempos cortos de inmersión (30 min) también mostraron que la solubilidad máxima del Zn en un acero alfa fue de 2.0 (% en peso) en un baño de Zn con 0% Al. Perrot, también encontró que la fase delta (δ) presentaba una amplia solubilidad de 3.71 Al (% en peso) y una gran solubilidad de Fe, superior a 16 (% en peso) en un baño de Zn con 0% Al. De igual manera la fase eta (η) fue encontrada para ser sobresaturada en Fe para tiempos cortos de inmersión⁽⁴⁰⁾.

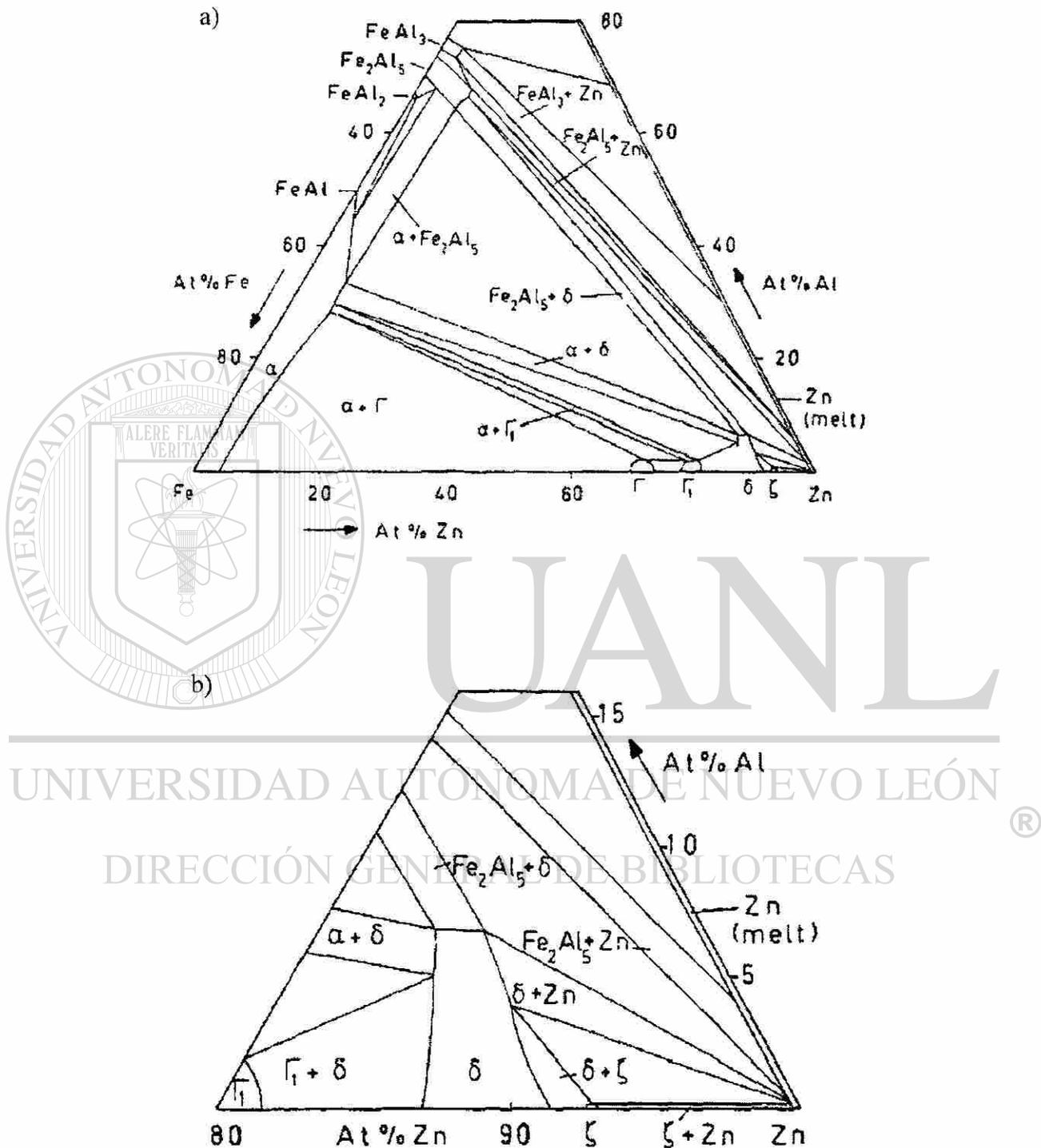


Figura 2.12.- Sección isotérmica del diagrama de fase Fe-Zn-Al a 450°C, (a) sobre toda la sección, (b) esquina rica en Zn⁽⁴⁰⁾.

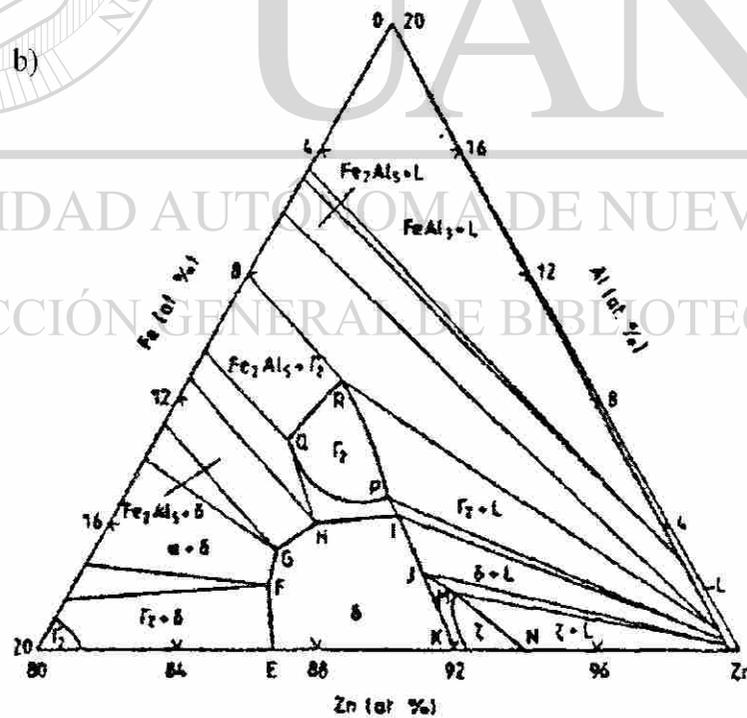
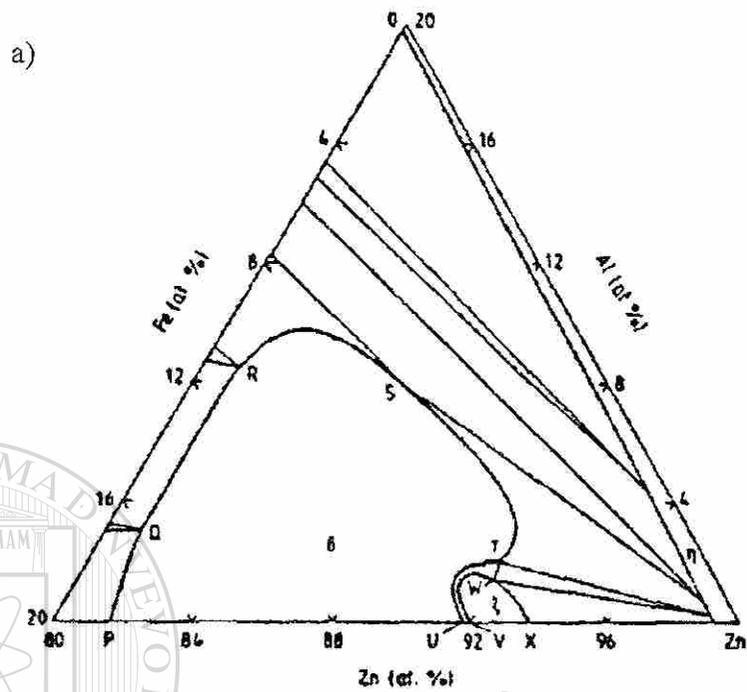


Figura 2.13.- Evolución temporal del diagrama de fase Fe-Zn-Al a 450°C, (a) metaestable: < 30 min, (b) en equilibrio: > 1000 h⁽⁴⁰⁾.

La determinación de la saturación de Fe en el baño ha sido estudiada por un gran número de investigaciones enfocadas al baño Zn-Al. Sin embargo, en un análisis reciente un diagrama de equilibrio Zn-Fe-Al enriquecido fue desarrollado. Estudios posteriores realizados por Tang, sobre la solubilidad del Fe en el Zn fundido como una función del contenido de Al, fueron conducidos y los compuestos intermetálicos en el equilibrio termodinámico con el líquido fueron identificados. Fue hasta entonces que se estableció el límite de solubilidad del Fe (% en peso) en Zn puro como una función de la temperatura, como se expresa a continuación⁽⁴⁰⁾.

$$\ln(\text{Fe}) = 17.78 - 15388/T \quad (2.2)$$

Donde:

Fe = % de hierro en peso.

T = temperatura en ° Kelvin.

Para las fundiciones de Zn-Al, lo siguiente fue establecido a 460°C para la esquina de Zn del diagrama de equilibrio ternario Zn-Fe-Al, Figura 2.14⁽⁴⁰⁾.

- Cuando el contenido de Al en el baño es menor a 0.10 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es zeta (ζ).
- Cuando el contenido de Al en el baño esta entre 0.10 y 0.14 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es delta (δ).
- Cuando el contenido de Al en el baño es superior a 0.14 (% en peso), la fase en equilibrio con el líquido es fase $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$ (η).

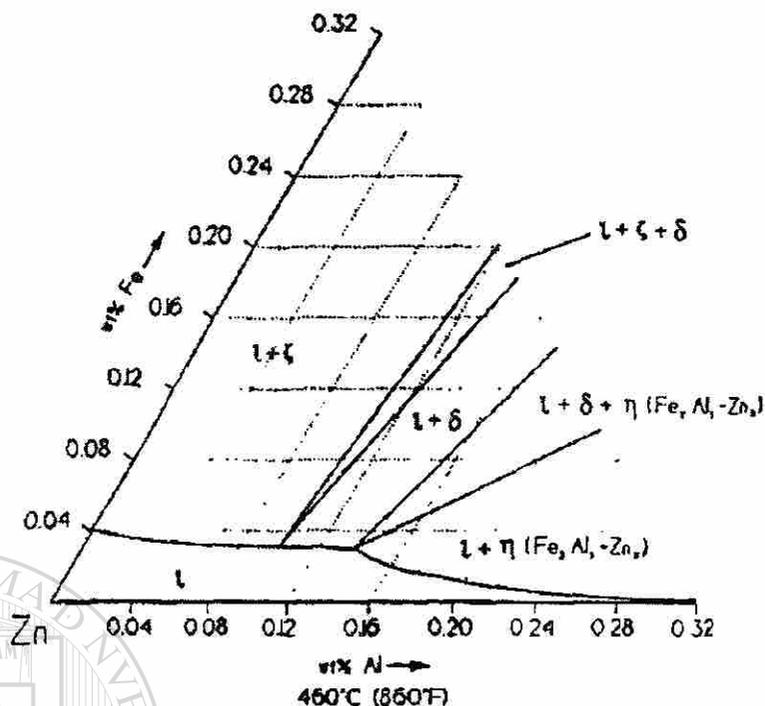


Figura 2.14.- Esquina rica en Zn de la sección isotérmica (450°C) del diagrama de fase Fe-Zn-Al rica en Zn⁽⁴⁰⁾.

Estos resultados confirman datos previos, en los que el límite de solubilidad del Fe decrece continuamente con el incremento de Al para una temperatura fija. El efecto de la temperatura sobre el producto de la solubilidad, $(\text{Fe})^2(\text{Al})^3$ (% en peso), en la fase (η) $\text{Fe}_2\text{Al}_3\text{Zn}_x$ satisface la siguiente ecuación⁽⁴⁰⁾:

$$\ln(\text{Fe})^2(\text{Al})^3 = 32.2 - 36133/T \quad (2.3)$$

Donde:

Fe = % de Fe en peso.

Al = % de Al en peso.

T = temperatura en °K.

2.3 PREPARACIÓN DE LA SUPERFICIE DEL ACERO.

La preparación de la superficie consiste principalmente de la limpieza del acero de suciedad, aceites, lubricantes, grasas y otros tipos de impurezas, así como de productos de oxidación o provenientes de la laminación, los cuales pueden ser depositados durante su fabricación o almacenamiento. Todas esas impurezas deberán ser removidas para que la reacción de galvanizado pueda efectuarse⁽⁶⁾. A continuación se mencionaran algunos de los procesos de limpieza que se aplican al material antes del galvanizado⁽⁶⁾.

2.3.1 DESENGRASE ALCALINO.

Es el tratamiento del material en una solución alcalina, aceites, grasas y otros compuestos saponificables son removidos. La mayoría de los compuestos utilizados para este desengrase consisten en una mezcla de sales de sodio⁽⁶⁾.

2.3.2 DECAPADO.

Este proceso remueve óxidos y escamas de la laminación, el ácido decapado es una solución acuosa proveniente de un mineral ácido, usualmente es un ácido clorhídrico (HCl) o ácido sulfúrico (H_2SO_4); la concentración ácida y temperaturas del baño decapado varían de galvanizado en galvanizado en un rango muy estrecho. Cabe mencionar que algunas veces se usa un inhibidor para pasivar el ataque del metal base⁽⁶⁾.

2.3.3 LIMPIEZA ABRASIVA.

La limpieza abrasiva provee una limpieza rápida y completa y es esencialmente usada para limpiar piezas de hierro vaciado ya que las arenas del vaciado son fácilmente removidas y la uniformidad de la superficie es promovida. Este método es muy utilizado para limpiar materiales ferrosos, como las dejadas por las escorias de la soldadura, las cuales serían muy difíciles de remover químicamente. El limpiado abrasivo podría

resultar en un incremento en el espesor del recubrimiento ya que cambia la superficie del acero, incrementando el área efectiva de contacto y la rugosidad⁽⁶⁾.

2.3.4 FUNDENTES.

Remueve películas de óxido formadas en el acero después del decapado pero antes del galvanizado y para asegurar la limpieza natural de la superficie de contacto con el Zn fundido. El proceso incluye el humedecido y el secado del material. En el proceso de humedecido, el material se pasa a través de una capa de fundente flotando sobre la superficie de Zn fundido. Mientras que en el proceso de secado el material se sumerge en una solución acuosa de fundente y se saca antes del galvanizado. En ambos procesos se usa una solución de cloruro de amonio ($ZnCl_2 \cdot 2NH_4Cl$)⁽⁶⁾.

2.4 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.

Existe evidencia de que pequeñas cantidades de elementos pueden afectar la resistencia a la corrosión del recubrimiento de Zn. Los mecanismos de estos efectos son complejos y no entendidos completamente pero en literatura reciente⁽⁸⁾ se sugiere que los elementos de aleación segregan en las fronteras de grano donde pueden acelerar o retardar el ataque intergranular⁽⁶⁾.

En la aleación típicamente usada en el galvanizado (Zn/0.1-0.2/Al), el Mg y Cu tienden a reducir la corrosión intergranular, pero el Bi, Cd, Sn y Pb incrementan el ataque, también hay evidencia de que el Cr, Ni y Ti son benéficos⁽⁸⁾.

2.5 EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO.

Al calentar un material previamente galvanizado, una aleación de Fe-Zn de intermetálicos comúnmente llamado galvaneal se forma, la cual incrementa la resistencia a la corrosión. El material se recoce para darle un 10 ó 15% de Fe al recubrimiento por medio de difusión atómica, pero ésta no coincide, en si el efecto es

debido a un mayor incremento en el espesor del recubrimiento resultado de la difusión Zn-Fe o en un incremento en la resistencia a la corrosión^{(9) (10)}.

2.6 FACTORES QUE AFECTAN EL ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO Y SU ESTRUCTURA.

Para la mayoría de los aceros, el espesor del recubrimiento y estructura son relativamente sensibles a las variaciones en el proceso de galvanizado. Variaciones en la composición química del acero; temperatura del baño de Zn; las condiciones físicas del acabado superficial del acero (tamaño de grano, esfuerzos, microestructura, rugosidad); composición química del baño; la limpieza del material; centrifugado; velocidad de enfriamiento después del galvanizado; pueden afectar el espesor del recubrimiento, las propiedades mecánicas y la apariencia del recubrimiento⁽⁵⁾.

2.6.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO.

Aunque casi cualquier acero puede ser galvanizado, su composición puede afectar considerablemente las propiedades del recubrimiento. Si, P, C y Mn pudieran estar presentes en el acero y pueden influenciar los mecanismos de reacción del Fe-Zn dependiendo de su concentración⁽⁵⁾.

El constituyente que más influencia al acero es el silicio, el cual se adiciona al acero como Fe-Si para remover el oxígeno del acero fundido antes del vaciado. En aceros al alto Si, el incremento en el espesor del recubrimiento, proviene del crecimiento acelerado de los intermetálicos Fe-Zn. Este crecimiento acelerado es debido a la formación de pequeños granos empacados holgadamente en el más delgado de los intermetálicos del recubrimiento, permitiendo al Zn fundido penetrar a la superficie del substrato (acero), permitiendo la continuación de la reacción⁽⁵⁾.

2.6.2 TEMPERATURA EN EL BAÑO DE CINC.

Para aceros comunes, un incremento en la temperatura del baño, si ésta no excede el rango de operación, resulta en una disminución en el tiempo de inmersión y mejora el drenado del Zn del recubrimiento. El espesor del recubrimiento para un acero con Si depende fuertemente de la temperatura⁽⁵⁾.

2.6.3 CONDICIONES SUPERFICIALES EN EL ACERO.

La condición superficial del acero con respecto a la rugosidad y microestructura influyen el espesor del recubrimiento. La rugosidad de la superficie incrementa el perfil y por ende el área superficial del material, resultando en un incremento en el espesor del recubrimiento. Microestructuras de granos finos pueden resultar en bajos pesos del recubrimiento⁽¹¹⁾.

2.6.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA EN EL BAÑO DE CINC.

Algunos elementos se adicionan a la paila con la finalidad de alcanzar específicamente propiedades físicas o mecánicas requeridas. Aunque el contenido de Pb (alrededor de 1%) en la paila no tiene efecto en la viscosidad del Zn fundido, éste puede afectar la tensión superficial, resultando en un mejor drenado del Zn en los productos procesados. Lo cual representa una ventaja cuando se procesan formas geométricas complejas⁽⁵⁾.

La adición de Al en el baño (0.005%) resultará en un incremento en la brillantez como en la calidad superficial del producto terminado. Este también retarda la oxidación del Zn líquido provocando un flujo mas suave de Zn sobre la superficie, mejorando el drenado del material de exceso⁽⁵⁾.

2.6.4.1 CAPA DE INHIBICIÓN DE Fe-Al.

En un baño de galvanizado continuo, el Fe existe en dos formas: en Zn líquido como soluto o como sólido en la lámina. El Al puede combinarse con el Fe y con el Zn líquido para formar películas de Fe_2Al_5 que regularmente flotan en la superficie del baño para formar escoria. El Al puede reaccionar con el acero de la lámina y depositar la fase Fe_2Al_5 en la superficie, como una capa de inhibición, la cual evita el contacto directo entre la lámina y el Zn líquido, produciendo entonces una sobrecapa libre o no aleada de Zn puro. La capa de inhibición es deseada para los recubrimientos galvanizados, porque inhibe la formación de los intermetálicos de Fe-Zn, mejorando la adhesión y ductilidad del recubrimiento. Sin embargo, una capa de inhibición debe ser evitada en el procesamiento de galvaneal debido a los defectos en el recubrimiento, como son la aleación incompleta y marcas de rodillos, pueden ser atribuidos a la formación de la capa inhibidora, ya sea parcial o continua en la etapa de inmersión en el proceso de galvaneal.

La disolución del hierro de la lámina, puede tomar lugar en tres pasos:

- 1.- Los átomos de hierro son separados de la superficie de la lámina.
- 2.- Algunos átomos de Zn se separan de otros, por la introducción de los átomos de Fe.
- 3.- Finalmente los átomos de Fe se mezclan con los átomos de Zn.

Los tres pasos son secuenciales y el número de los átomos de Fe que pueden disolverse en el Zn depende de que los átomos de Fe escapen del substrato del acero. La barrera de energía para la separación de los átomos es aproximadamente igual a la energía de fusión, dada por⁽²⁰⁾:

$$\Delta G_t = 15200 - 8.4T \quad (2.4)$$

Donde:

- ΔG_t = Energía libre de Gibbs en Joules.
- T = Temperatura en °K.

El mecanismo de formación de la capa de inhibición es confuso. La literatura actual contiene muchas inconsistencias con respecto a este tema⁽¹³⁾. La primera reacción durante la inmersión en caliente en un baño de Zn con Al, es la reacción entre el Fe y el Al, dando como resultado una capa de inhibición. La capa inhibidora es función de las condiciones de proceso. La eficiencia de la inhibición de la capa depende del espesor y homogeneidad de la misma capa inhibidora⁽²⁰⁾.

La presencia de la capa inhibidora previene la reacción entre el Fe y el Zn, pero este efecto de inhibición es siempre transitorio. Los modelos propuestos para explicar el rompimiento de la capa de inhibición pueden ser agrupados en tres.

1. Guttman⁽²⁰⁾ sugirió que el rompimiento de la capa de inhibición resulta de la difusión del Zn a través de esta capa, principalmente a lo largo de las trayectorias de corto circuito. Tan pronto como los átomos de Zn alcanzan el substrato de acero, cristales de Fe- Zn son formados. El crecimiento de estos compuestos causa que la capa de inhibición se separe repentinamente.
2. Lin y Meshii⁽²⁰⁾ propusieron un modelo basado en el enriquecimiento de la capa inhibidora de Zn y Al. El rompimiento es iniciado por la transformación de la capa inhibidora saturada.
3. Yamaguchi y Hisamatsu⁽²⁰⁾ describieron el rompimiento por medio de un modelo basado en la disminución del Al en la fase líquida. Esto implica la disolución de la capa inhibidora, seguida por la formación de una o más fases estables de Fe-Zn.

2.6.5 GRADO DE SECADO, SACUDIDO O CENTRIFUGADO.

Estas técnicas se usan únicamente para mejorar el proceso de remoción de exceso de Zn líquido después del galvanizado y resultan en un recubrimiento superficial uniforme. Estas técnicas se emplean sólo cuando el galvanizado representa una amenaza para la uniformidad superficial del producto terminado⁽⁵⁾.

2.6.6 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE LA LÁMINA.

Los aceros con Si enfriados lentamente, siguen reaccionando después del galvanizado hasta la temperatura de 300°C. Esto pudiera resultar en un incremento de Fe en los intermetálicos extendiéndose hasta la superficie y un intermetálico casi desaparecido de Zn puro. El resultado es un recubrimiento de color gris mate. El tiempo de vida del recubrimiento no se afecta, por el contrario se incrementa debido al incremento de espesor de los intermetálicos⁽⁵⁾.

Si el material no se temple después del galvanizado y comienza a ser almacenado mientras tiene algo de calor del proceso, éste comenzara a propagar el crecimiento de espesores en los intermetálicos⁽⁵⁾.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.7 PROPIEDADES MECÁNICAS DEL RECUBRIMIENTO Y ACERO.

Capa	Aleación	% Fe	Punto de Fusión	Estructura Cristalina	Microdureza Vickers	Características
Eta (η)	Zn	0.03	419	Hexagonal	70-72	Suave, dúctil
Zeta (ζ)	FeZn ₁₃	5.7-6.3	530	Monoclínica	175-185	Dura, frágil
Delta (δ)	FeZn ₇	7.0-11.0	530 - 670	Hexagonal	240-300	Dúctil
Gamma (Γ_1)	Fe ₅ Zn ₂₁	17-22.0	550	Cúbica centrada	-	Delgada, dura, frágil
Gamma (Γ_1)	Fe ₃ Zn ₁₀	20.0-27.0	670 - 780	Cúbica	-	Delgada, dura, frágil
Metal Base	Fe		1510	Cúbica	150-175	-

Tabla 2.1.- Propiedades mecánicas del recubrimiento y acero⁽³⁸⁾.

2.8 PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

El proceso de termo-galvanizado consiste en el tratamiento térmico aplicado al material después de la inmersión en el baño de Zn fundido. Esto se hace con la finalidad de mantener la temperatura (alrededor de 500°C) a la cual se procesa el galvanizado, provocando así un mayor tiempo en el que se mantiene la reacción de difusión atómica, por consecuencia, aumenta la concentración de Fe en los intermetálicos del recubrimiento de Zn (véase anexo 1)⁽⁴¹⁾.

A diferencia del proceso de galvanizado en el cual la concentración de Al en la paila está entre 0.2-0.3 (% en peso) con la finalidad de formar una capa inhibidora que retarda el crecimiento de las fases de intermetálicos, así como el espesor mismo del recubrimiento⁽¹²⁾, en el proceso de termogalvanizado (galvanneal) la inhibición de los compuestos intermetálicos se efectúa únicamente durante el proceso de inmersión, con la finalidad de controlar el espesor del recubrimiento, esto se hace adicionando al baño una concentración entre 0.12 y 0.14 (% en peso) de Al. Una vez que se efectuó el proceso de galvanizado se sigue por la aplicación del tratamiento térmico el cual estimulará los mecanismos de difusión provocando así una mayor concentración de Fe en los intermetálicos del recubrimiento⁽¹³⁾.

Los aceros termogalvanizados (galvannealed) tiene una resistencia a la corrosión superior que los aceros galvanizados, además de tener una mejor adherencia a la pintura, soldabilidad y formabilidad. La resistencia a la corrosión y soldabilidad son debidas a la composición del recubrimiento, mientras que la formabilidad a la estructura del recubrimiento^(15,16). El incremento en la adherencia a la pintura es debido a el refinamiento del grano, el cual da un acabado mate a la superficie de la lámina⁽¹⁴⁾.

La concentración de Fe en el termogalvanizado es alrededor de 9 a 11 (% en peso) y es equivalente a la fase δ_1 , la cual tiene una estructura química FeZn_7 . Debido a que el recubrimiento se forma por difusión, se tiene un gradiente de concentración de Fe entre la interfase acero-base / recubrimiento y la superficie del recubrimiento. Como resultado es inevitable que la fase baja en Fe zeta (ζ) (FeZn_{13}) se forme en la superficie del recubrimiento y que las fases ricas en Fe Γ_1 ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$) y la fase Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) se formen en la interfase acero-base/recubrimiento. Las propiedades del acero termogalvanizado utilizado en la industria automotriz son atribuidas a las propiedades físicas y químicas de la fase δ_1 ⁽¹⁵⁾.

2.8.1 CRECIMIENTO DE LOS COMPUESTOS INTERMETALICOS DURANTE EL PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

Aunque los resultados propuestos por Ghoniem y Lohberg⁽³¹⁾ son aceptados, existen otros resultados⁽²⁹⁾, los cuales proponen que la cinética de formación de los cristales en el recubrimiento son como se muestran en la Figura 2.14, los cuales describen la secuencia del desarrollo microestructural del recubrimiento en el proceso de termogalvanizado. La cinética de formación dependerá de gran manera de los parámetros del proceso y la composición del baño así como de la composición del sustrato, sin embargo se propone que la secuencia es como sigue⁽⁴⁰⁾:

- t_0 - El acero desarrolla un intermetálico Fe-Al durante la inmersión, el cual dependerá de la concentración de Al en el baño de Zn, inhibiendo la formación de las interfaces Fe-Zn. La efectividad de la inhibición dependerá de la concentración de Al en el baño, así como del tiempo de inmersión y de la temperatura del baño.
- t_1 - El intermetálico inhibidor (Fe-Al) se rompe durante el recocido provocando la nucleación y crecimiento de la fase delta (δ) en la interfase acero/recubrimiento. La reacción de explosión puede ocurrir generando un crecimiento acelerado de las fases de aleación Fe-Zn.
- t_2 - Como el recocido continua, el crecimiento de la fase delta (δ) continua en una morfología columnar. Previamente la fase zeta (ζ) nucleada se transforma en la fase delta (δ). Ligeras cantidades de la fase zeta (ζ) podrían nuclear debido a la sobresaturación del Fe en la fase líquida eta (η) o al templeado del material. La fase gama se forma en la interfase acero/recubrimiento.

- t_3 .- Una disminución de Zn ocurre en largos tiempos de exposición (recocido), resultando en una disminución de la fase eta (η) en la superficie del recubrimiento. La concentración de la fase delta (δ) continua, empujando la fase zeta (ζ) a la superficie y manteniendo un espesor de $1\mu\text{m}$ en la fase gamma (Γ).
- t_4 .- Con largos tiempos de permanencia en el horno de recocido, la difusión de la fase delta (δ) crece, mientras se sigue manteniendo el espesor de la fase gamma (Γ).
- t_5 .- Una vez que la fase delta (δ) alcanza la superficie del recubrimiento, el crecimiento de la fase gama (Γ) continua a expensas de la fase delta (δ)⁽⁴⁰⁾.

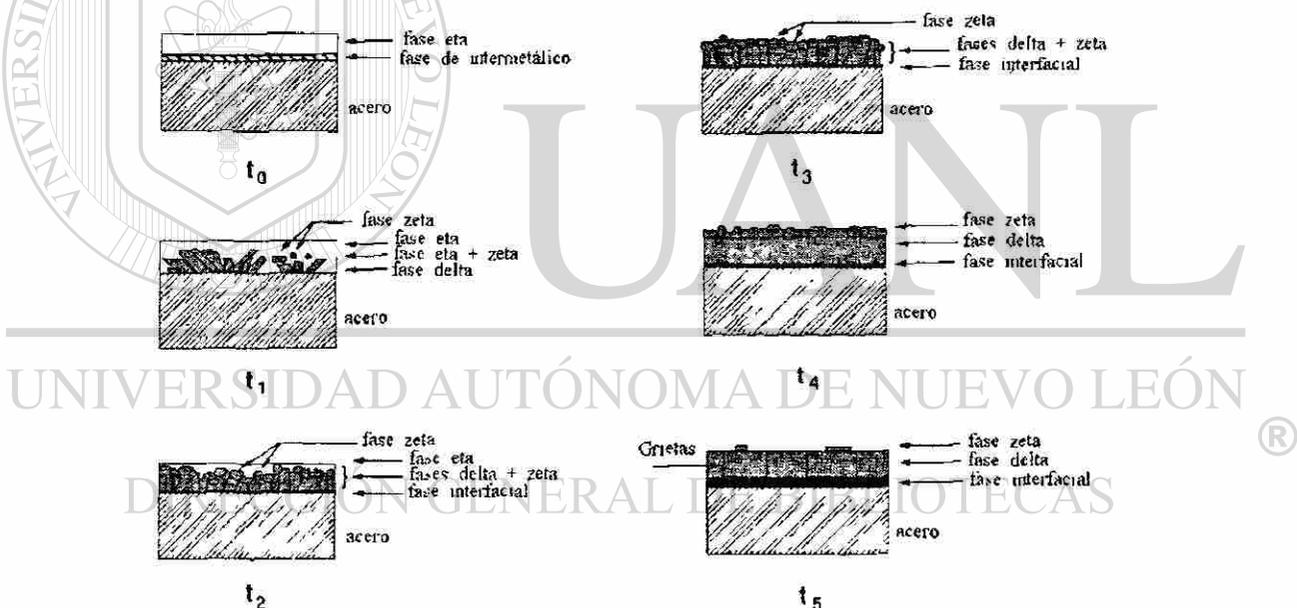


Figura 2.14.- Desarrollo esquemático del cambio morfológico en el recubrimiento durante el procesamiento de galvanneal⁽⁴⁰⁾.

Es muy importante considerar que dependiendo de la temperatura y el tiempo en el procesamiento de termogalvanizado, se obtienen los espesores de los intermetálicos, sabiendo de antemano que esta variación de espesores afecta las propiedades mecánicas

del recubrimiento, el conocimiento y manipulación de los parámetros del proceso ayudarán a obtener un recubrimiento con las especificaciones mecánicas requeridas.

2.9 VARIABLES DEL PROCESO DE TERMOGALVANIZADO.

El incremento en la temperatura en el horno de inducción, produce variaciones en la concentración de Fe a través de los intermetálicos en el recubrimiento, afectando así las propiedades de adherencia del recubrimiento al metal base. La rugosidad superficial también depende de la temperatura del horno, así como de la rugosidad inicial del material antes de ser galvanizado⁽¹⁷⁾.

Algunos autores⁽¹⁷⁾ confirman a cualquier temperatura la rugosidad de la lámina de acero recubierta es alta, cuando la rugosidad de la superficie de la lámina es alta. Esto sugiere que la nucleación y el crecimiento de los cristales intermetálicos Fe-Zn durante el proceso de termogalvanizado están influenciados por la rugosidad del sustrato. Además se dice que a mayores temperaturas en el horno de inducción, resultan menores rugosidades superficiales sobre el recubrimiento. Este efecto pudiera ser debido a la influencia de la temperatura sobre la composición química de la fase del recubrimiento.

A bajas temperaturas (alrededor de 475°C), el recubrimiento está compuesto de una mezcla de aproximadamente 50-50% de las fases δ y ζ . A temperaturas intermedias (alrededor de 495°C), la cantidad de la fase ζ disminuye y el recubrimiento principalmente está compuesto de la fase δ . A temperaturas más altas, el volumen de la fase δ disminuye en la misma proporción que la fase Γ crece en la interfase acero-recubrimiento⁽¹⁷⁾.

El tamaño de los cristales intermetálicos se afecta también por la temperatura del horno de inducción, ya que a menores temperaturas (470°C) se producen cristales (Fe-Zn) más grandes que a altas temperaturas (523°C)⁽¹⁷⁾.

Algunas investigaciones realizadas como la de Tatsuya Kanamaru⁽¹⁵⁾ demuestran que la fase Γ_1 es más delgada a 500° C y más gruesa a temperaturas menores o mayores, mientras que la fase ζ crece en espesor a temperaturas más bajas y no se forma por encima de 530°C.

También se encontró que la temperatura óptima en el horno de inducción era de aproximadamente 500° C. Ya que a esta temperatura no hay crecimiento de la fase ζ y tan rápido como la fase líquida, el recubrimiento podría ser enfriado bruscamente, antes que la fase Γ_1 iniciará su crecimiento. Chiaki Kato⁽¹⁸⁾ mostró resultados similares a los de Tatsuya⁽¹⁷⁾, en cuanto que al incrementar la temperatura se incrementa la fase Γ y la fase ζ tiende a disminuir.

La operación de laminación superficial se usa comúnmente para regular la rugosidad final de la lámina termogalvanizada, aunque cabe mencionar que la rugosidad está relacionada con los porcentajes de los espesores en los intermetálicos, así como de las temperaturas del procesamiento previo, además de que sólo se puede realizar esta laminación de forma muy ligera, ya que la fase Γ es muy frágil, por lo que es uno de los factores principales a considerar en la laminación para el acabado final⁽¹⁷⁾.

Otro factor importante es el tiempo durante el cual se sostiene la temperatura para que la reacción de difusión atómica se siga realizando, ya que en mucho depende de éste para controlar el espesor de la fase Γ , como se muestra en la Figura 2.15, la cual muestra un desarrollo del crecimiento del espesor de los intermetálicos, para diferentes tiempos de permanencia a una misma temperatura⁽³²⁾. Aunque para éste caso el incremento en el espesor de los intermetálicos se debe al tiempo de permanencia, de la misma manera se incrementan los espesores, sólo que dependen de las condiciones a las que esté expuesto el material, ya que dependiendo de las condiciones, dependerán los mecanismos de difusibilidad atómica que se activaran los diferentes mecanismos de transporte de átomos, para cada una de las interfases del recubrimiento.

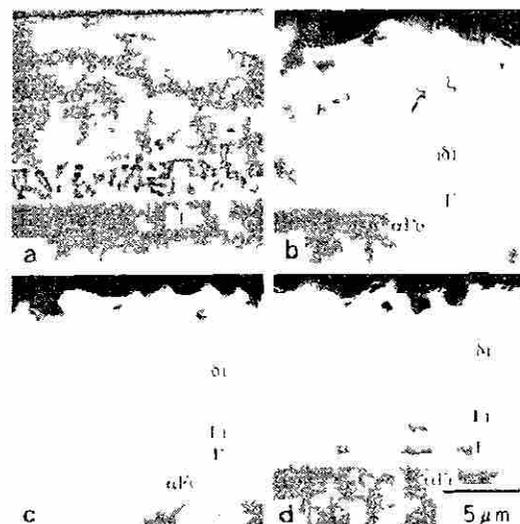


Figura 2.15.- Cambio de la microestructura en la sección transversal de un recubrimiento termogalvanizado con una concentración de Al en la paila de 0.1% en masa⁽³²⁾, a).- Galvanizado, b).- Termogalvanizado por 15 s, c).- Termogalvanizado por 65 s, d).- Termogalvanizado por 300 s.

Se pueden notar cambios considerables en la rugosidad del material después de ser laminado, seguido del proceso del termogalvanizado, esto permite reducir la rugosidad de 1.38 μm a niveles de 0.8 μm que son considerados aceptables para aplicaciones donde la buena apariencia es deseada después del pintado⁽¹⁷⁾.

Tatsuya Kanamura⁽¹⁵⁾ reportó el efecto de la velocidad de calentamiento en el proceso de termogalvanizado sobre la formación de las fases ζ y Γ_1 . En el cual la formación de la fase ζ y Γ_1 disminuyen con el incremento de la velocidad de calentamiento.

Chang⁽¹⁹⁾ mostró resultados similares a los de Kanamaru⁽¹⁷⁾ en donde el contenido de Fe presente en el recubrimiento podría variar de 2 a 3% (en peso), dependiendo de la velocidad de enfriamiento utilizada.

CAPÍTULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA

3.1 INTRODUCCIÓN.

La soldadura por resistencia consiste de la unión de dos o más piezas de metal por la aplicación de calor y algunas veces de presión. Este tipo de unión abarca una parte del arte de la soldadura, en la cual el calor generado entre las partes que van a ser soldadas es generado por la resistencia que ofrecen las partes al flujo de la corriente. Esta difiere de otras formas de soldadura, en que no utiliza ningún tipo de fundente o flujo de gas, además de que no genera escorias. Por esto el análisis metalográfico no es tan difícil, ya que hay menor cantidad de elementos involucrados en el proceso. El proceso de resistencia eléctrica difiere de los procesos de fusión al depender de la aplicación de fuerza para forzar los materiales a estar juntos al ser soldados. El efecto de la fuerza es el refinamiento de la estructura granular, produciendo una soldadura con propiedades físicas, en muchos de los casos, igual a las del material base y otras veces, superiores.

La soldadura por resistencia eléctrica es un proceso meramente metalúrgico. Ordinariamente el hierro ha sido descrito como una suspensión de cristales de ferrita de composición variable en una matriz de sus propias impurezas, y es la matriz de impurezas la cual incrementa la magnitud de la resistencia eléctrica de todos los materiales, es por ello la importancia de las impurezas así como del acabado superficial

que variará de igual forma la resistencia al no asegurar una buen área de contacto cuando el acabado superficial es muy rugoso.

3.2 PROCESOS DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA.

A continuación se mencionaran brevemente algunos de los procesos más importantes de soldadura por resistencia.

Uniones Traslapadas. Este es un método en el cual los electrodos conducen la corriente para la soldadura y al mismo tiempo aplican la fuerza para asegurar el contacto de las partes a unir. Este método no sólo incluye una clase de traslapes, sino también cualquier clase de traslapes de hojas de metal, platos, barras, en las cuales la soldadura no está hecha de filo a filo o de punta a punta en el material⁽³⁵⁾.

Soldadura de Punto. La soldadura por puntos es la más ampliamente utilizada y se efectúa con los electrodos, los cuales regularmente están estacionarios, mientras la soldadura se genera⁽³⁵⁾.

Soldadura por Proyección. Debido a la formación de proyecciones en una o ambas partes de trabajo, la ruta de la corriente de trabajo es localizada en las áreas de proyección. Esto permite el uso de electrodos planos, como si fuese un dado, para producir la soldadura⁽³⁵⁾.

Soldadura de Pulsación. Normalmente un punto o proyección de soldadura es hecha con la simple aplicación o impulso de corriente. Sin embargo el flujo de corriente es interrumpido y reaplicado una o varias veces sin liberar la fuerza en los electrodos, por lo que una soldadura de pulsación es obtenida⁽³⁵⁾.

Soldadura de Costura. Es muy similar a la soldadura de puntos, pero los electrodos (discos) giran y regularmente están en movimiento rotatorio, mientras la soldadura se efectúa⁽³⁵⁾.

Soldadura Rotatoria por Puntos. Si la interrupción de la corriente es usada- sin considerar si las ruedas giran continuamente o intermitentemente- y si el sincronizado es efectuado para que las soldaduras no se traslapen, la soldadura es llamada, soldadura rotatoria por puntos⁽³⁵⁾.

Soldadura de Junta a Tope. La soldadura se efectúa en los extremos de las barras o los filos de las placas. Los electrodos introducen la corriente a las dos partes de trabajo, además podría usarse la aplicación de fuerza para asegurar el área de contacto en los extremos, algunas veces la fuerza es aplicada mediante los electrodos y otras por mecanismos auxiliares⁽³⁵⁾.

Soldadura por Chispa. Si dos rodillos o barras son empalmadas punta con punta, con los extremos haciendo un ligero contacto cuando la corriente es aplicada, una acción de destello es efectuada. Cuando éste destello se realiza una ligera cantidad del material fundido es expulsada, requiriendo que una de las piezas sea movida hacia la otra para mantener la acción del destello. Como ésta inicia en los extremos del material de trabajo, las dos piezas alcanzan la temperatura de la soldadura en cuanto el tiempo y fuerza son aplicados, completando así el proceso⁽³⁵⁾.

Soldadura de Trastorno. Si las dos barras o rodillos, son empalmados extremo con extremo, en dados o electrodos, manteniendo el contacto en los extremos cuando la corriente y fuerza son aplicadas, la unión resultante será una soldadura de trastorno⁽³⁵⁾.

Soldadura de Percusión. Es usualmente clasificada como un proceso de soldadura por resistencia, aunque en realidad no lo es, puesto que no hay generación de calor debido a la resistencia eléctrica de las piezas de trabajo. A pesar de esto el calor requerido es generado por un arco creado con las piezas de trabajo, las cuales forman un

arco entre ellas, cuando las superficies alcanzan la temperatura requerida la acción de la fuerza aplicada por los electrodos sobre las piezas de trabajo, asegura la unión de las partes⁽³⁵⁾.

3.3 FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA.

La soldadura por definición es en la ingeniería el procedimiento por el cual dos o más piezas de metal se unen por aplicación de calor, presión, o una combinación de ambos, con o sin aporte de otro metal, llamado metal de aportación, cuya temperatura de fusión es inferior a la de las piezas que han de soldarse.

Una soldadura por resistencia, está hecha bajo la aplicación de fuerza, la cual es sostenida hasta que la zona de soldadura solidifica, la estructura del grano resultante es, por esto, de un orden mayor que la que se puede encontrar en una soldadura con material de aporte.

En un esfuerzo por entender la naturaleza de la soldadura por resistencia y como es que ésta se efectúa, lo mejor es considerar el proceso más simple de soldadura por resistencia, el cual es la soldadura de resistencia por puntos. El principio básico aplica a el resto de los demás procesos de soldadura por resistencia y a los métodos de calentamiento, excepto al los métodos de soldadura de percusión y de destello.

Generación de calor. Un punto de soldadura se realiza ejerciendo una presión sobre una o varias hojas de metal traslapadas, mientras una corriente eléctrica pasa a través de una área de contacto localizada (entre las laminas) con la finalidad de calentar el metal para formar el botón de soldadura⁽³⁵⁾.

Uno de los principios de la soldadura por resistencia eléctrica es la rápida generación de calor en la zona de soldado, tanto que la cantidad de calor mínima se disipa por conducción al material adyacente. Esto requiere una rápida velocidad de generación de

calor y se efectúa con la aplicación de un alto valor en la corriente de soldadura bajo un periodo de tiempo muy reducido. Otro principio es el de generar más calor en la zona a soldar que en otra parte de la maquinaria utilizada⁽³⁵⁾.

La teoría para desarrollar los dos principios mencionados está dada de la siguiente manera: la energía calorífica es generada donde un flujo de corriente pasa a través de una resistencia eléctrica. La velocidad a la cual el calor está siendo generado está dada por la siguiente ecuación⁽³⁵⁾:

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

donde:

- W = Potencia eléctrica en watts.
- I = Corriente en amperes.
- R = Resistencia en ohms.

Si la potencia es aplicada en un intervalo de tiempo, el calor generado en la resistencia está dado por⁽³⁵⁾:

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

donde:

- Q – Watt-segundos o Joules.
- t – Tiempo en segundos.

Es evidente en la ecuación (3.2) que la magnitud de la energía calorífica generada puede ser variada, cambiando cualquiera de las tres variables de la ecuación. La corriente (I) y el tiempo (t), pueden ser variados por el ajuste de parámetros en la maquinaria, mientras que el valor de la resistencia (R), está dado por la resistencia de las

piezas de trabajo. Éste valor de resistencia, el cual está presente en el circuito secundario de la máquina soldadora, existe de dos formas: uno es la resistencia volumétrica del material en el circuito, incluyendo las piezas de trabajo (láminas) y el otro es la resistencia interfacial de las superficies en contacto. Los cuales serán explicados a continuación⁽³⁵⁾.

Todos los materiales tienen algún grado de resistencia al flujo de la corriente. La resistencia ofrecida a la corriente directa es conocida como resistividad y es la resistencia de un volumen estándar medido a una temperatura conocida está en función de la composición química del material y varía con la temperatura. La resistencia es mayor en el flujo de corriente alterna, debido a las corrientes parásitas generadas en el interior del conductor. Esto es conocido como el efecto de piel y aumenta con el incremento de frecuencia en la corriente y se incrementa en el área del conductor. Esta corriente es nombrada resistencia efectiva y es directamente proporcional a la longitud del conductor e inversamente proporcional a la sección transversal (área), considerando el efecto de piel si es que está presente⁽³⁵⁾.

Entre los materiales más comunes, el cobre tiene el valor de resistividad más bajo y es utilizado como base de comparación con otros metales. Con éstos propósitos el recíproco de la resistividad es utilizado y es conocido como conductividad en la que el cobre tiene una asignación del 100%, superior al de un acero común que tiene alrededor del 10%. Entonces, una corriente dada pasando a través de volúmenes iguales y áreas de sección transversal iguales de cobre y acero, resultará en la generación de energía calorífica aproximadamente diez veces más grande en el acero que en el cobre⁽³⁵⁾.

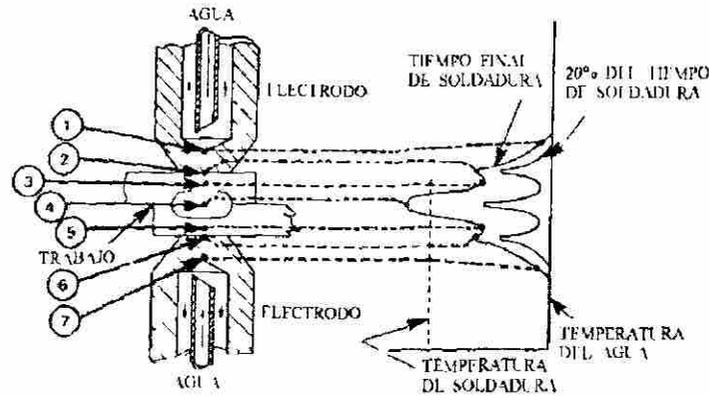
La resistencia interfacial es la resistencia que se opone al flujo de la corriente a través de las superficies de contacto de los dos materiales. El valor varía dependiendo de la composición del material, condición superficial, área de contacto y presión ejercida sobre los materiales a soldar. En general, esta resistencia sigue la resistividad volumétrica de los metales involucrados. Por ejemplo, la misma área de contacto sometida a la misma presión de superficie de cobre-cobre, usualmente tiene mucho

menor resistencia que una superficie de contacto entre acero-acero o cobre-acero. Es importante notar que la resistencia interfacial puede variar considerablemente debido a la contaminación superficial y a las condiciones físicas, (paralelismo, rugosidad)⁽³⁵⁾.

Si se cuenta con un buen diseño del equipo para soldar, además de experiencia y una selección correcta de los electrodos, la resistencia interfacial de las piezas de trabajo es usualmente mayor que la resistencia volumétrica de cualquier sección del circuito secundario y también mayor que cualquier otra superficie de contacto (electrodo-lámina)⁽³⁵⁾.

Todas las resistencias involucradas en el circuito secundario de la maquinaria se consideran que forman un circuito en serie y, puesto que la misma corriente pasa a través de ellas, el calor generado en cualquier sección es proporcional al valor de la resistencia en ese punto. Entonces la energía calorífica generada en la zona de contacto lámina-lámina, es mayor que en cualquier otro punto en el circuito secundario y durante la primera parte del intervalo de soldadura es responsable de la mayoría del calor generado en la zona de soldado⁽³⁵⁾.

El incremento en el tiempo de soldado incrementa la resistencia volumétrica efectiva de la zona de soldadura debido a que el incremento en la temperatura es proporcional al tiempo de soldadura y a la magnitud de la corriente de soldadura⁽³⁵⁾. El calor generado en el resto del circuito secundario es una pérdida energética, la cual es disipada por radiación, convección o conducción ayudada por el agua de enfriamiento utilizada en el proceso. La Figura 3.1 muestra un arreglo típico en el cual hay siete tipos de resistencias conectadas en serie, las cuales se describirán a continuación⁽³⁵⁾.



1. Electrodo superior.
2. Contacto superficial entre el electrodo superior y la hoja de metal superior.
3. Hoja de metal superior.
4. Contacto superficial entre las hojas de metal (superior e inferior).
5. Hoja de metal inferior.
6. Contacto superficial entre la hoja de metal inferior y el electrodo inferior.
7. Electrodo inferior.

Figura 3.1.- Gradiente de temperatura de una soldadura por puntos⁽³⁵⁾.

El calor será generado en cada una de las secciones en la proporción que éstas presenten su resistencia. Sin embargo, el calor de soldadura es sólo generado en el punto

(4), mientras que en el resto de los puntos se trata de minimizar. Refiriéndose a la Figura 3.1, en el inicio del proceso de soldadura, la temperatura en todos los puntos es representada por la línea vertical marcada “temperatura del agua”. El punto con una mayor resistencia es el punto (4); por lo que el calor es rápidamente generado en este punto. Los puntos (2) y (6) son los siguientes en magnitud de resistencia, por lo que una alta temperatura es rápidamente alcanzada también en éstos, pero no tan rápido como en el punto (4)⁽³⁵⁾.

Deberá de notarse que el calor generado en (2) y (6) es rápidamente disipado debido a la cercanía que tiene con el agua de enfriamiento que existe en los electrodos (1) y (7), mientras que el calor en el punto (4) es parcialmente atrapado y la disipación es mucho más lenta. Por lo tanto, mientras el proceso sigue, la velocidad de calentamiento en el punto (4) es mayor que en cualquier otro punto del circuito secundario. La temperatura

149043

en el punto (4) es indicada por la línea vertical punteada. En una soldadura perfectamente controlada, la temperatura de soldadura sería alcanzada por una área minuta sobre la superficie de contacto lámina-lámina y crece en forma de un botón conforme el tiempo progresa⁽³⁵⁾.

De lo anterior viene la importancia del sincronizado el cual es evidente. La situación ideal es en la cual la temperatura máxima es alcanzada en el punto (4), y en todos los demás puntos es mínima. Esto es lo que conlleva a hacer las siguientes consideraciones:

1. **Electrodos.** Estos deberán tener una alta conductividad eléctrica, para mantener el calor interno generado en un mínimo, una alta conductividad térmica para disipar rápidamente el calor generado en las zonas (2) y (6). Deberán tener una resistencia física para la deformación causada por las altas fuerzas a que están sujetos⁽³⁵⁾.

2. **Superficies de contacto.** Estas son las zonas (2) y (6). Aquí también la resistencia eléctrica deberá tener un valor mínimo. Esto se hace de dos formas: *primera*, teniendo una superficie plana y limpia; *segunda*, controlando la fuerza del electrodo. Haciendo referencia en la curva mostrada en la Figura 3.2, en la cual se presentan los gradientes de temperatura, si las superficies estuvieran sucias, escamosas o con hoyos, la temperatura en esos puntos se incrementaría tan rápido como la de la interfase lámina-lámina, resultando en una expulsión del material, disminuyendo así la vida del electrodo. Si las superficies del material fueran magnificadas, éstas aparecerían como un cuerpo muy rugoso. Cuando la interfase lámina-lámina está sujeta a fuerzas ligeras, ésta pudiera tener sólo un pequeño porcentaje del área total de contacto. Con el incremento de la fuerza, la rugosidad disminuye por el aplastamiento, asegurando así una mayor área de contacto y por lo tanto disminuyendo la resistencia eléctrica en la interfase lámina-lámina. La solución ideal sería controlar separadamente la fuerza aplicada en la interfase lámina-lámina, y la fuerza aplicada en la interfase electrodo-lámina. Sin embargo, sólo para algunas aplicaciones, el

material del electrodo es más suave que el material de trabajo; por lo que, la aplicación de una fuerza dada resultará en un mejor contacto en la interfase electrodo-lámina, que en la interfase lámina-lámina. En algunas aplicaciones esto representa una ventaja, por el aumento en la resistencia de las interfases, disminuyendo así la corriente eléctrica necesaria del proceso⁽³⁵⁾.

3. **Materiales de trabajo.** En lo mencionado anteriormente, se supone que los electrodos son cuerpos idénticos además que las piezas de trabajo son del mismo espesor y material. Si esta relación fuera cambiada, el gradiente de temperaturas mostrado en la Figura 3.1, no sería simétrico⁽³⁵⁾.

4. **Tiempo.** Una vez que la energía calorífica es igual a la potencia multiplicada por el tiempo durante el cual ésta es aplicada, como se especifica en la ecuación (3.2), el tiempo durante el cual la corriente fluye viene a ser uno de los factores que controlan la energía calorífica total. En la curva del gradiente de temperatura (Figura 3.2), ésta se mueve hacia la izquierda desde el punto de inicio (línea vertical sólida), si el tiempo es sostenido la temperatura en la zona (4) pasará el punto de ebullición en áreas pequeñas del material de trabajo (superficies entre las láminas), generando burbujas de aire. El resultado será la expulsión de partículas de material. Si los puntos de contacto (2) y (6), están escamosos o con hoyos, el mismo efecto se producirá en estas zonas. Una aplicación continua de corriente producirá que los picos sean menos pronunciados, mientras que el botón de soldadura crecerá completamente hacia las caras de los electrodos y las zonas (3) y (5) presentarán un comportamiento plástico, resultando en una severa penetración de los electrodos sobre el material de trabajo (láminas). En las ecuaciones (3.1) y (3.2), se muestra que el calor generado es proporcional al cuadrado de la corriente, por lo que despreciando las pérdidas, duplicando la corriente, cuadruplicará el calor generado para un mismo intervalo de tiempo. Para una cierta capacidad, el tiempo y la corriente son complementarios, esto significa que una variación en el calor generado, estará dado por la variación de la corriente o el tiempo. Sin

embargo debe recordarse que la transferencia de calor es cuestión de tiempo y que en el desarrollo del botón de soldadura, el valor del tiempo no puede ser acortado mucho, a menos que exista un incremento en la corriente. El primer efecto de insuficiencia en el tiempo se nota cuando el calor se genera muy rápidamente en las tres superficies de contacto, lo que produce un deterioro sobre las caras de los electrodos en formas de hoyos y discontinuidades superficiales. En el instante en que cesa la corriente, cesa la generación de calor y comienza el enfriamiento. Debido a la capacidad térmica del agua de enfriamiento en los electrodos, éstos regresan rápidamente a la temperatura de enfriamiento. Las superficies de contacto (2) y (6) conducen el calor a los electrodos, por lo que casi inmediatamente nivelan los picos de estos puntos y el centro gradualmente se enfría. La velocidad de enfriamiento se determina por las mismas condiciones que gobiernan la cantidad de calor de entrada. Si los electrodos fueran levantados inmediatamente después de que el flujo de corriente cesa, éstos quedarían imposibilitados de absorber el calor de la soldadura, los picos en las superficies de los electrodos se incrementan, los valles entre los picos desaparecen y el enfriamiento se retarda. También una vez que la fuerza es liberada mientras el material de la soldadura aún está en su estado líquido o plástico, la soldadura sería de baja calidad. La velocidad de enfriamiento de la soldadura tiene un efecto en la resistencia mecánica del botón de soldadura, se puede variar el tiempo de sostenimiento de los electrodos, con la finalidad de variar las propiedades mecánicas así como la microestructura del botón de soldadura. En la Figura 3.2 se muestra el efecto que causa el tiempo de aplicación de corriente durante el proceso contra el esfuerzo cortante sobre la soldadura⁽³⁵⁾.

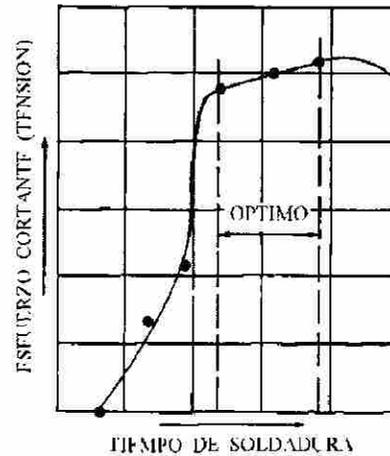


Figura 3.2.- Relación entre el tiempo de aplicación de corriente contra la resistencia al esfuerzo de tensión en el botón de soldadura⁽³⁵⁾.

5. **Fuerza en los electrodos.** Como se muestra en la Figura 3.3, para una geometría dada de los electrodos así como para una supuesta condición superficial, la resistencia superficial es aparentemente inversamente proporcional a la fuerza de los electrodos. Si la forma de la cara de los electrodos es en forma radial, se requiere de grandes fuerzas para incrementar el área de contacto, disminuyendo así la densidad de corriente. Es por esto que un incremento en la fuerza de los electrodos reduce el calor generado⁽³⁵⁾.

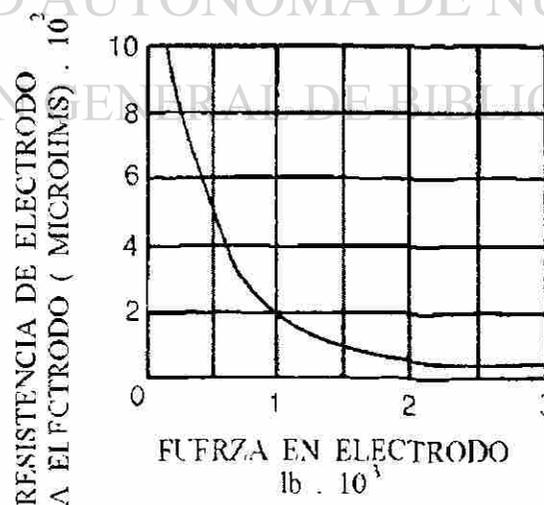


Figura 3.3.- Relación entre la fuerza de los electrodos y la resistencia que se genera en la superficie de contacto⁽³⁵⁾.

6. **Efecto de desviación.** En la discusión anterior se consideraron a los componentes resistivos del circuito secundario en serie. Esto hace recordar la investigación del efecto de las resistencias en paralelo. En el caso de un solo punto de soldadura, algunas condiciones están implicadas. Si el segundo punto de soldadura es hecho muy cerca del primero, habrá un efecto de desviación de corriente, el cual es equivalente a dos resistencias en paralelo. De acuerdo a la ley de Ohm, la corriente pasará a través de las dos rutas, en una proporción inversamente proporcional a la resistencia que éstas ofrezcan al flujo de la corriente. La primera soldadura elaborada elimina la resistencia en las interfases lámina-lámina del primer punto y, puesto que las superficies de contacto de los electrodos son las mismas, la división de corriente dependerá de la distancia que exista entre el primer botón de soldadura y el área de contacto que se crea para generar el segundo botón de soldadura. De este modo se aprecia en la Figura 3.4 que el metal entre los electrodos viene a ser un circuito dividido; parte de la corriente viaja a través de la ruta A mientras que la restante lo hace a través de la ruta B. Si la distancia A es larga, su resistencia comparada con B será alta y si la distancia A es pequeña una considerable cantidad de corriente será desviada por el punto del primer botón de soldadura.

Otro factor que no debe ser descuidado es que la ruta B tiene un incremento de temperatura, por lo que su resistencia aumenta, aumentando la posibilidad de que el efecto de desviación se realice en el punto A⁽³⁵⁾.

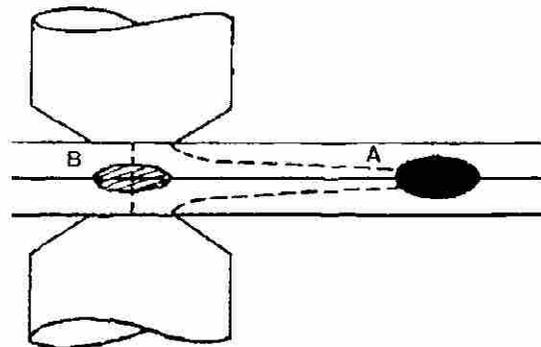


Figura 3.4.- Efecto de la desviación de la corriente entre el primer y segundo botón de soldadura⁽³⁵⁾.

3.4 SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

La fabricación mediante este proceso es rápida y económica. Aunque en la producción comercial de ensamblajes está limitada al espesor de las hojas no mayores a 3.18mm ésta puede unir placas de espesores de hasta 6.35mm. La soldadura por puntos es usada para la fabricación de muchos productos elaborados con hojas de metal, especialmente en la industria automotriz en donde gran parte de la estructura del auto es ensamblada mediante este proceso⁽³⁵⁾.

3.4.1 FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

La soldadura por puntos se realiza por el paso de la corriente, por un intervalo de tiempo, a través de las piezas de trabajo desde los electrodos, los cuales aplican la fuerza durante el proceso para asegurar el contacto. La corriente permanece hasta que la fusión se realiza en la interfase lámina-lámina. La fuerza del electrodo es aplicada antes, durante y después del intervalo de aplicación de la corriente⁽³⁵⁾.

En la Figura 3.5 se muestra un dibujo simplificado del equipamiento mínimo requerido para desarrollar el proceso. Puede ser que uno o ambos electrodos estén incorporados al sistema de fuerza que es capaz de mover los brazos hacia el material de trabajo para después retirarlos, esto es para aplicar la fuerza requerida. Un dispositivo de control también es necesario para energizar el transformador por un intervalo de tiempo específico después que se aplica la fuerza, así mismo deberá liberar la fuerza después de un intervalo de tiempo para el cual cesa la corriente en el circuito⁽³⁵⁾.

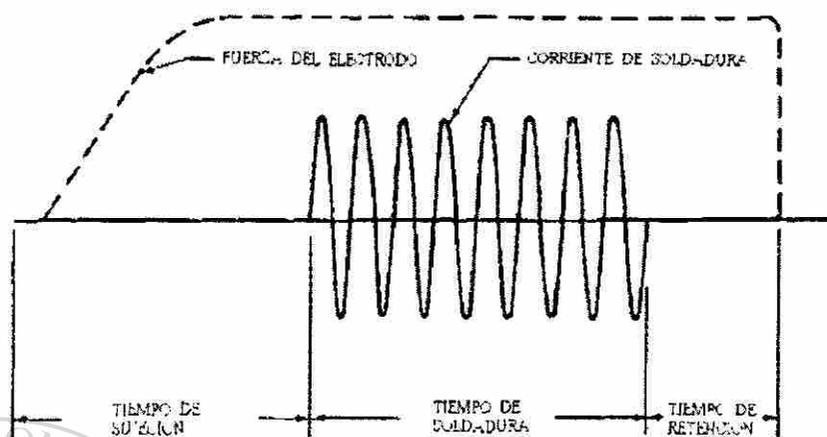


Figura 3.7.- Intervalos de tiempo de aplicación de fuerza y corriente durante el proceso de soldadura por puntos⁽³⁵⁾.

3.5 INFLUENCIA INDIVIDUAL DE PARÁMETROS EN EL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS.

3.5.1 INFLUENCIA DE LA CORRIENTE.

Un incremento en la corriente, manteniendo el resto de los parámetros constantes incrementa la resistencia de la soldadura y el diámetro del botón. Sin embargo, a altas corrientes la resistencia de la soldadura comienza a decrecer, ya que una vez que se excede su valor máximo, en el cual la expulsión del material se produce, la cantidad de material retenida en el botón decrece⁽³³⁾.

3.5.2 INFLUENCIA DEL TIEMPO DE FLUJO DE CORRIENTE.

El tiempo de aplicación de corriente afecta a la resistencia de la soldadura, además de variar el diámetro del botón, el tiempo se mide en ciclos (1ciclo = 1/60s). Manteniendo

la corriente y la fuerza de los electrodos constantes, un incremento en el tiempo aumenta la resistencia mecánica del botón soldado, hasta un límite que tiende a permanecer constante. Ligeros incrementos en el tiempo aumenta el diámetro del botón. Debido a un incremento en la resistencia eléctrica de la interfase lámina-lámina una gran cantidad de calor se concentra en éste punto, hasta una temperatura donde comienza a derretirse el material. Una vez que la fundición del material de la interfase se lleva a cabo, la resistencia eléctrica desaparece y el botón de soldadura comienza a crecer. La resistividad del material dependerá de las propiedades del líquido y de su cantidad volumétrica. Un aumento excesivo en el tiempo resultará en un sobrecalentamiento en la interfase electrodo-lámina provocando una disminución en la vida del electrodo⁽³³⁾.

Altas corrientes a tiempos cortos de soldadura causan sobrecalentamiento en la interfase lámina-lámina antes de que el botón sea formado. Esto ocurre a tiempos de soldadura muy cortos, dado que la difusión de calor desde la interfase al volumen del material es limitada. Por lo que hay dos escenarios en los que la expulsión se presenta⁽³⁶⁾:

1. Para tiempos muy largos, la expulsión será causada por ablandamiento del botón de soldadura, el cual no soportará la presión ejercida por los electrodos.
2. Tiempos cortos resultan en lo que se conoce como instante de expulsión, donde el sobrecalentamiento ocurre a una velocidad mucho mayor que la de disipación térmica. También puede ocurrir a corrientes bajas, cuando la resistencia de la interfase es extremadamente alta, la expulsión se genera por el excesivo calentamiento en la interfase lámina-lámina⁽³⁶⁾.

3.5.3 INFLUENCIA DE LA FUERZA DEL ELECTRODO.

La fuerza de los electrodos afecta la resistencia mecánica del botón de soldadura, especialmente a bajas corrientes de soldadura. Un incremento en la fuerza del electrodo asegura una mayor área de contacto, disminuyendo la resistencia eléctrica desde el inicio

del proceso, lo cual provocará que sea necesaria una mayor corriente para fundir al material, por lo que inhibe el calentamiento y el crecimiento del botón y provoca la reducción en la resistencia mecánica del botón de soldadura⁽³³⁾.

La fuerza óptima de los electrodos es la que produce el intervalo de corrientes de soldadura más amplio, y está determinada por la resistencia mecánica del mismo material. Aunque es de esperarse que a mayores fuerzas, menor será el tiempo de soldado, no siempre es lo más conveniente, ya que se disminuye la resistividad aumentando la corriente del proceso, además de disminuir considerablemente la vida de los electrodos debido a las altas corrientes y grandes cargas aplicadas⁽³⁶⁾.

3.6 DESGASTE EN LOS ELECTRODOS.

Recientes investigaciones⁽³⁴⁾ han demostrado que todos los parámetros afectan la vida del electrodo, aunque la corriente parece ser el parámetro más dominante, y que los aceros que requieren más corriente para ser soldados presentan tiempos de vida del electrodo más cortos. Los factores que parecen afectar la corriente del proceso aparentemente son el espesor de las hojas de metal, la resistividad, y la dureza superficial del material. Las bajas corrientes están asociadas con aceros termogalvanizados espesos en la capa de Zn, ya que tienen una mayor resistividad y superficies más duras.

Los diseñadores de los automóviles han especificado en los últimos años aumentos en la cantidad del Zn en el recubrimiento de las hojas de metal con la finalidad de proteger las estructuras ante el ataque corrosivo al que serán expuestas. Los aceros aleados con Zn son generalmente más difíciles de soldar y los electrodos utilizados frecuentemente requieren revestimientos o reemplazarse a tiempos de vida relativamente cortos, comparados con los utilizados en procesos de soldadura de aceros sin recubrimientos. El acelerado desgaste en los electrodos utilizados en hojas de metal con recubrimiento de Zn está asociado con cambios indeseados en las propiedades eléctricas, mecánicas y térmicas debido a la contaminación de Zn aportada desde la lámina hacia el electrodo⁽³⁴⁾.

La vida del electrodo está determinada por la velocidad a la cual el diámetro de la cara del electrodo aumenta. También se puede determinar por el encogimiento del botón de soldadura el cual puede ser evaluado en un examen de tensión⁽³⁴⁾.

3.6.1 FORMACIÓN DE LATÓN EN LA CARA DEL ELECTRODO.

La aleación de Cu-Zn del electrodo tiende a reaccionar con la capa de Zn que se encuentra en la superficie de la lámina. La aleación de Cu-Zn (latón) formada como resultado de ésta reacción es más suave y presentará baja conductividad eléctrica y térmica. El latón es expulsado rápidamente (hacia fuera) durante el inicio del proceso⁽³⁴⁾.

3.7 CURVA DINÁMICA DE RESISTENCIA.

La curva dinámica de resistencia eléctrica mostrada en la Figura 3.8, describe el comportamiento resistivo de las siete resistencias que se encuentran relacionadas en el proceso (resistencias en serie en el circuito secundario)⁽³⁷⁾.

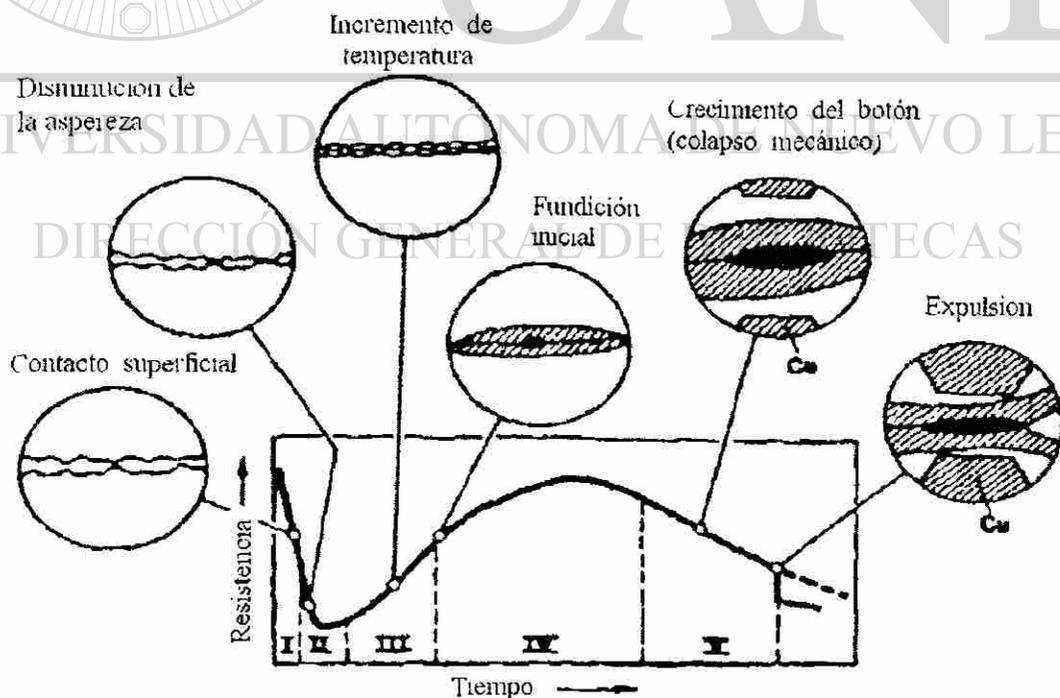


Figura 3.8.- Etapas de la curva dinámica de resistencia eléctrica⁽³⁷⁾.

A continuación se describirán cada una de las etapas a través de las cuales la resistencia eléctrica del proceso varía.

En la primera etapa las láminas se ponen en contacto bajo la presión ejercida por los electrodos, la cual crea áreas de contacto eléctrico en los puntos donde se encuentran las asperezas superficiales. Bajo condiciones normales existen algunos contaminantes en la superficie de la lámina como películas de óxidos, como éstas son aislantes, la resistencia inicial será muy alta. Por lo que la generación inicial de calor será concentrada en los puntos de contacto. El calor generará que la superficie contaminada desaparezca⁽³⁷⁾.

Después que los contaminantes desaparecen de la superficie comienza la segunda etapa, el calor se concentra en la superficie lámina-lámina. Tan pronto como el calor se incrementa, las asperezas se suavizan y el área de contacto se incrementa, causando un decremento en la resistencia, al mismo tiempo el calor fluye radialmente desde estas zonas de contacto hacia el material (acero) causando un incremento en temperatura resultando en un incremento de resistencia eléctrica. La interacción entre estos dos mecanismos determina si la resistencia del volumen dinámico aumenta o disminuye. Generalmente el efecto del incremento en la temperatura dominará y la resistencia total comenzará a incrementar⁽³⁷⁾.

En la tercera etapa la resistencia aumenta con el incremento de la temperatura hasta que se comienza a formar la fase líquida del material que dará origen al botón de soldadura⁽³⁷⁾. En la cuarta el botón crece hasta que el material sólido que rodea el botón líquido no puede soportar la fuerza aplicada. En este punto el colapso mecánico ocurre (expulsión)⁽³⁷⁾. Después del colapso mecánico en la quinta etapa, el material residual fundido tratará de formar un nuevo botón de soldadura ya que el material colapsado es expulsado del área de contacto⁽³⁷⁾.

3.8 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS RECUBIERTOS.

En los últimos años se ha incrementado la cantidad de cinc en los aceros recubiertos, con el propósito de incrementar la protección contra la corrosión^(43, 44). Durante la

soldadura de un acero recubierto galvanizado, el cinc presente en la interfase lámina-lámina se funde y se desplaza radialmente de la zona soldada (halo). Esta zona de cinc fundido que rodea la soldadura, desvía algo la corriente alrededor de la zona soldada, provocando un decremento de la corriente disponible para formar la soldadura. Por ello se requiere una mayor densidad de corriente para generar la unión en un acero recubierto⁽⁴⁴⁾.

Otro de los aspectos a considerar para mejorar la soldabilidad de un acero recubierto consiste en fijar los parámetros de operación de una línea de galvanizado, limitando la concentración de aluminio en el baño de cinc fundido a 0.15% (peso), lo cual puede minimizar la cantidad de aluminio presente en el recubrimiento, por lo tanto disminuye el espesor de la capa de Zn y mejora la soldabilidad de la lámina galvanizada⁽⁴⁵⁾. Debido a la alta resistencia eléctrica del recubrimiento, los aceros recubiertos requieren corrientes y tiempos de soldadura mayores que los aceros no recubiertos, por lo que incrementan el grado de aleación y la difusión del recubrimiento de Zn al electrodo.⁽⁴⁶⁾

3.9 FALLAS EN SOLDADURAS.

La calidad de las soldaduras por resistencia es afectada por muchas variables, incluyendo las propiedades del material a soldar, rugosidad y limpieza de la superficie, tamaño y forma de los electrodos, así como los parámetros de la máquina que determinan los tiempos, la presión ejercida en los electrodos y la magnitud de la corriente. Cambios en un 10% de cualquiera de las variables es suficiente para hacer la soldadura inaceptable, como pudiera ser no cumplir con la mínima resistencia a la tensión o resistencia al impacto. Algunas de las posibles causas de fallas en la soldadura por resistencia se describirán continuación⁽⁴⁶⁾.

Inclusiones.- Contaminantes presentes en la superficie como lo son suciedad, óxidos, escorias, ciertos tipos de recubrimientos y, en algunos casos, aceite o grasa pudieran causar inclusiones en la soldadura. Estas inclusiones se pudieran generar en la interfase lámina-lámina o electrodo-lámina. La falla causada por inclusiones depende de su

cantidad, tamaño, localización en la microestructura de la zona soldada, así como sus propiedades de punto de fusión e intervalo de ablandamiento. Las inclusiones que se encuentran en estado líquido a la temperatura de fusión de la zona soldada y llegan a penetrar en los límites de grano son particularmente dañinas.

Porosidad.- Algunas inclusiones pueden llegar a generar porosidades, las cuales son consideradas indeseables, pero si se exceden ciertas restricciones en tamaño, la soldadura llega a ser totalmente inaceptable. Parámetros de soldadura mal establecidos en la máquina de soldar causan porosidad debido a un calor excesivo.

Penetración inadecuada.- La penetración de las partes soldadas no es comúnmente especificada, excepto en la industria aeronáutica. La penetración inadecuada es el resultado de una baja densidad de corriente en la soldadura, principalmente debido al desgaste de los electrodos, desviación de corriente, presión excesiva o por material no adecuado.

Grietas.- Las soldaduras que presentan grietas son generalmente resultado del sobrecalentamiento, una inapropiada fuerza de aplicación de los electrodos o por el uso de procedimientos de soldadura inadecuados a los materiales sensibles a las grietas.

Grietas en caliente son poco comunes en las soldaduras por resistencia, debido a que el tiempo de la muestra a alta temperatura es demasiado pequeño. Las grietas en frío pueden ocurrir cuando el metal fundido solidifica bajo una insuficiente fuerza de aplicación de los electrodos y es forzada a sufrir una mayor contracción térmica que el material base que lo rodea, demandando más deformación de la que el metal pudiera soportar. Estas grietas, si se encuentran en el borde del botón de soldadura, la debilitan considerablemente, en cambio si se encuentran en el centro del botón de soldadura no causan efecto. Las grietas pueden evitarse con un control apropiado de la fuerza de aplicación, especialmente la de forjado al final del ciclo de soldadura.

3.10 ESFUERZOS RESIDUALES EN LA SOLDADURA.

La generación de esfuerzos de contracción y la transformación de fase pueden llegar a causar grietas durante el enfriamiento brusco⁽⁴⁶⁾. Los esfuerzos residuales surgen de la contracción del metal solidificado en presencia del metal base que se encuentra a una temperatura mucho menor, por lo tanto son inevitables en los procesos de soldado. Los esfuerzos residuales pueden minimizarse con una técnica adecuada de soldadura, pero no pueden eliminarse. Los esfuerzos residuales para estar internamente balanceados, deben de ser tensiles y compresivos⁽⁴⁷⁾.

Los esfuerzos residuales no afectan la resistencia al corte. Además, en los ensayos de tensión no tienen efecto en la resistencia última o resistencia máxima a la tensión. En cambio, el esfuerzo a la cedencia pudiera verse incrementado gracias a los esfuerzos residuales compresivos netos (llámese esfuerzo neto a la suma de los esfuerzos internos y los esfuerzos externos que se aplican a las muestras). En ensayos de compresión, cuando los esfuerzos compresivos netos alcanzan el punto de cedencia, el área afectada no es capaz de resistir, tendiendo a pandearse. En el caso de esfuerzos cíclicos, los esfuerzos residuales pueden tener efecto en la resistencia a la fatiga de la muestra. La resistencia total a la fatiga puede ser dividida en tres etapas: iniciación de la grieta (1), crecimiento estable de la grieta (2) y falla repentina (3)⁽⁴⁷⁾.

El valor máximo del esfuerzo cíclico de tensión afecta el tiempo para la iniciación de la grieta. Mientras que la diferencia entre los esfuerzos máximos y mínimos (amplitud de esfuerzos) controla la velocidad de crecimiento de la grieta. Entonces, la presencia de esfuerzos tensiles y residuales afecta el tiempo requerido para iniciar una grieta al incrementarse más el esfuerzo de tensión, pero una vez iniciada, los esfuerzos residuales no tienen efecto en la velocidad de crecimiento de la grieta⁽⁴⁷⁾.

CAPÍTULO IV

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

4.1 INTRODUCCIÓN.

Se desarrolló un procedimiento de experimentación conforme a las técnicas de investigación reportadas⁽⁴⁷⁾ en la literatura y el equipo disponible tomando en cuenta los objetivos del presente estudio.

Inicialmente se procedió a realizar una caracterización del material proporcionado por una empresa de la localidad. El cual correspondería un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA) procesado en una línea de galvanizado seguido por un termogalvanizado.

Posteriormente se establecieron las condiciones con las que se realizaron las pruebas a las soldaduras. Para la evaluación de la soldadura se realizaron mediciones de la zona soldada, distribución de la dureza a lo ancho del botón de soldadura, además de ensayos de tensión para registrar la carga máxima soportada por las soldaduras.

4.2 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO DE LA LÁMINA.

En el presente estudio se utilizó un acero de HSLA procesado bajo ciertas condiciones. Las condiciones de recocido y termogalvanizado de procesamiento del acero HSLA fueron registradas mediante el equipo de monitoreo existente en la empresa. Dicho monitoreo incluyó lecturas de las temperaturas, velocidad de la lámina, composición química de la

paila y potencia del horno de inducción. Los paneles de monitoreo se muestran en la Figura 4.1.

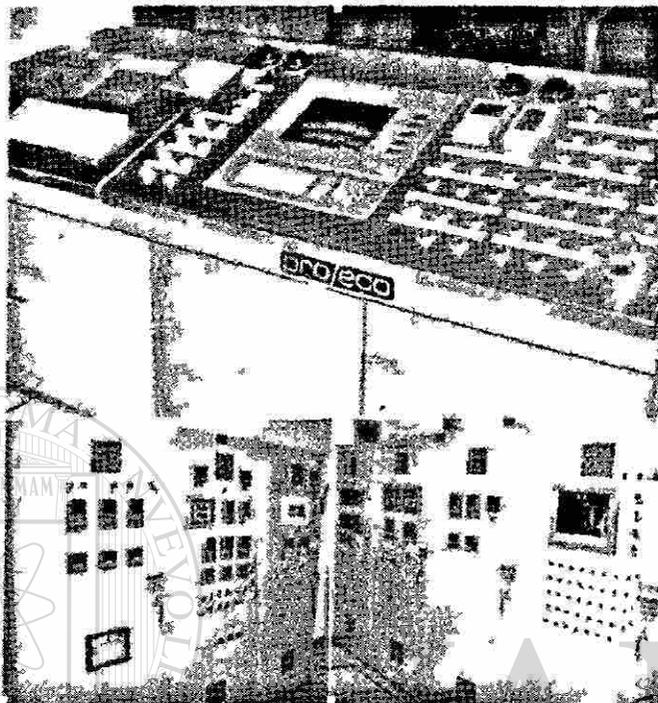


Figura 4.1.- Paneles de monitoreo del procesamiento de recocido y de termogalvanizado.

Una vez procesado el material, se obtuvieron muestras de 1.14 m de ancho y 0.3 m de largo a la salida de la línea de producción, las cuales se limpiaron con acetona para remover impurezas.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.2.1 CARACTERIZACIÓN DE LA LÁMINA.

La primera medición realizada fue el espesor de la lámina termogalvanizada que se realizó mediante un micrómetro, registrando un valor de 1.98 mm.

4.2.1.1 MEDICIÓN DE RUGOSIDAD.

Se realizaron las mediciones de rugosidad en material limpio con un rugosímetro marca Hommel, modelo T500, el cual se muestra en la Figura 4.2. Las mediciones se realizaron en

el centro y extremos de las laminas, con la finalidad de obtener un valor promedio de la rugosidad.

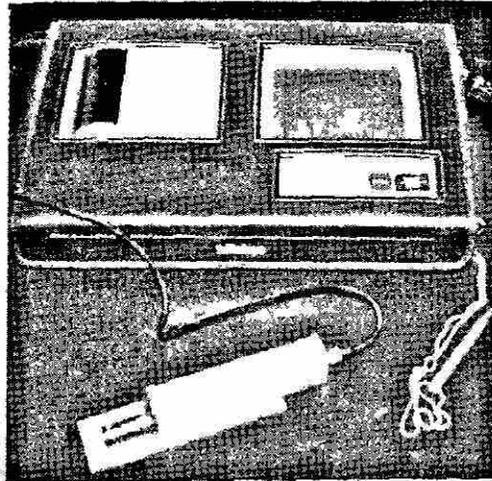


Figura 4.2.- Rugosimetro Hommel, modelo T500.

4.2.1.2 ENSAYOS DE TENSION.

Las probetas de tensión se prepararon en una prensa mecánica, Figura 4.3, la cual proporciona la medida exacta de la probeta de acuerdo a la norma ASTM E8. Las probetas se obtuvieron a 0, 45 y 90° con respecto a la dirección de laminación.

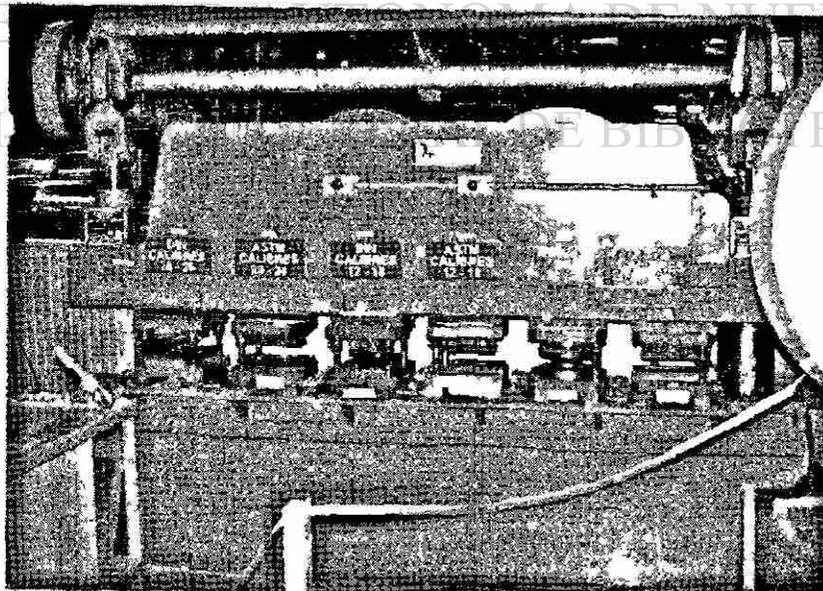


Figura 4.3.- Prensa neumática.

Una vez que se obtuvieron las probetas, se realizaron los ensayos de tensión en una máquina universal electromecánica Instron modelo 2525-802 (Figura 4.4), de la empresa.



Figura 4.4.- Máquina universal de pruebas Instron.

4.2.2 INSPECCIÓN DEL METAL BASE.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Se realizó una inspección química y óptica, además de realizar ensayos de microdureza sobre el material base.

4.2.2.1 ANÁLISIS QUÍMICO.

El análisis de la química del acero se realizó mediante un espectrómetro marca Spectrolab (análisis por chispa) proporcionado por la empresa (Figura 4.6).

Figura 4.6.-Espectrómetro marca Spectrolab.



Análisis químicos puntuales en especímenes metalográficos se obtuvieron por medio del análisis de difracción de rayos X en un microscopio electrónico de barrido (marca Jeol, modelo JSM-5600) de la empresa, el cual se muestra en la Figura 4.5.



Figura 4.5.- Microscopio electrónico de barrido marca Jeol.

4.2.2.2 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se realizó con el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5 y con un microscopio óptico marca Nikon modelo EPHIPOT, también de la empresa (Figura 4.7), que dispone de un sistema para el análisis cuantitativo de imágenes.

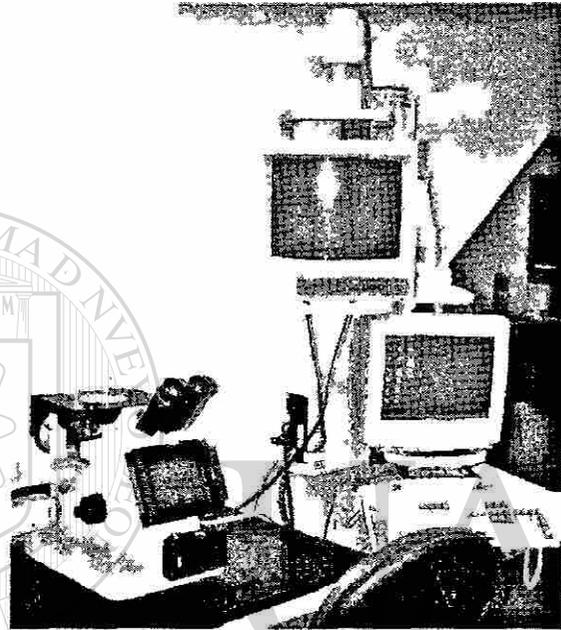


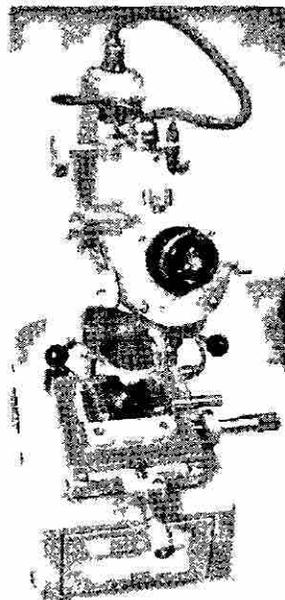
Figura 4.7.- Microscopio óptico marca Nikon (con analizador de imágenes).

4.2.2.3 ENSAYOS DE MICRODUREZA.

Se realizaron bajo la norma ASTM E 384-89 con un microdurometro de marca Shimadzu, el cual se encuentra en el laboratorio de materiales de la UANL (Figura 4.8). Las indentaciones se realizaron con una carga de 100g durante 15s. Las mediciones de la huella de indentación se realizaron con el analizador de imágenes del microscopio óptico (Figura 4.7)

La preparación de las muestras para obtener las indentaciones se hicieron como se menciona en el punto 4.2.2.4.

Figura 4.8.- Microdurometro marca Shimadzu.



4.2.2.4 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.

La preparación de las muestras para el análisis químico y óptico en el microscopio electrónico de barrido, así como para el análisis en el microscopio óptico, fue el siguiente: se cortaron pequeños pedazos de lámina (alrededor de 1.5x1cm) en una cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160 (Figura 4.9) se montaron en una montadora de marca BUEHLER modelo 20-1410-115 (Figura 4.10) (montadora y cortadora propiedad de la empresa).

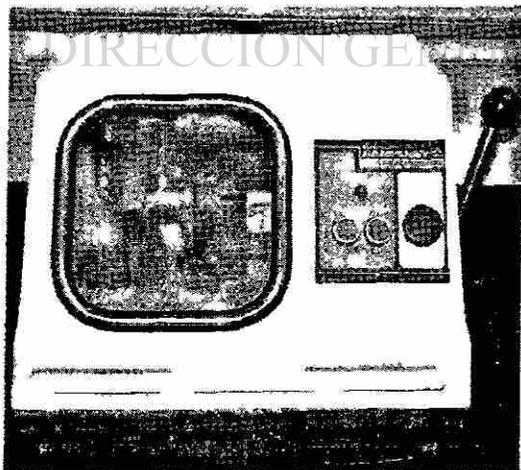


Figura 4.9.- Cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160.

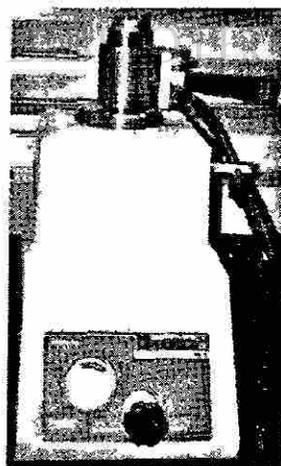


Figura 4.10.- Montadora marca BUEHLER modelo 20-1410-115.

Una vez preparados los montajes de las muestras se pulieron las muestras con lijas (240, 320, 400, 600, 1200, 4000) en una pulidora manual (Figura 4.11) y después se aplicó un acabado espejo con pasta de diamante en una pulidora rotatoria con paño (Figura 4.12).

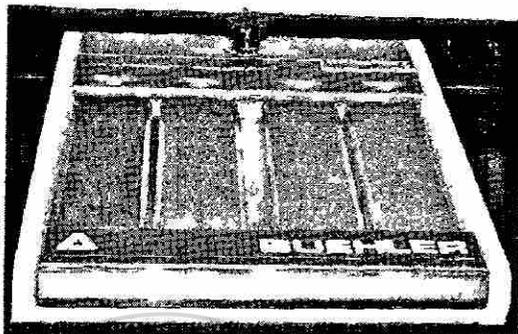


Figura 4.11.- Pulidora manual marca BUEHLER modelo 39-

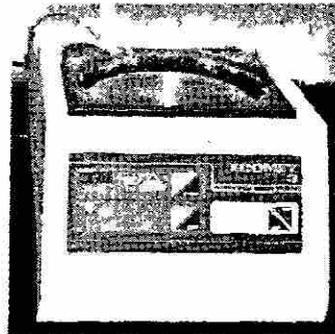


Figura 4.12.- Pulidora rotatoria marca BUEHLER.

Con las muestras pulidas hasta a acabado espejo se realizó el ataque químico con nital (2% de HN en 98% de alcohol metanol). Para el análisis químico por chispa se preparó una muestra de lámina de aproximadamente 4x4cm, removiéndosele el recubrimiento de Zn con lija para montarla en el analizador por chispa (Figura 4.6).

4.2.3 INSPECCIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

4.2.3.1 ANÁLISIS QUÍMICO.

Se llevó a cabo mediante un espectrofotómetro de emisión por plasma marca Jarrell Ash, modelo 13860302 (Figura 4.14), en el cual se decapaba una muestra de lámina de 8cm de diámetro (Figura 4.13) con 100 ml de HCl y la solución decapada fue analizada.

Figura 4.13.- Muestra de 8 cm de diámetro obtenida mediante la guillotina (Fig. 4.3).

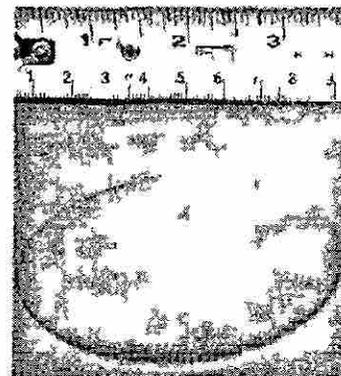
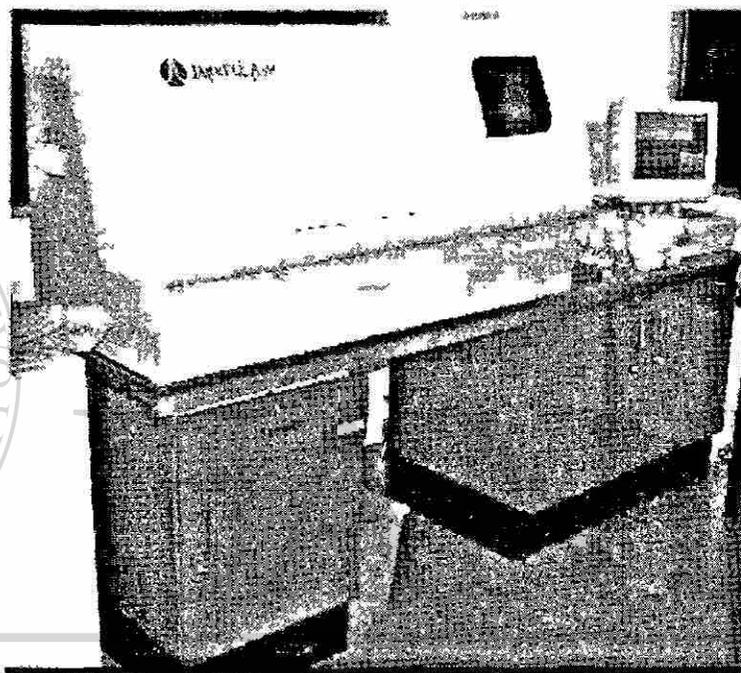


Figura 4.14.- Espectrofotómetro de emisión por plasma.



Análisis químicos puntuales del recubrimiento se realizaron mediante difracción de rayos X con el microscopio electrónico de barrido (Figura 4.5).

4.2.3.2 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se llevo acabo mediante el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5 y también con el microscopio óptico mostrado en la Figura 4.7, preparando las muestras como se menciona en el punto 4.2.2.4. El análisis óptico permitió determinar el espesor del recubrimiento, así como los de los diversos intermetálicos.

4.2.3.3 PESO DEL RECUBRIMIENTO.

La inspección del peso del recubrimiento se realizó decapando la muestra (Figura 4.13) en HCl durante 30 segundos, registrando la diferencia en peso mediante una báscula de alta precisión mostrada en la Figura 4.15.

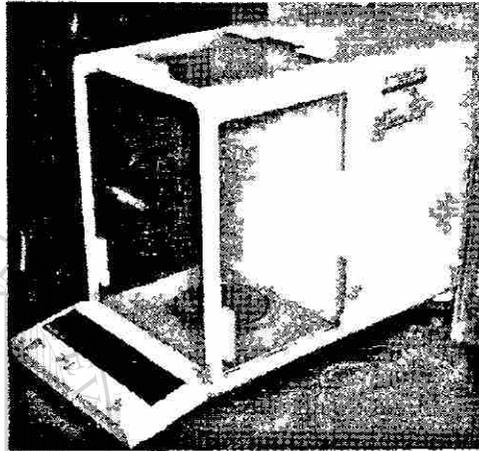


Figura 4.15.- Báscula de alta precisión.

4.2.3.4 PRUEBAS DE DOBLEZ.

Se realizaron a 60 y 90° (ángulo del dobléz) con la finalidad de conocer la integridad del recubrimiento, las dos pruebas se realizaron siguiendo la misma metodología pero con un doblador con diferente ángulo (60 ó 90°). Las muestras de lámina (Figura 4.13) se montaron en la maquina dobladora (Figura 4.15). Estas pruebas se realizaron siguiendo el estándar de la empresa Galvak S. A. de C. V. para pruebas de dobles reversible.

Figura 4.15.- Máquina dobladora
(dobleses a 60 y 90°).



Los dobleces se realizaron en tres pasos para cada muestra (Figura 4.16).

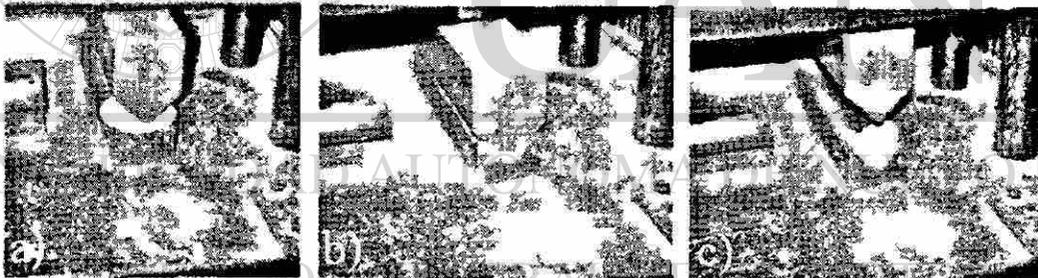
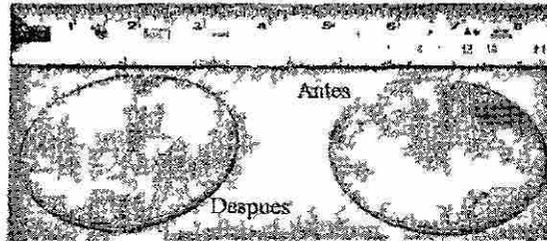


Figura 4.16.- Doblamiento de las muestras.

- a).-Accionamiento de la carrera del actuador mediante las válvulas (Figura 4.15).
- b).-Final de la carrera del actuador.
- c).-Regreso de la carrera del actuador.

Con la muestra doblada se realizó el desdoblamiento con el actuador central (entre actuador de 60 y 90°) mostrado en la Figura 4.15. La muestra desdoblada aparece en la Figura 4.17.

Figura 4.17.- Muestra antes y después del doblé.



Con la muestra desdoblada se aplicó cinta adhesiva a lo largo de la zona afectada por el doblé. Para que al retirar la cinta se desprenda el recubrimiento de Zn. El registro del peso de la muestra antes y después del doblé en la báscula de precisión (Figura 4.15) se usan para determinar las pérdidas en peso para 60 y 90° de doblé. Las muestras para las pruebas de doblé fueron sustraídas de extremos y centro de la lámina, así también realizándose el doblé en la cara superior e inferior de la lámina, con la finalidad de obtener un valor promedio.

4.3 DISEÑO DE EXPERIMENTOS PARA LAS MUESTRAS SOLDADAS.

Los experimentos de soldadura se realizaron variando los siguientes parámetros:

- Corriente (8, 9, 9.5, 10, 11kA).
- Tiempo de aplicación de corriente (16 y 18 ciclos).
- Tiempo de sostenimiento (5 y 30 ciclos).
- Pulsos (1 y 2).

Las variables que se mantuvieron constantes durante los experimentos fueron:

- Fuerza en electrodos (5782 N).
- Tiempo de sujeción (99 ciclos).
- Diámetro del electrodo (7.9 mm).
- Dos ciclos entre pulsos de corriente (para dos pulsos).

Para hacer más comprensibles estos parámetros dentro del ciclo de soldadura se muestran en la Figura 4.18 los valores de los parámetros con los cuales se realizaron las soldaduras para un pulso de corriente y en la Figura 4.19 para dos pulsos de corriente.

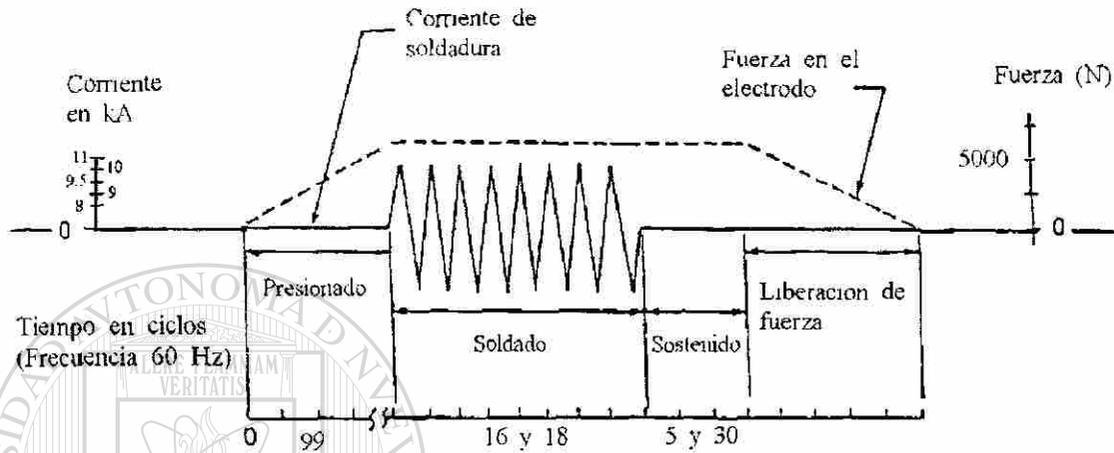


Figura 4.18.- Gráfico del ciclo de soldadura para un pulso de corriente.

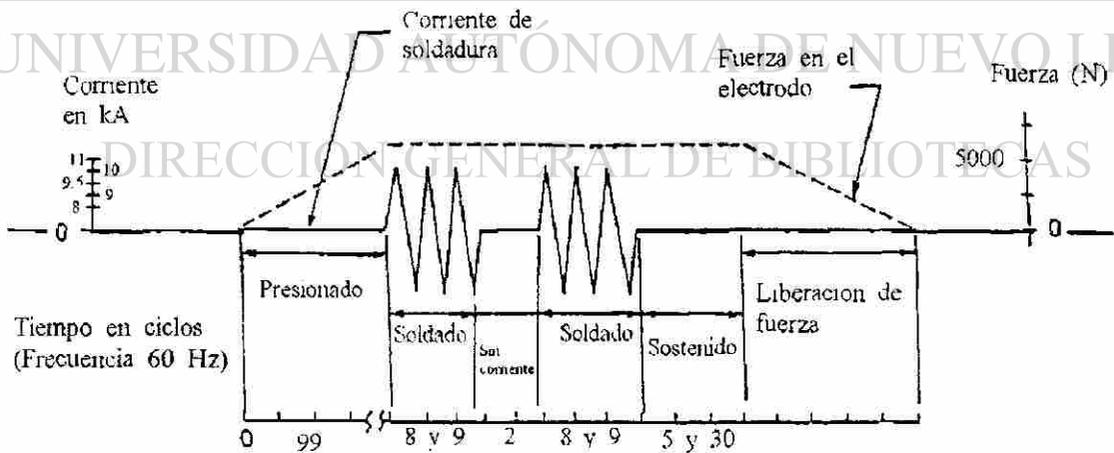


Figura 4.19.- Gráfico del ciclo de soldadura para dos pulsos de corriente.

4.3.1 REALIZACIÓN EXPERIMENTAL.

Las muestras de lámina que se recogieron al final de la línea de procesamiento de termogalvanizado (aproximadamente 1.14 m de ancho y 0.3 m de largo) se limpiaron con acetona con la finalidad de remover aceites y otros contaminantes que pudieran representar un aislamiento en la soldadura. Las muestras fueron marcadas en cupones de 127x38 mm como lo marca la norma Chrysler⁽⁴⁷⁾, los cupones se cortaron en una guillotina (Figura 4.20).

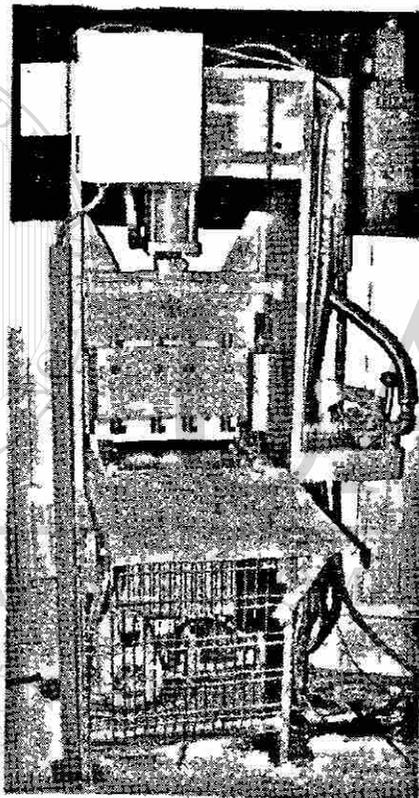


Figura 4.20.- Guillotina.

Con los cupones cortados y marcados en el punto donde serían soldados, las soldaduras fueron realizadas con una máquina de marca ARO modelo PAO94-SC mostrada en la Figura 4.21. En la Figura 4.22 se muestra una vista más amplia del panel de control que se encuentra en la esquina superior derecha de la máquina soldadora, en el cual se variaron los parámetros requeridos del presente estudio.

Como la corriente es el parámetro más importante en el proceso de soldadura por puntos, se hicieron experimentos preliminares para determinar el intervalo de corriente aceptable para la lámina utilizada en el presente estudio. La variación aceptable de corriente se determina de la mínima capaz de producir una soldadura (corriente mínima) y la máxima, en la cual se presenta expulsión.

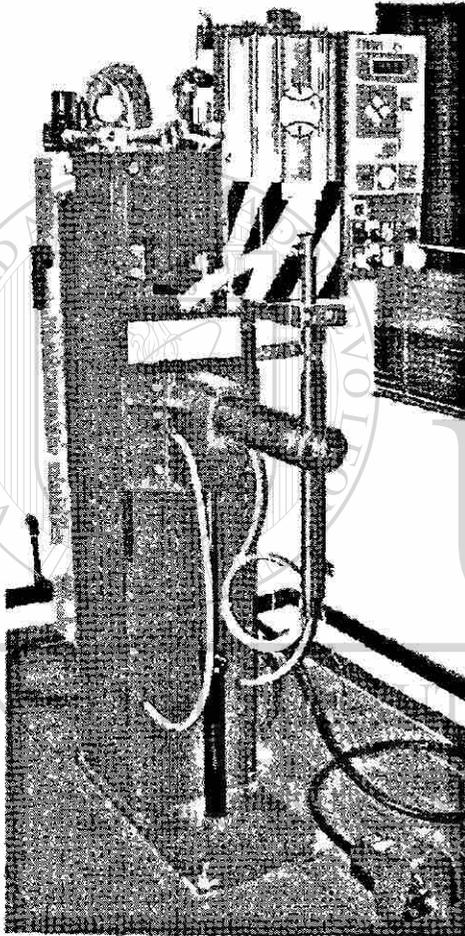


Figura 4.21.- Máquina soldadora marca ARO modelo PAO94-SC.

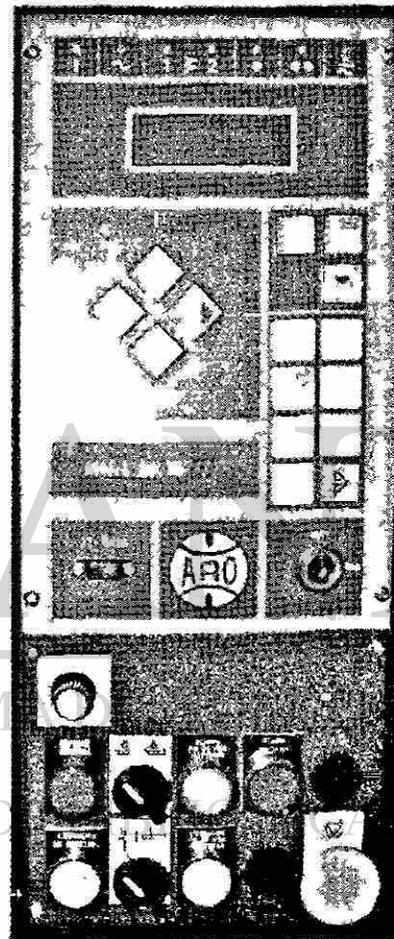


Figura 4.22.- Panel de control de la máquina soldadora.

4.3.2 MEDICIÓN EN LAS SOLDADURAS.

La medición de los parámetros obtenidos en las muestras soldadas se realizó mediante las siguientes técnicas:

1. Ensayos de tensión.
2. Ensayos de microdureza.
3. Análisis microestructural.
4. Medición de parámetros del botón de soldadura.
5. Medición de la huella dejada por el electrodo.

4.3.2.1 ENSAYOS DE TENSION DE SOLDADURAS.

Se realizaron bajo el estándar de Chysler⁽⁴⁷⁾, mediante la máquina de tensión (Figura 4.4) a una velocidad de cabezal de 35 mm/min, obteniéndose el valor de carga máxima soportada por cada muestra.

4.3.2.2 ENSAYOS DE MICRODUREZA.

Se llevaron a cabo como se menciona en el punto 4.2.2.3, aunque en este caso se hizo un muestreo de once indentaciones (separadas 1mm una de otra) en una diagonal de 12mm a lo largo del botón de soldadura, como se muestra en la Figura 4.23.

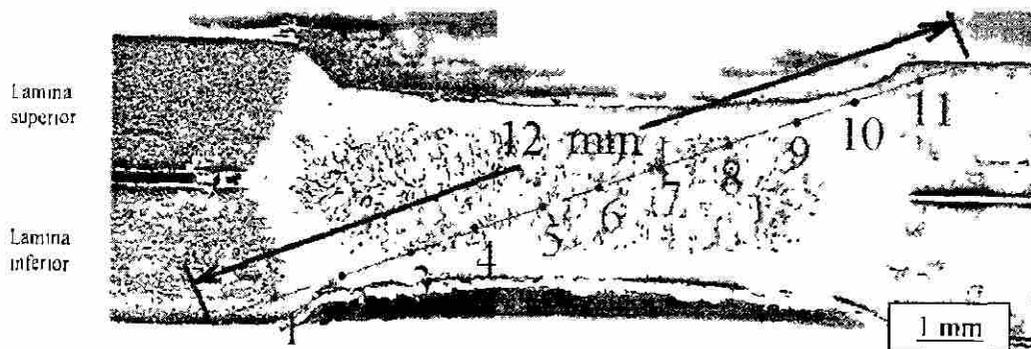
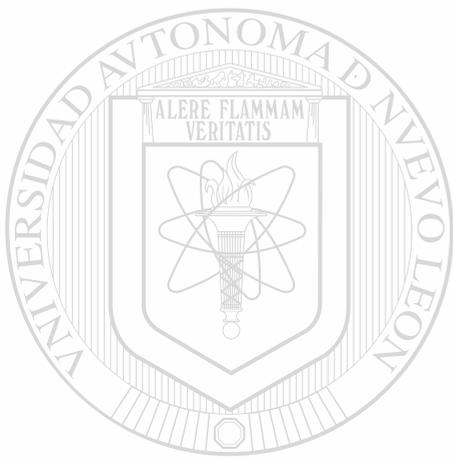


Figura 4.23.- Representación esquemática de la diagonal seguida para hacer las indentaciones a través del botón de soldadura.

Los resultados de microdureza se realizaron promediando la microdureza en los extremos (puntos 1, 2, 10 y 11) , medio (puntos 3, 4, 8, y 9) y centro (puntos 5, 6 y 7) del botón de soldadura por presentar microestructuras muy parecidas como se muestra en la Figura 4.24.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

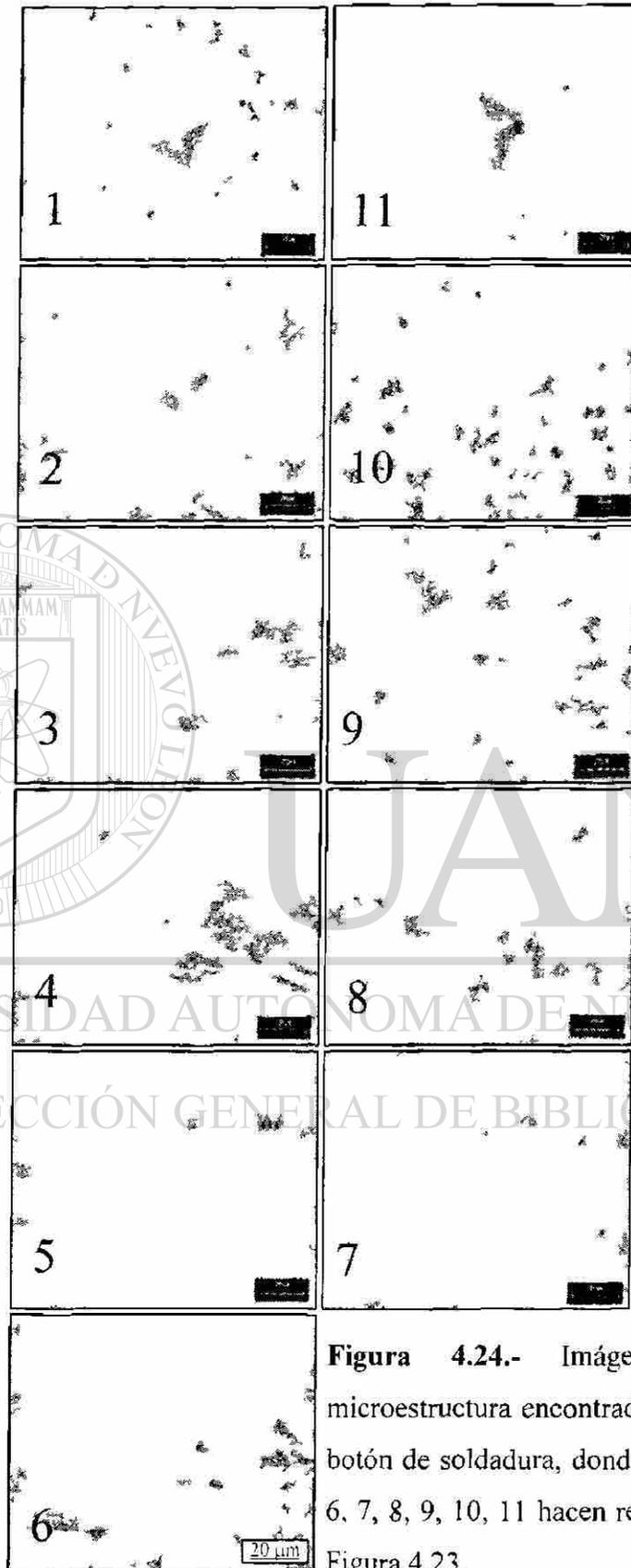


Figura 4.24.- Imágenes de la microestructura encontrada a través del botón de soldadura, donde 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11 hacen referencia en la Figura 4.23.

4.3.2.3 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

La evaluación de la microestructura se realizó al preparar las muestras como se menciona en el punto 4.2.2.4 y se fotografiaron mediante el microscopio óptico. Se digitalizó la imagen de cada una de las muestras a 50 y 100X. El área digitalizada para un análisis posterior se muestra en recuadro de la Figura 4.25.

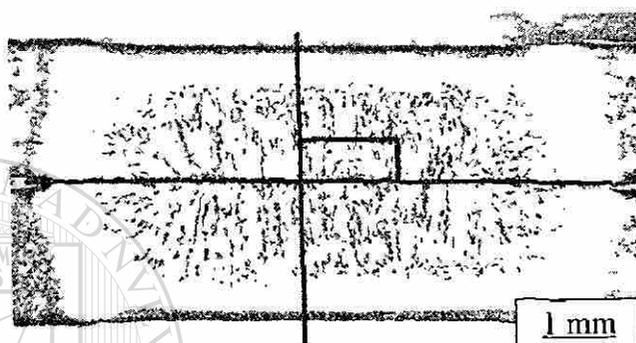


Figura 4.25.- Sección de área para fotografía para análisis microestructural.

4.3.2.4 MEDICIÓN DE PARÁMETROS DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Para realizar las mediciones se fotografiaron en vista completa las metalografías de las muestras mediante un microscopio estereográfico marca Olympus modelo 5740 (Figura 4.26). Teniendo la vista completa del botón de soldadura se digitalizó la imagen para su análisis posterior.

Las mediciones realizadas en el botón de soldadura fueron las siguientes:

1. Penetración del electrodo.
2. Penetración de la soldadura.
3. Diámetro del botón.
4. Diámetro exterior de la huella.

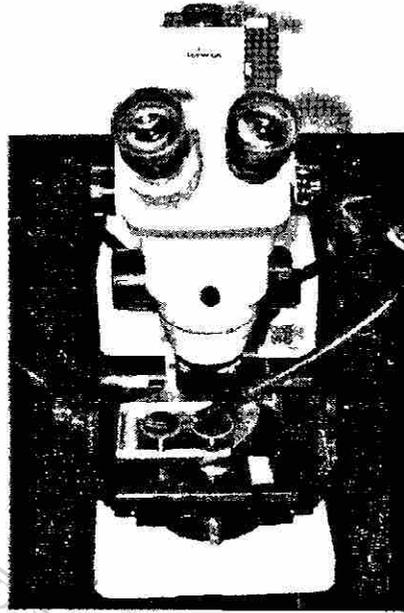


Figura 4.26.- Microscopio estereográfico marca Olympus.

1. **Penetración del electrodo.** Se realizó midiendo la distancia promedio desde la superficie de la lámina hasta la penetración máxima alcanzada por el electrodo en la parte superior del botón de soldadura y de igual forma en la parte inferior. Como se muestra en la Figura 4.27.

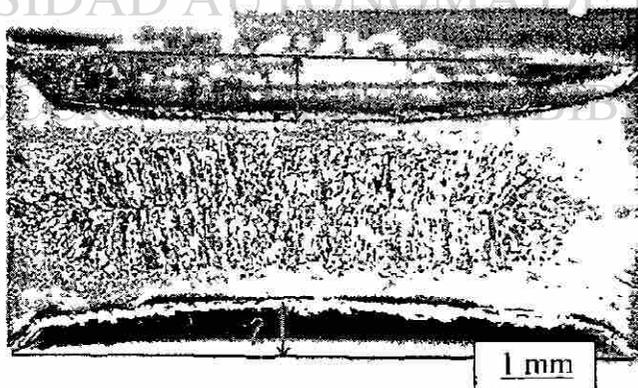


Figura 4.27.- Marcas de mediciones 1) Penetración superior, 2) Penetración inferior.

Para determinar un valor de la penetración de los electrodos se utilizo la siguiente ecuación:

$$p = ((P_1 + P_2) / 2T) \times 100 \quad (4.1)$$

Donde:

p = Penetración promedio, en porcentaje.

P_1 = Penetración superior.

P_2 = Penetración inferior.

T = Espesor de la lámina.

2. **Espesor de la soldadura.** Se llevo a cabo midiendo la distancia vertical en el centro del botón de soldadura, como se indica en la Figura 4.28



Figura 4.28.- Distancia medida para determinar el espesor y el diámetro del botón de soldadura.

3. **Diámetro del botón:** Se midió registrando la distancia marcada en la Figura 4.28 (Diámetro de botón).
4. **Diámetro exterior de la huella:** Se midió mediante un vernier digital, además de fotografiar la imagen mediante el microscopio estereográfico.

4.4 ANÁLISIS DEL ELECTRODO.

Parámetros como la rugosidad superficial de la cara, diámetro de la cara, composición química, microestructura, dureza y geometría del electrodo son muy importantes en la conductividad eléctrica de un material, por lo que el análisis del electrodo se llevó a cabo.

4.4.1 RUGOSIDAD.

Se determinó haciendo varios barridos sobre la cara de los electrodos utilizados (electrodo superior e inferior) mediante el rugosímetro, arrojando los valores de rugosidad mostrados en la Tabla 4.1.

Electrodo	Ra (micrómetros)		Ry (micrómetros)		R _{Pc} (10%)/cm	
	Media	Desv. Std.	Media	Desv. Std.	Media	Desv. Std.
Superior	0.78	0.07	4.812	0.33	55.86	11.1
Inferior	0.784	0.06	4.88	0.2	54.28	10.79

Tabla 4.1.- Valores de rugosidad sobre la cara del electrodo.

4.4.2 DIÁMETRO DE LA CARA.

Se midió marcando sobre papel carbón la huella que dejaba el electrodo una vez que se aplicaba la carga que sería utilizada durante la experimentación (5782N), registrándose el valor del diámetro como se muestra en la Figura 4.29.

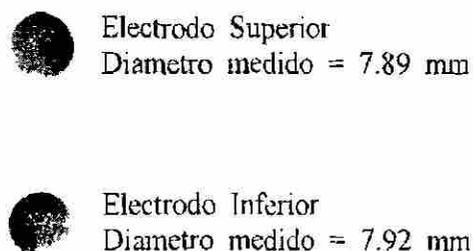


Figura 4.29.- Huellas en papel carbón del electrodo (véase en figura cara de electrodo).

4.4.3 COMPOSICIÓN QUÍMICA.

Se determino mediante un análisis de difracción de rayos X, mediante el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Figura 4.5. los resultados del análisis químico se muestran en la Tabla 4.2.

Elemento	% en peso
Cr	1.79
Cu	97.43
Zr	0.78

Tabla 4.2.- Composición química del electrodo.

4.4.4 MICROESTRUCTURA.

El análisis microestructural se realizo preparando una muestra del electrodo como se indica en el punto 4.2.2.4 y analizándolas mediante el microscopio óptico. Cabe mencionar que el cobre se ataca con una solución de ácido acético y ácido nítrico en una concentración de 50-50% en volumen. Una imagen de la microestructura del electrodo es mostrada en la Figura 4.30.

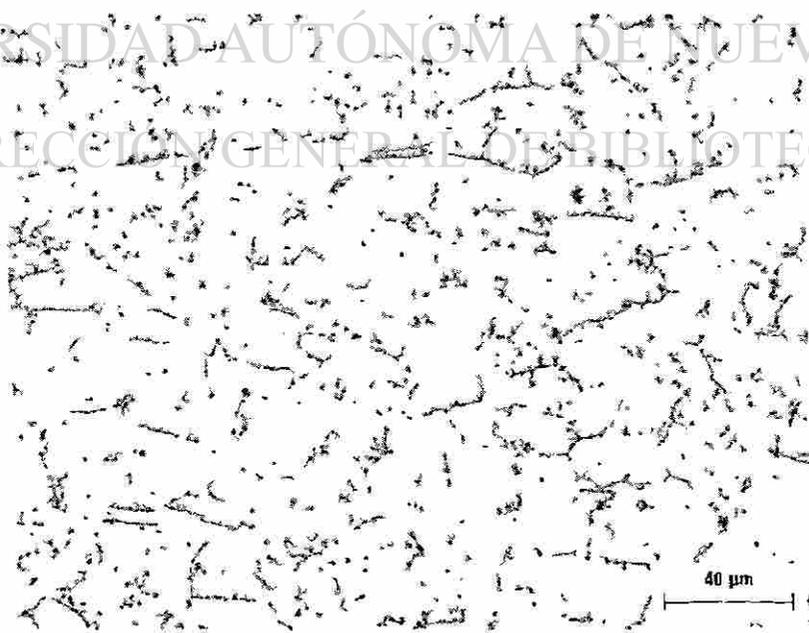


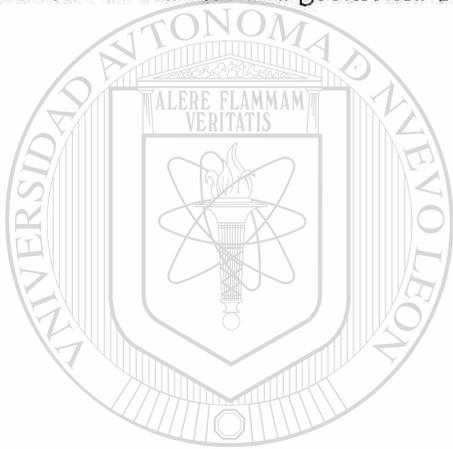
Figura 4.30.- Metalografía del electrodo.

4.4.5 MICRODUREZA.

Se llevó a cabo preparando la muestra como se indica en el punto 4.2.2.3 y analizando el diámetro de la indentación en el microscopio óptico mostrado en la Figura 4.7, registrando un valor medio de dureza Vickers de 183.3 con una desviación estándar de 3.89.

4.4.6 GEOMETRÍA.

Las dimensiones completas del electrodo se midieron mediante un vernier digital con la finalidad de realizar una geometría detallada la cual se muestra en el Anexo 2.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO V

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

5.1 INTRODUCCIÓN.

Se presentan los resultados de los análisis de la lámina, metal base, así como del recubrimiento de termogalvanizado llevados a cabo con la finalidad de caracterizar el material utilizado en el presente estudio. Los resultados de las pruebas de soldadura se reportan siguiendo los estándares del tema.

5.2 CONDICIONES DE PROCESAMIENTO DE LA LÁMINA.

La temperatura de la lámina se registró en varios puntos durante el proceso de recocido continuo. El diagrama tiempo-temperatura Fig. 5.1 se obtuvo a partir de la localización de los puntos de lectura de temperatura y la velocidad de la lámina.

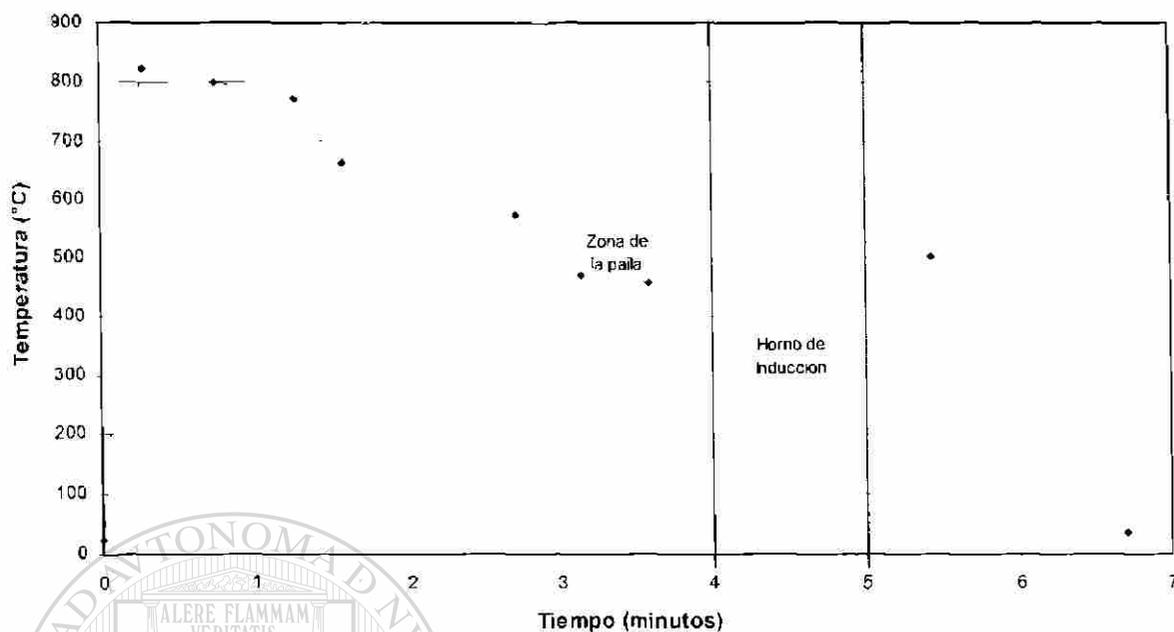


Figura 5.1.- Diagrama tiempo-temperatura del procesamiento de la lámina.

Durante el procesamiento también se registraron los valores de concentración de Al y Sb en el baño de Zn, los resultados se presentan en la Tabla 5.1.

Temp. de Baño (°C)	Al en el Baño (Peso %)	Sb en el baño (Peso %)	Vel. Lámina (m/min)
457	0.1377	0.0873	17.8

Tabla 5.1.- Condiciones del baño de Zn.

También se registraron las condiciones de operación del horno de inducción según muestra la Tabla 5.2.

Horno de inducción		
Potencia (kW)	Volje (V)	Corriente (A)
230	385	1214

Tabla 5.2.-Condiciones de operación del horno de inducción.

5.3 MATERIAL.

5.3.1 PRUEBAS DE TENSIÓN.

Se realizaron pruebas de tensión a la lámina en probetas cortadas a 0,45 y 90° de la dirección de laminación. Los resultados de las curvas esfuerzo-deformación que se obtuvieron son mostrados en la Figura 5.2 y en la Tabla 5.3 se presentan los valores de las propiedades mecánicas.

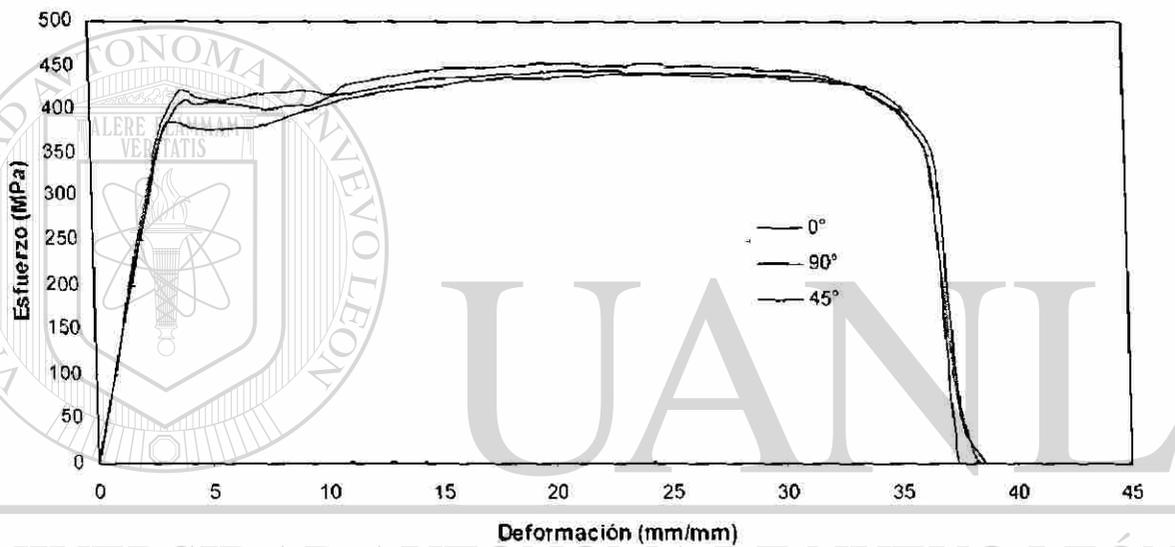


Figura 5.2.- Curvas esfuerzo contra deformación del material utilizado en el presente estudio (0, 45 y 90° de la dirección de laminación).

Muestra	Maximo Desplazamiento (mm)	Carga Max. (N)	2 % Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Energia de Cedencia (N mm)	Tenacidad (MPa)	Carga de Ruptura (N)
90°	11.43	1174	42.29	964	11.42	1159
45°	10.99	1133	37.55	1012	12.18	1114
0°	11.97	1114	37.59	969	9.6	1108

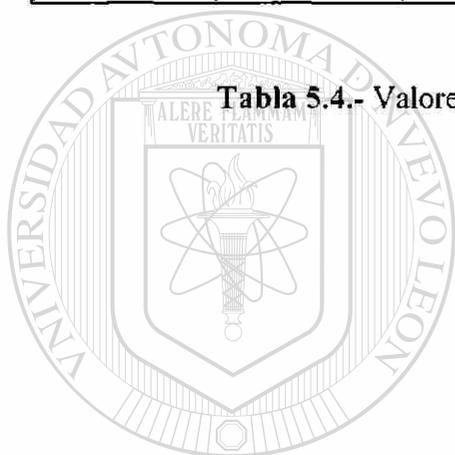
Tabla 5.3.- Propiedades mecánicas de las muestras (0, 45 y 90° de la dirección de laminación).

5.3.2 RUGOSIDAD.

La rugosidad de la lámina se obtuvo haciendo mediciones en los extremos y en el centro de las láminas, con la finalidad de reportar un valor promedio. Los valores de rugosidad son reportados en la Tabla 5.4.

Rugosidad					
Ra (mm)		Ry (mm)		R _{Pc} (10%)	
Desv Estandar	Media	Desv Estandar	Media	Desv. Estandar	Media
0.0858	0.6933	0.4410	4.8467	6.9072	145.2667

Tabla 5.4.- Valores de rugosidad superficial de la lámina.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.3.3 INSPECCIÓN DEL METAL BASE.

5.3.3.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

La microestructura del acero presentaba perlita fina (en fronteras de grano) en una matriz ferrítica como se muestra en las Figuras 5.3 y 5.4, teniendo un tamaño de grano de 10.82 ASTM ($8.5 \mu\text{m}$).

Figura 5.3.-
Microestructura del
acero HSLA
(microscopio óptico).

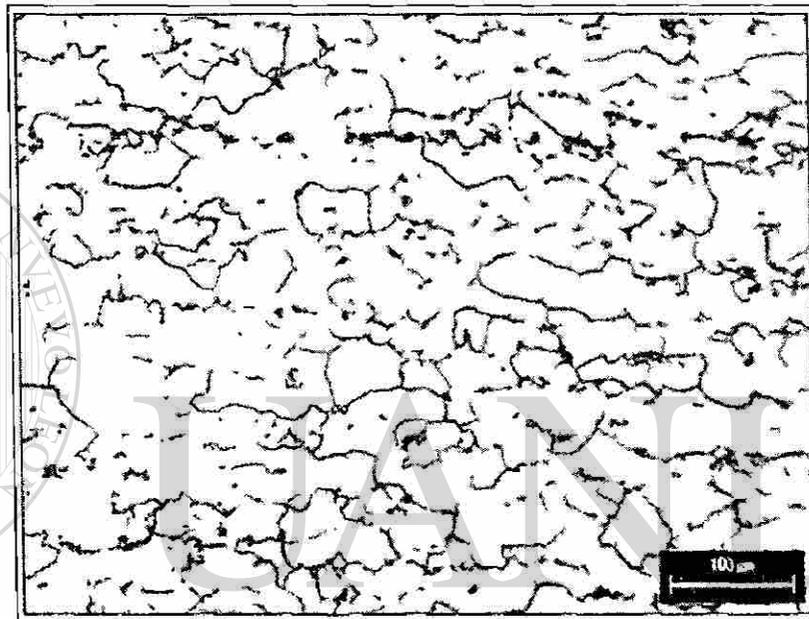
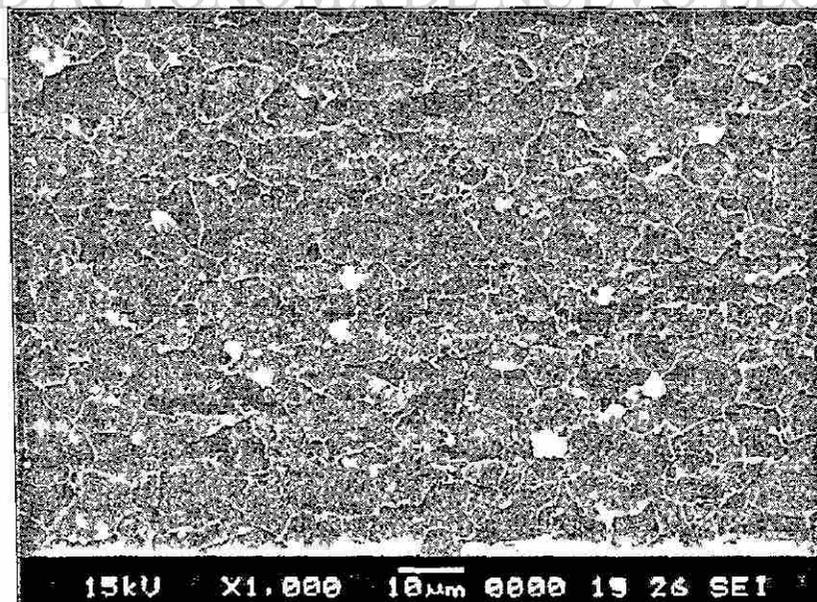


Figura 5.4.-
Microestructura del
acero HSLA
(microscopio electrónico
de barrido).



5.3.3.2 ANÁLISIS QUÍMICO.

En la Tabla 5.5 se muestran los resultados del análisis químico del metal base. 1) Proporcionados por una empresa de la localidad y 2) mediante espectrómetro (análisis por chispa).

análisis	C	Mn	P	S	Ti	Ni	Si	Cu	Nb	Al	Cr	Mo	Ca
1	0.06	0.8	0.019	0.002	0.002	0.02	0.02	0.05	0.025	0.029			
2	0.06	0.786	0.017	0.004	0.0032	0.014	0.013	0.048	0.027	0.031	0.011	0.001	0.0025

Tabla 5.5.- Resultados de análisis químico. 1) proporcionados por una empresa de la localidad y 2) mediante espectrómetro (análisis por chispa).

El acero utilizado en el presente estudio es un acero de alta resistencia baja aleación (HSLA).

5.3.3.3 MICRODUREZA.

El valor de microdureza promedio del metal base resultó ser de 175.92 Vickers con una desviación estándar de 0.4884.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.3.4 INSPECCIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

5.3.4.1 ANÁLISIS ÓPTICO.

Se determinó el espesor del recubrimiento bajo la norma de Chrysler de aceros recubiertos, por medios ópticos se encontró un valor aceptable del espesor del recubrimiento de $8.98 \mu\text{m}$ con una desviación estándar de 0.5834 como se muestra en las Figuras 5.5 y 5.6.

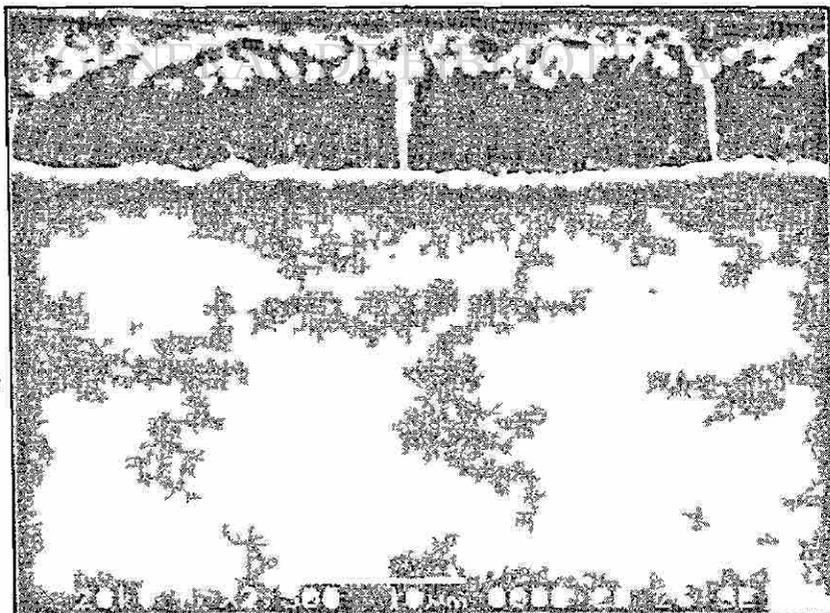
Figura 5.5.-

Microestructura del recubrimiento (mediante microscopio óptico).



Figura 5.6.-

Microestructura del recubrimiento (mediante microscopio electrónico de barrido).



5.3.4.2 ANÁLISIS QUÍMICO.

Mediante el espectrómetro de emisión por plasma se obtuvieron los resultados mostrados en la Tabla 5.6.

% Fe	% Al	% Sb	% Pb	% Zn
12.99	0.4303	0.0108	0.0053	86.5636

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

También se analizó la composición química del recubrimiento mediante dispersión de rayos X en el microscopio electrónico de barrido. Los resultados se muestran en la Figura 5.7 y Tabla 5.7.

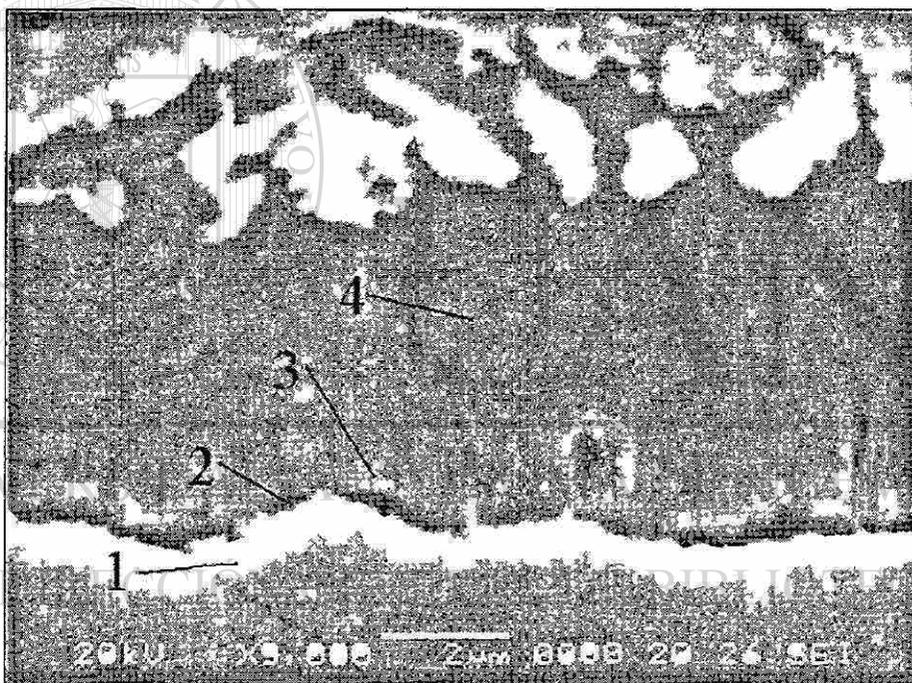


Figura 5.7.- Puntos de muestreo para análisis químico mediante dispersión de rayos X (véase Tabla 5.7).

Punto	Fase	% Fe	% Zn	% Al
1	sustrato	94.18	5.82	0
2	gama	27.71	71.93	0.37
3	delta 1	12.12	86.59	1.29
4	delta	14.13	83.76	2.1

Tabla 5.7.- Composición química de las fases de intermetálicos (% en peso).

La concentración de Fe en el recubrimiento se hace mas notoria en las fases cercanas al metal base (Γ y $\delta 1$), ya que la difusión de Fe hacia el recubrimiento es mayor debido a que la distancia es menor. La identificación de las fases se hizo de acuerdo al estándar⁽³⁸⁾ dependiendo de su composición química.

En la Figura 5.8 se muestran los resultados de una línea de barrido químico que se realizó a través del recubrimiento de termogalvanizado mediante dispersión de rayos X en el microscopio electrónico de barrido.

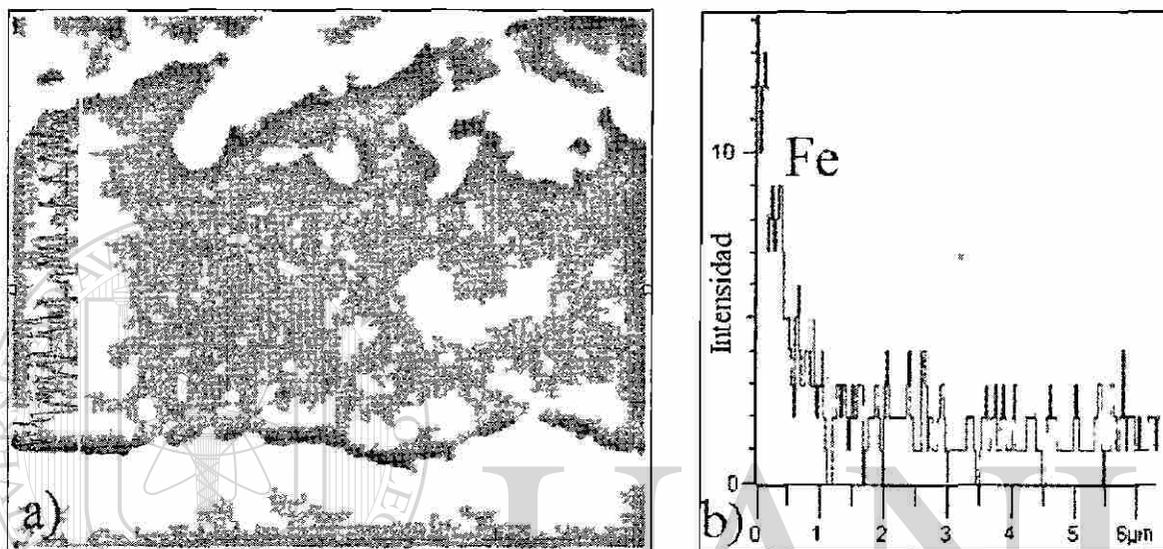
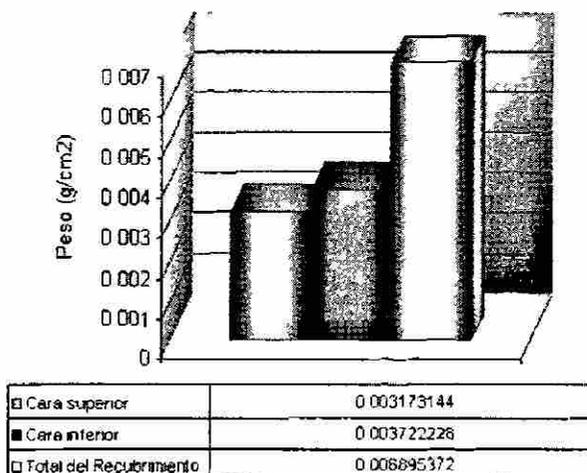


Figura 5.8.- Análisis químico; a) línea de barrido para análisis químico, b) grafica de distancia contra intensidad de Fe y Zn.

5.3.4.3 PESO DEL RECUBRIMIENTO.

El peso del recubrimiento determinado mediante las pruebas de decapado se muestra en la Figura 5.9.

Figura 5.9.- Peso del recubrimiento.



5.3.4.4 PRUEBAS DE INTEGRIDAD.

Se realizaron pruebas de doblado a 60 y 90° en las cuales se registraron pérdidas en peso del recubrimiento, los resultados se muestran en la Figura 5.10.

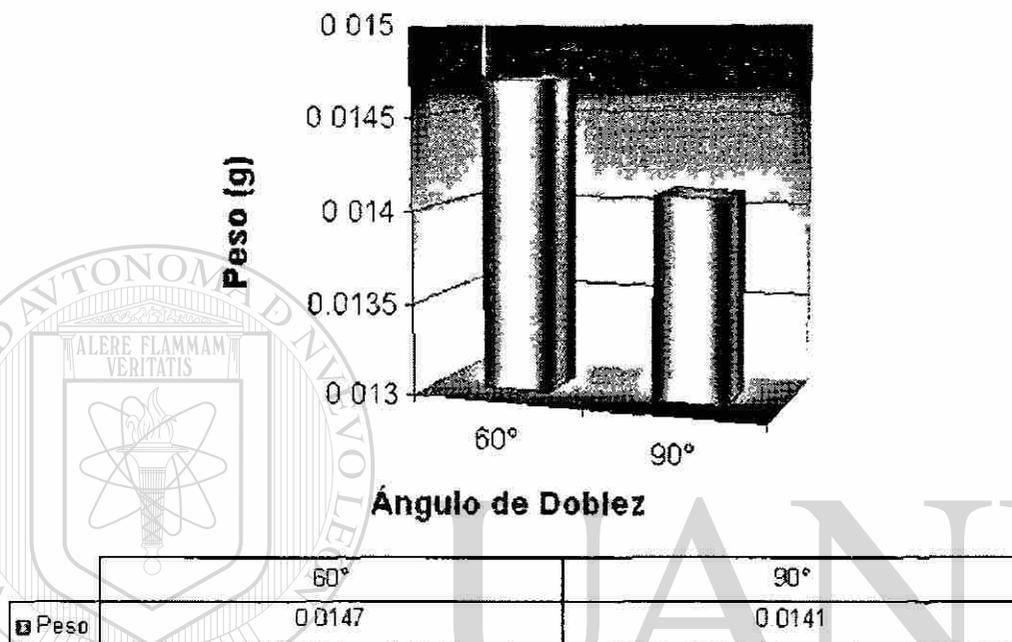


Figura 5.10.- Pérdidas de peso del recubrimiento en las pruebas de doblado.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

5.4 ENSAYOS PRELIMINARES DE SOLDADURA.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Se realizaron ensayos preliminares de soldadura para determinar el intervalo de corriente con el que se realizarían los experimentos posteriores, los resultados se muestran en la Figura 5.11.

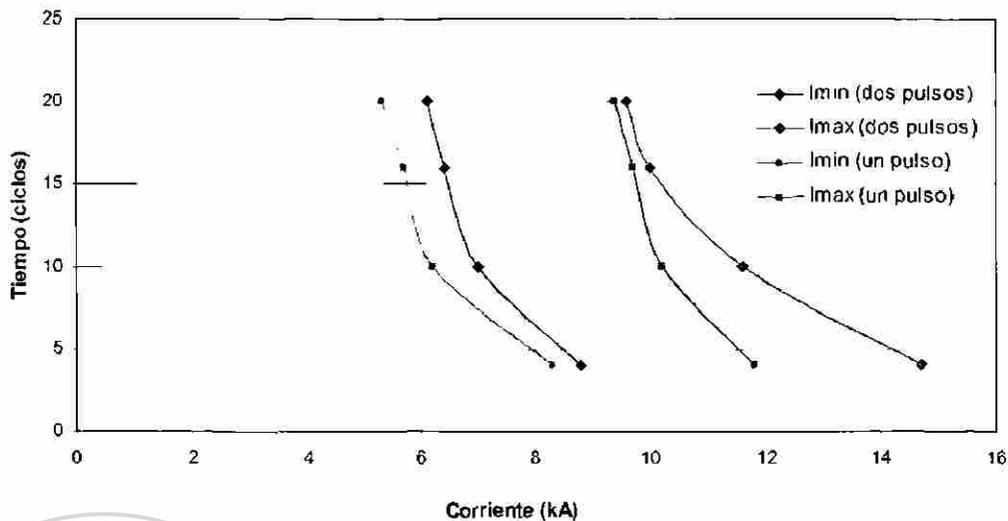


Figura 5.11.- Curvas de corriente contra tiempo (I_{max} = corriente máxima, I_{min} = corriente mínima).

El valor de I_{max} es en el que se presenta el fenómeno de expulsión de material y el de I_{min} es en el que el botón de soldadura comienza a formarse. En este gráfico (Fig. 5.11) puede verse que los valores de I_{max} e I_{min} para un pulso son menores que para dos pulsos, debido a que en los experimentos realizados para dos pulsos hay un intervalo de tiempo de dos ciclos entre pulsos, en el que hay un enfriamiento del material debido al contacto directo de los electrodos, requiriendo más corriente para alcanzar la misma temperatura en el botón de soldadura.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.5 INSPECCIÓN DE LAS SOLDADURAS.

5.5.1 ENSAYOS DE TENSIÓN.

Se registró el valor de carga máxima, el cual es mostrado en las Figuras 5.12 y 5.13.

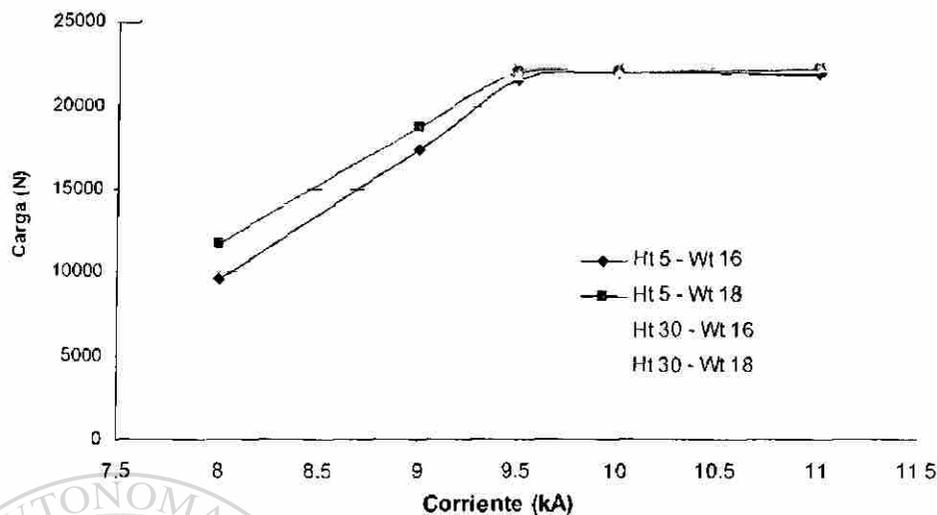


Figura 5.12.-Gráfica de carga contra corriente para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

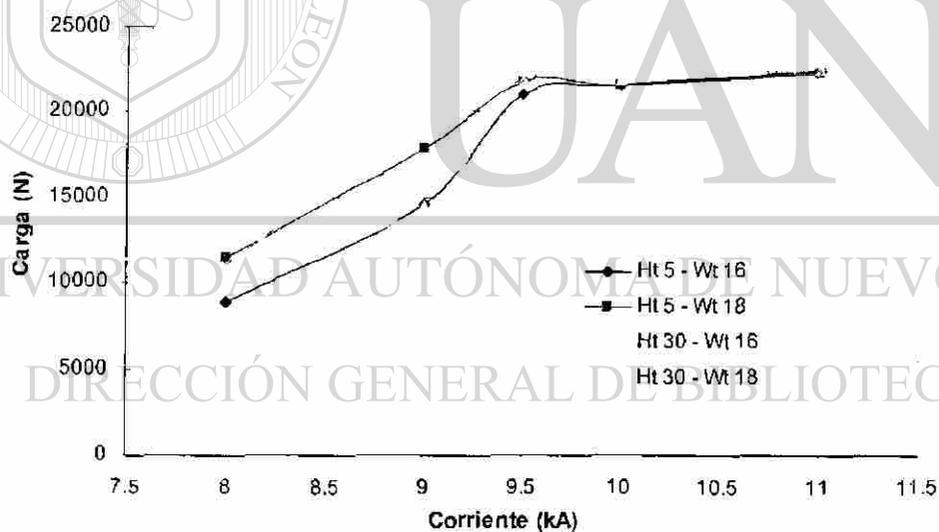


Figura 5.13.-Gráfica de carga contra corriente para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Como puede verse en las Figuras 5.12 y 5.13 el aumento en la resistencia a la tensión es proporcional a la magnitud de la corriente y al tiempo empleados para soldar debido a que el diámetro del botón aumenta, sin embargo, al alcanzar la corriente un valor alrededor de 9.5 kA el incremento de temperatura es suficiente para asegurar una buena unión, sepase

que las muestras soldadas a partir de este valor no presentaban desprendimiento (en el botón de unión de los cupones soldados) sino que el material (lámina) se desgarró, por lo que a partir de este valor de corriente los valores de carga máxima son muy similares.

El efecto del tiempo de sostenimiento sobre la carga máxima soportada en los botones de soldadura es mayor para treinta ciclos que para cinco ciclos debido a que para treinta ciclos de sostenimiento se presentaron valores de microdureza mayores que para cinco ciclos. Aunque esto se presentó tanto para uno, como para dos pulsos, aunque fue más notorio en las soldaduras con un pulso.

5.5.2 INSPECCIÓN VISUAL DE LA SUPERFICIE DE LAS SOLDADURAS.

En las siguientes figuras como existe una diferencia en el aspecto de la huella y en su diámetro, dependiendo de la magnitud de la corriente, así como del tiempo de sostenimiento.

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

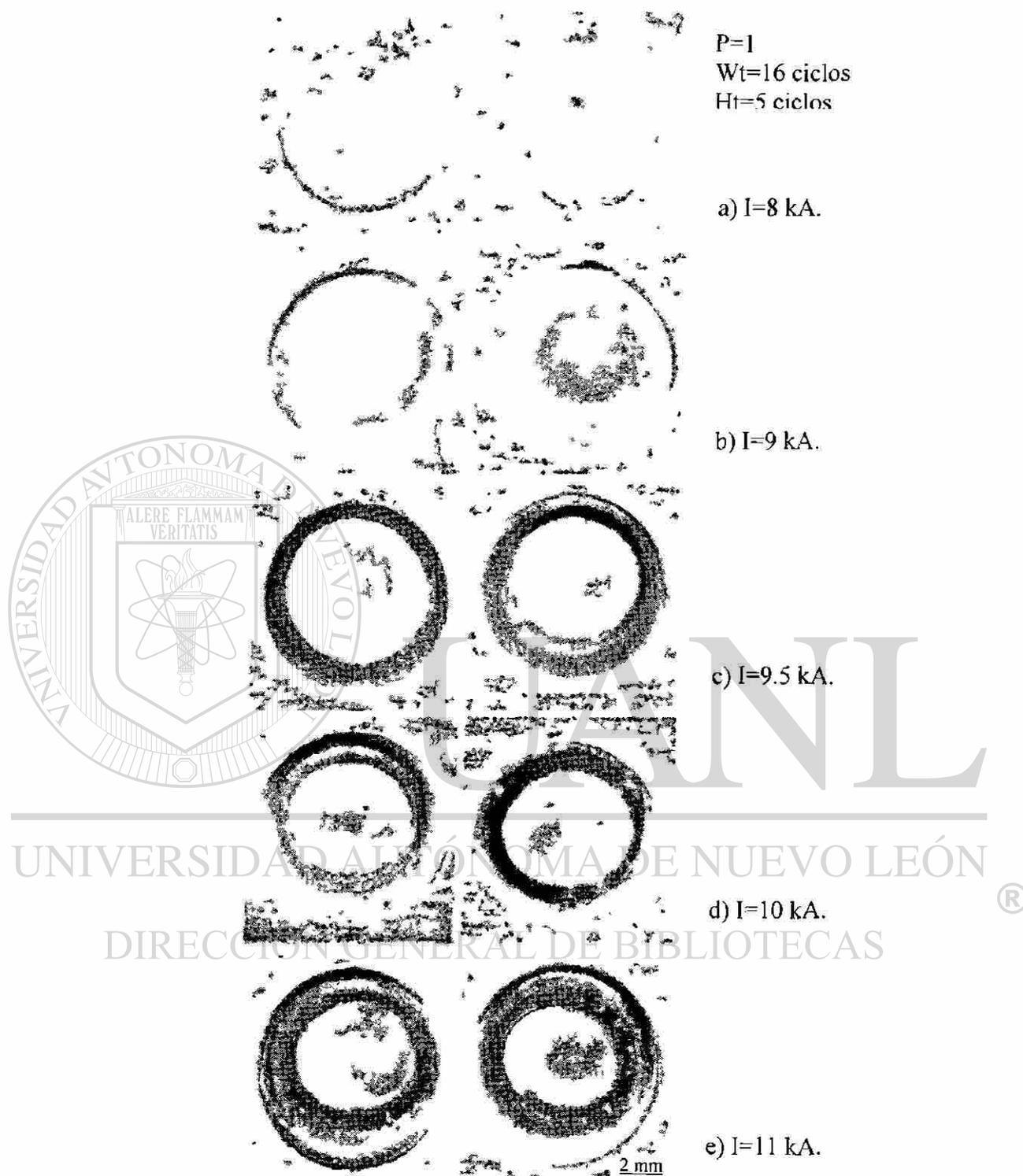


Figura 5.14.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

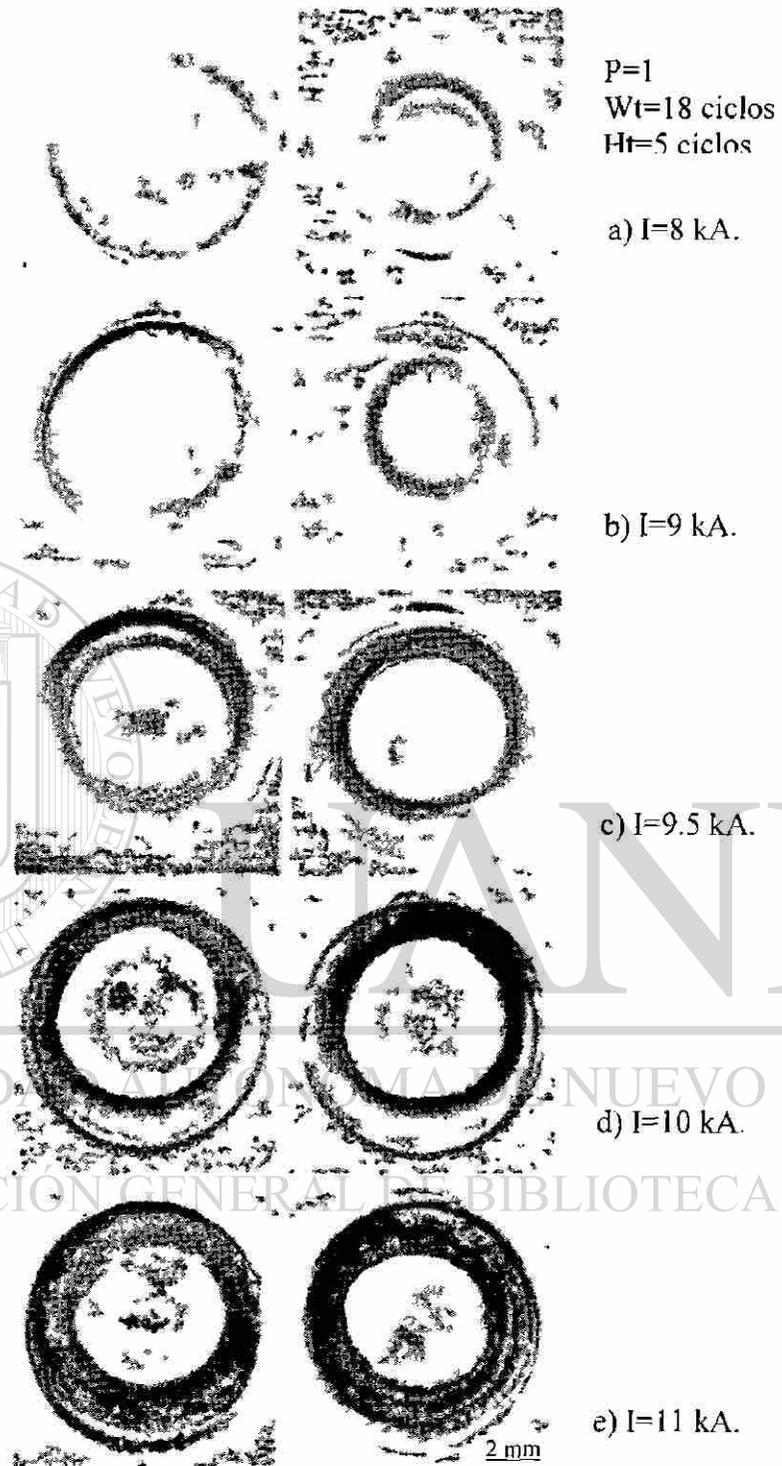


Figura 5.15.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

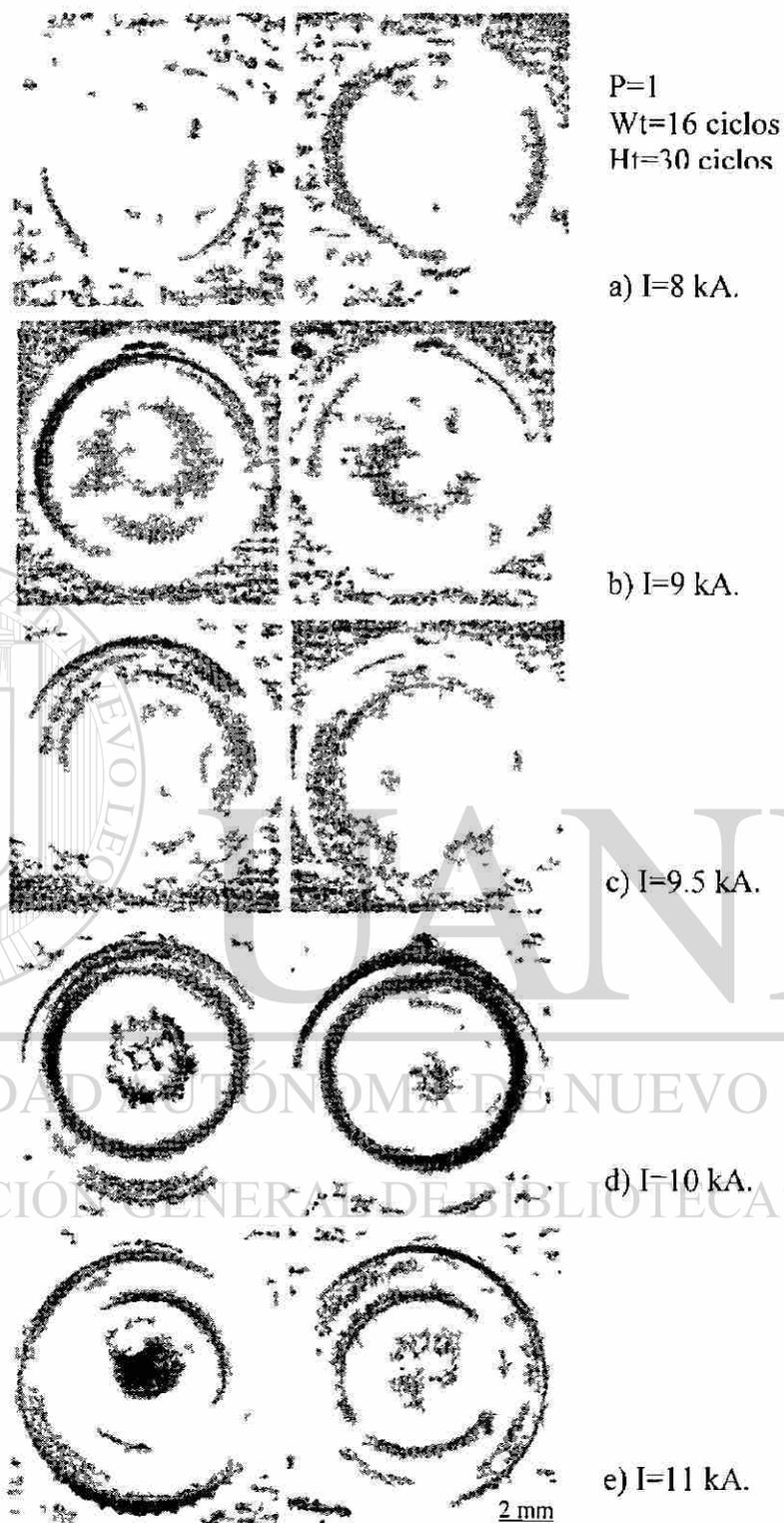


Figura 5.16.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

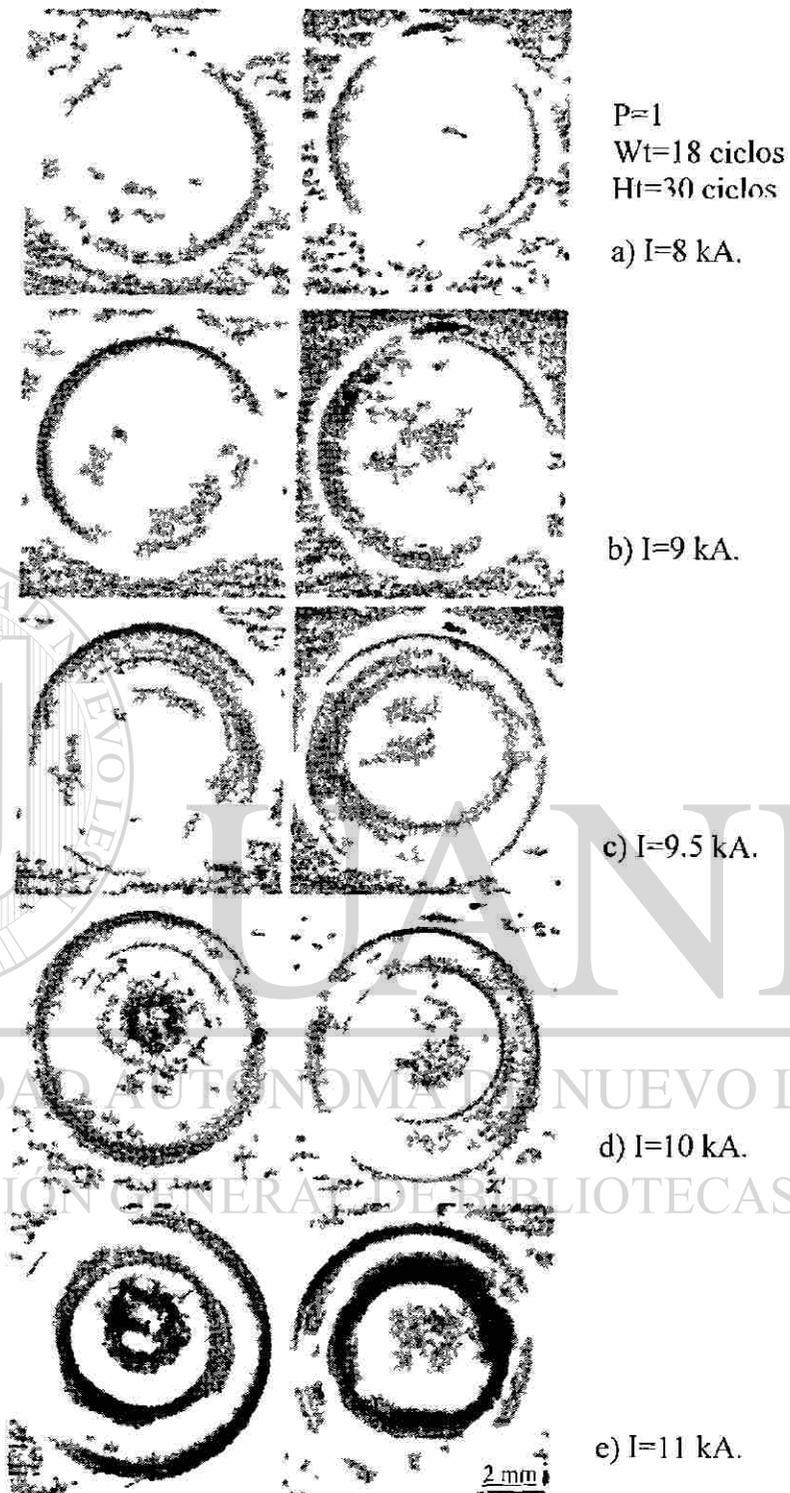


Figura 5.17.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

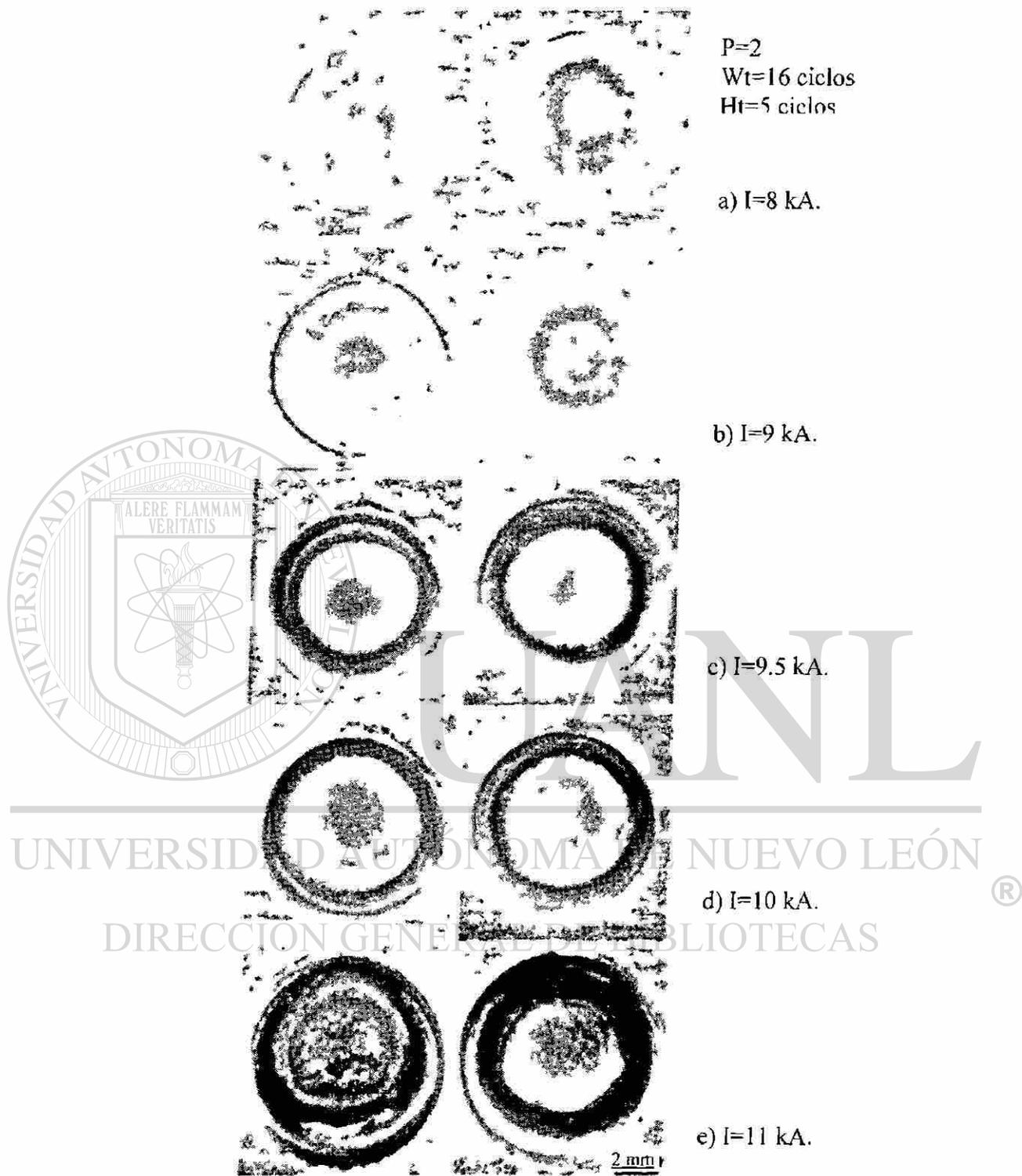


Figura 5.18.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

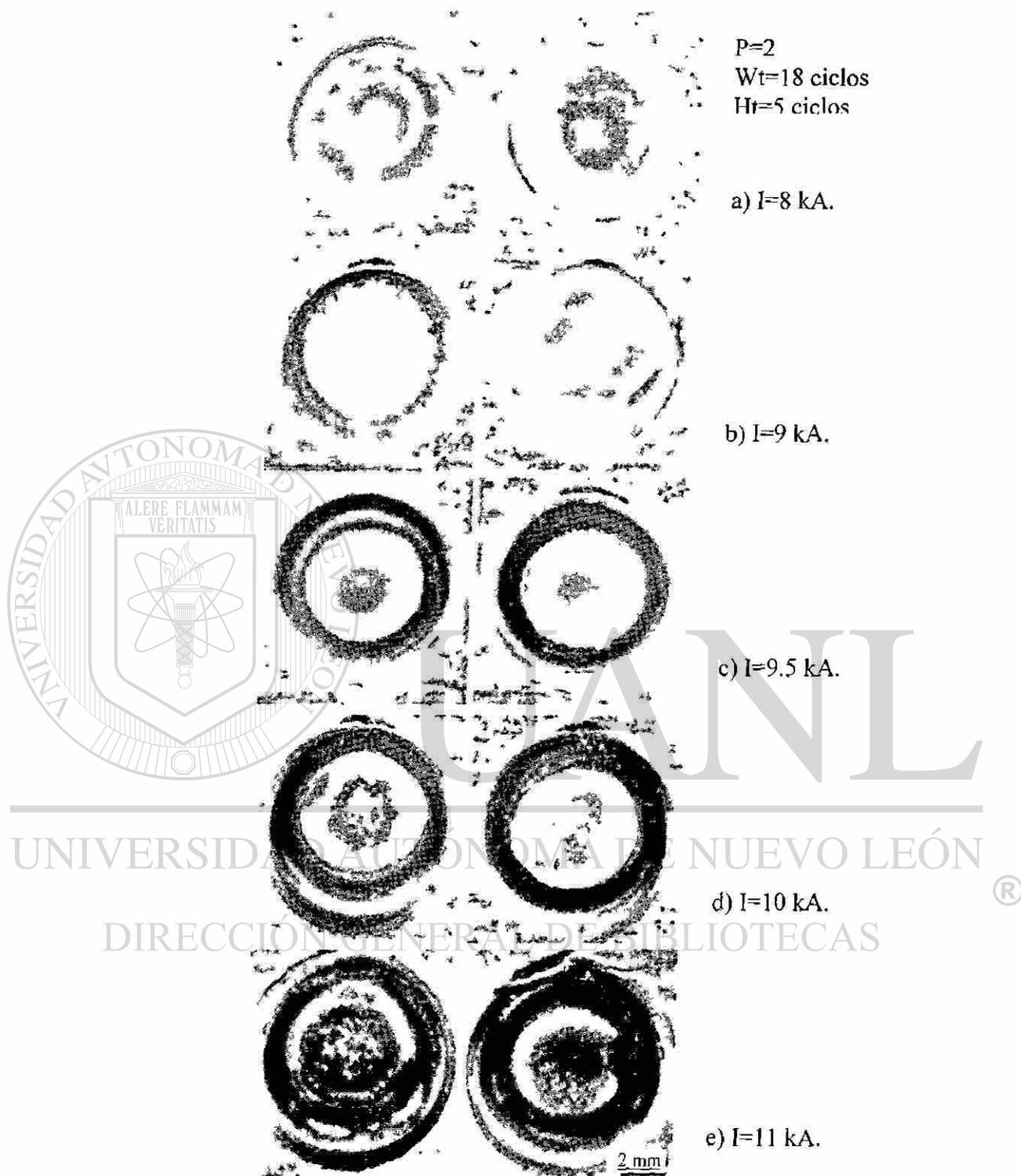


Figura 5.19.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

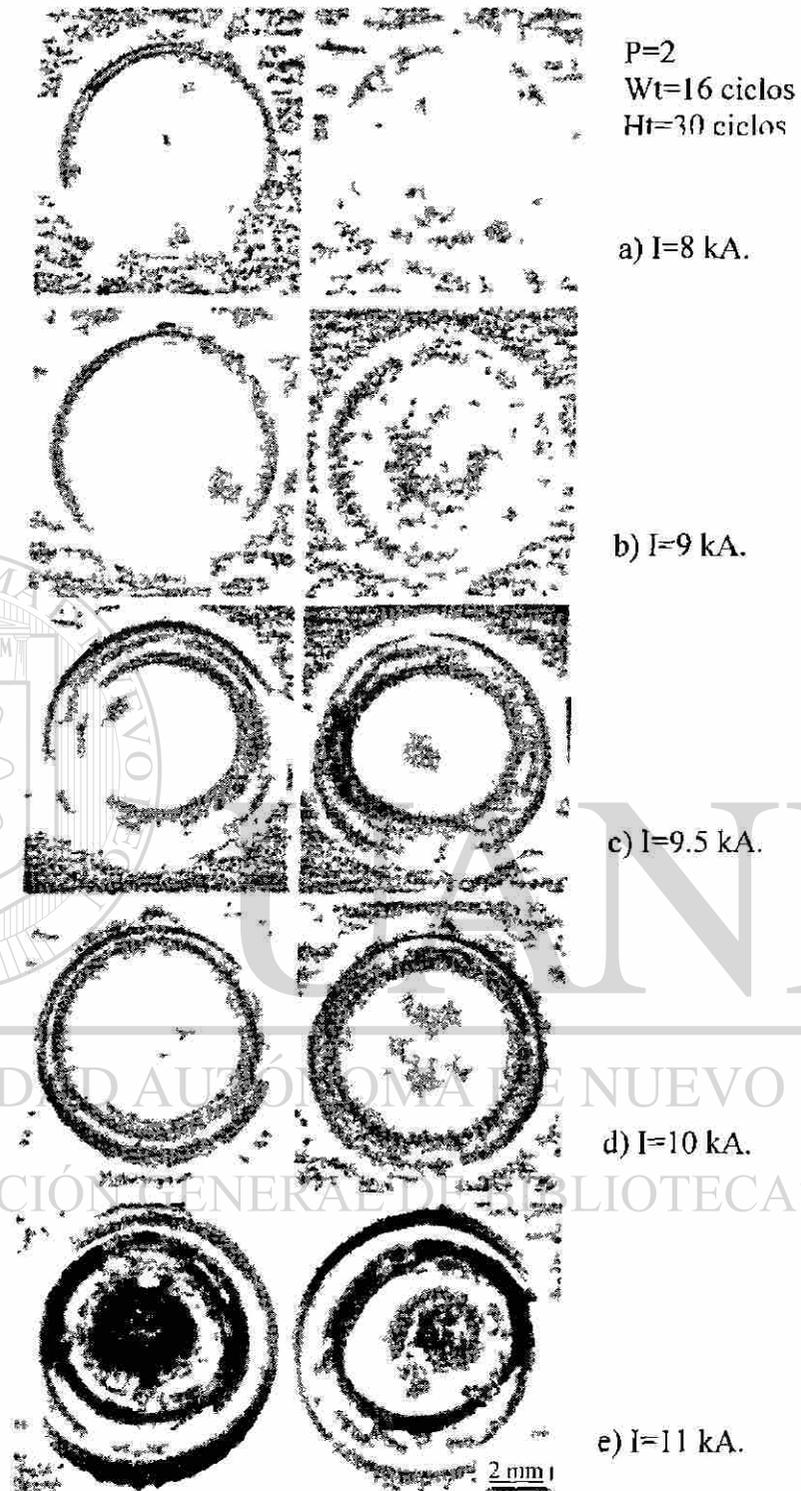


Figura 5.20.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

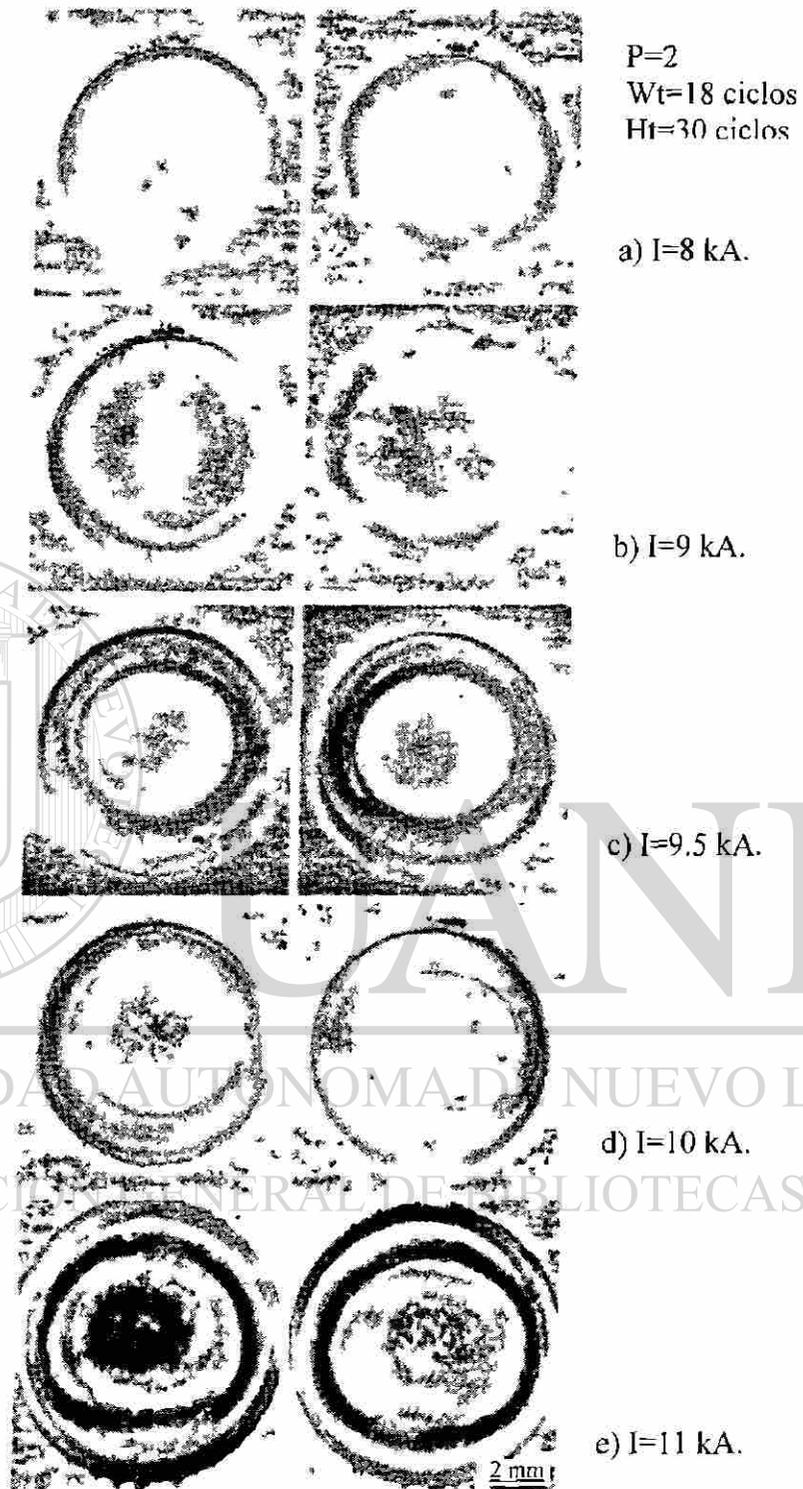


Figura 5.21.- Vista superficial de las soldaduras, las huellas de lado izquierdo es la huella superior y las de lado derecho son la inferior.

En las imágenes mostradas en las Figuras 5.14 a la 5.21 se puede apreciar que con el incremento de la corriente aumenta el diámetro de la huella de dejada por el electrodo.

También se ve que a tiempos más cortos de sostenimiento (5 ciclos) la superficie de la huella presenta un color más oscuro que para tiempos de sostenimiento mayores (30 ciclos), ésto se hace más notorio para corrientes altas (10 y 11 kA), y se debe a que para tiempos cortos de sostenimiento (5 ciclos) los electrodos liberan las láminas cuando en el botón existe una alta temperatura, permitiendo la entrada de oxígeno y presentando una mayor oxidación que para tiempos largos de sostenimiento (30 ciclos).

5.5.2.1 DIÁMETRO DE LA HUELLA DEL ELECTRODO.

Se determinó el diámetro promedio entre la huella superior e inferior para cada prueba. Los resultados se muestran en las Figuras 5.22 y 5.23.

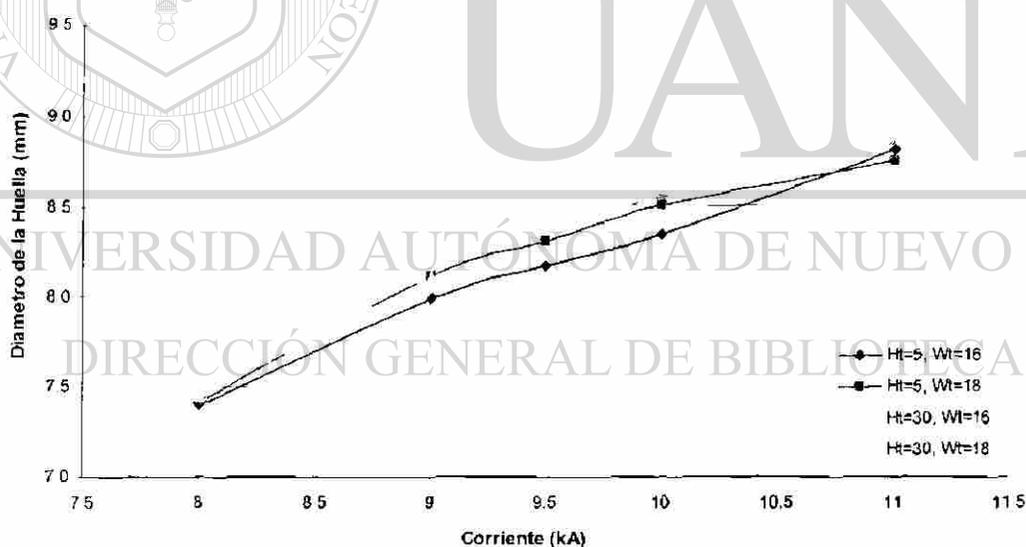


Figura 5.22.- Gráfica de diámetro de la huella contra corriente para experimentos con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

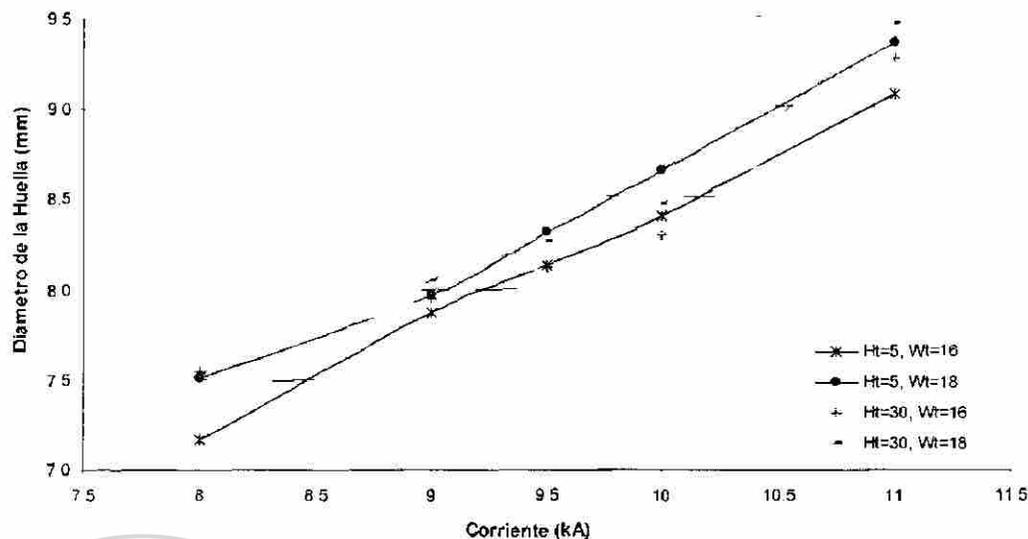


Figura 5.23.- Gráfica de diámetro de la huella contra corriente para experimentos con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Se pudo observar que conforme incrementaba la corriente el diámetro de la huella se incrementa, de igual forma para períodos de tiempo de 18 ciclos de aplicación de corriente el incremento en el diámetro era mayor que para experimentos con 16 ciclos. Esto es porque a mayores valores de corriente o tiempo utilizados se alcanzan mayores temperaturas.

También se encontró que tanto para uno como para dos pulsos el incremento del diámetro de la huella fue muy parecido hasta valores de corriente de 9.5 kA, sin embargo a partir de este valor el incremento del diámetro de la huella es mayor para los experimentos realizados con dos pulsos que con un pulso. Esto es debido a que en los experimentos realizados con dos pulsos el tiempo del ciclo completo de soldadura es mayor, permitiendo así una mayor deformación del material.

5.5.3 INSPECCIÓN VISUAL DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Una vez realizadas las metalografías se realizó la inspección visual, en las Figuras 5.24 a la 5.31 se aprecia la evolución del botón de soldadura en función de la corriente.

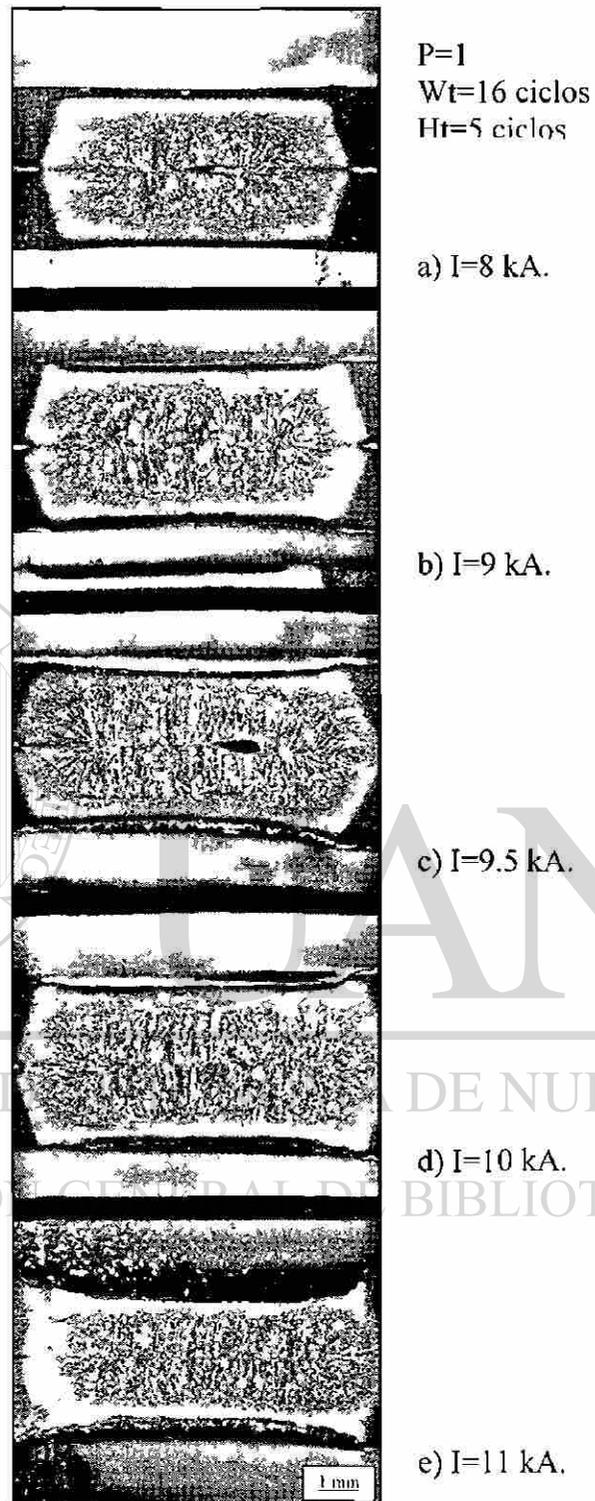


Figura 5.24.- Vista del botón de soldadura.

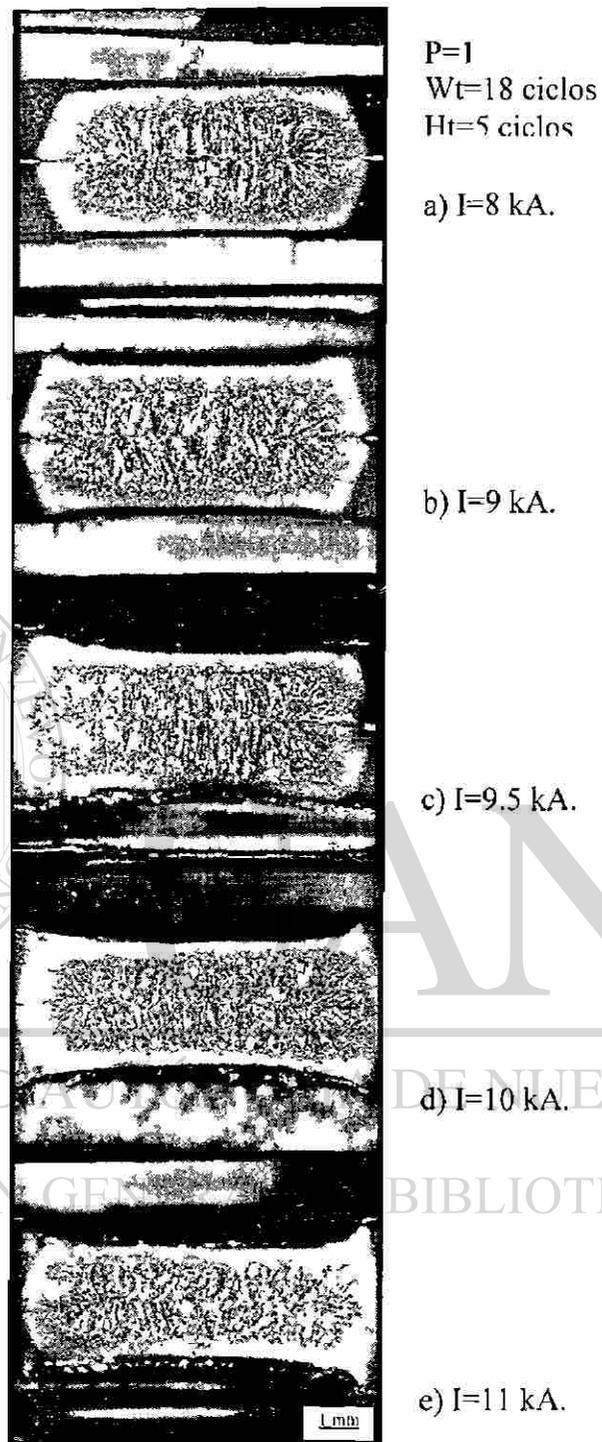


Figura 5.25.- Vista del botón de soldadura.

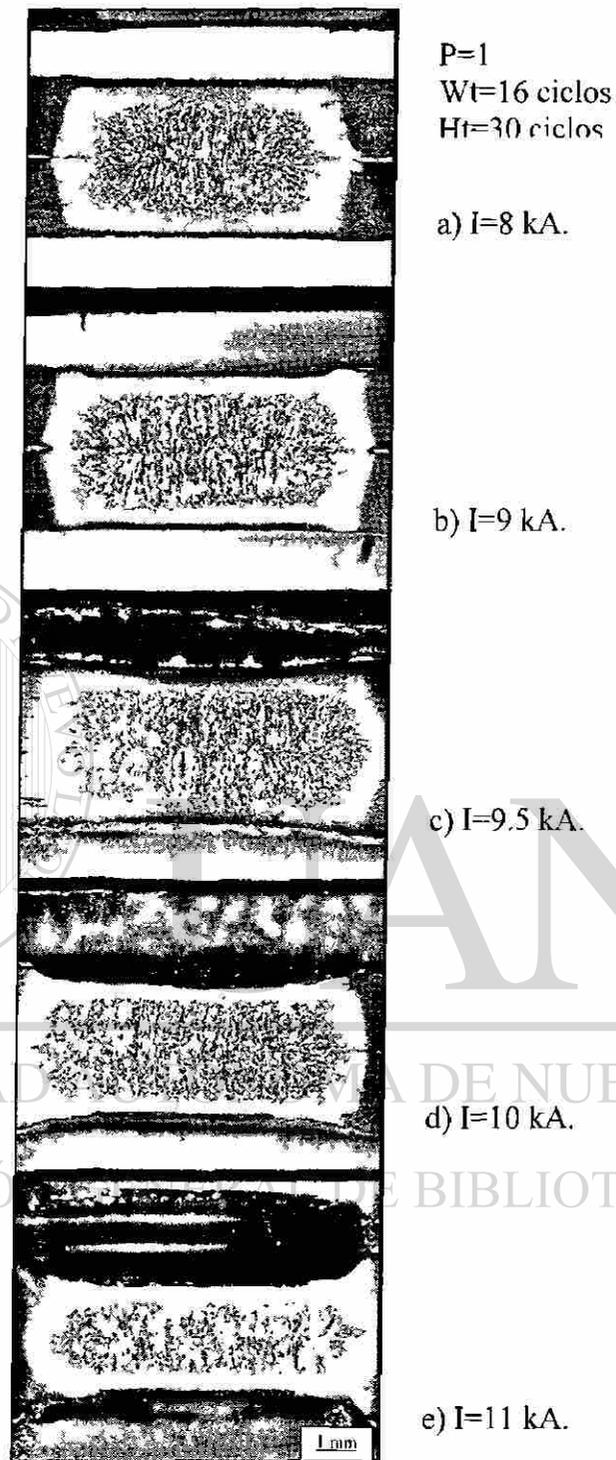


Figura 5.26.- Vista del botón de soldadura.

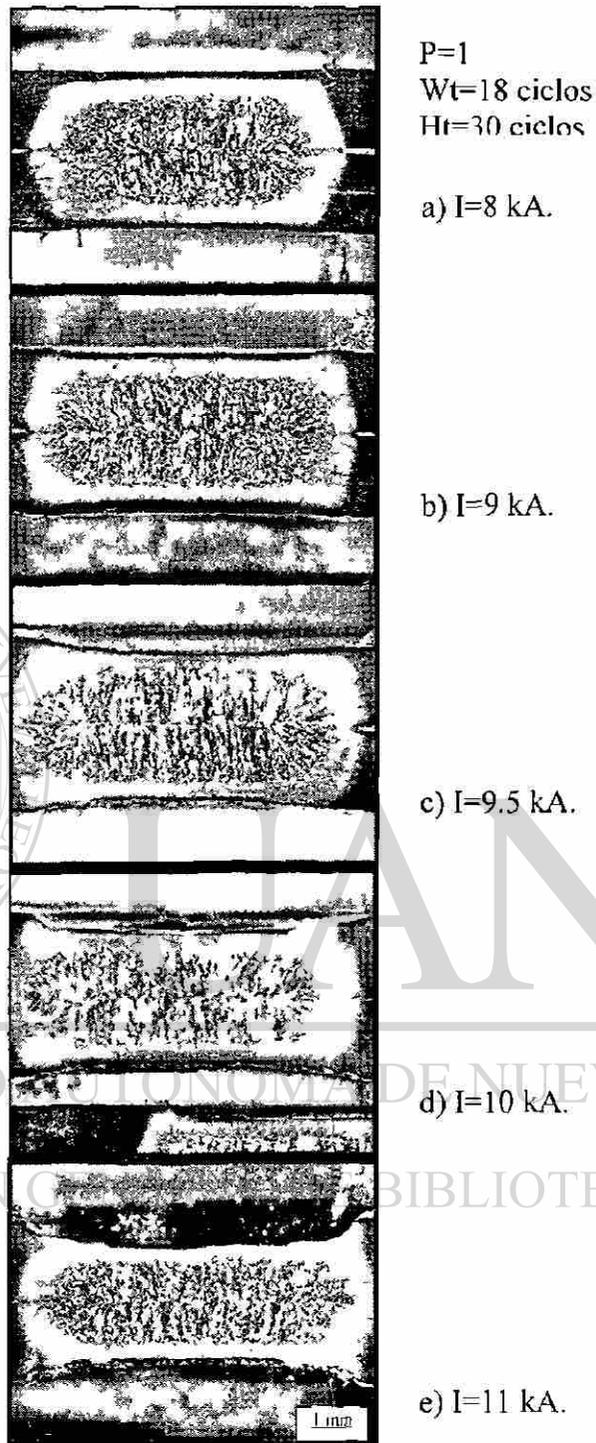


Figura 5.27.- Vista del botón de soldadura.

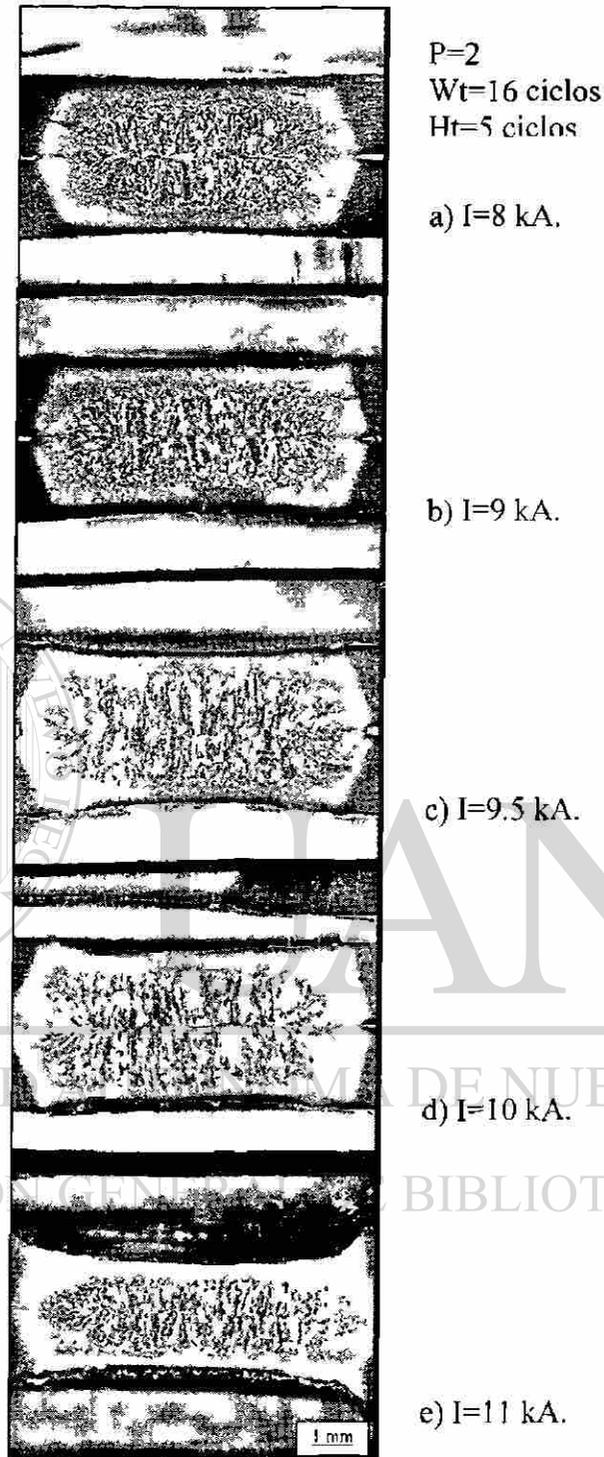


Figura 5.28.- Vista del botón de soldadura.

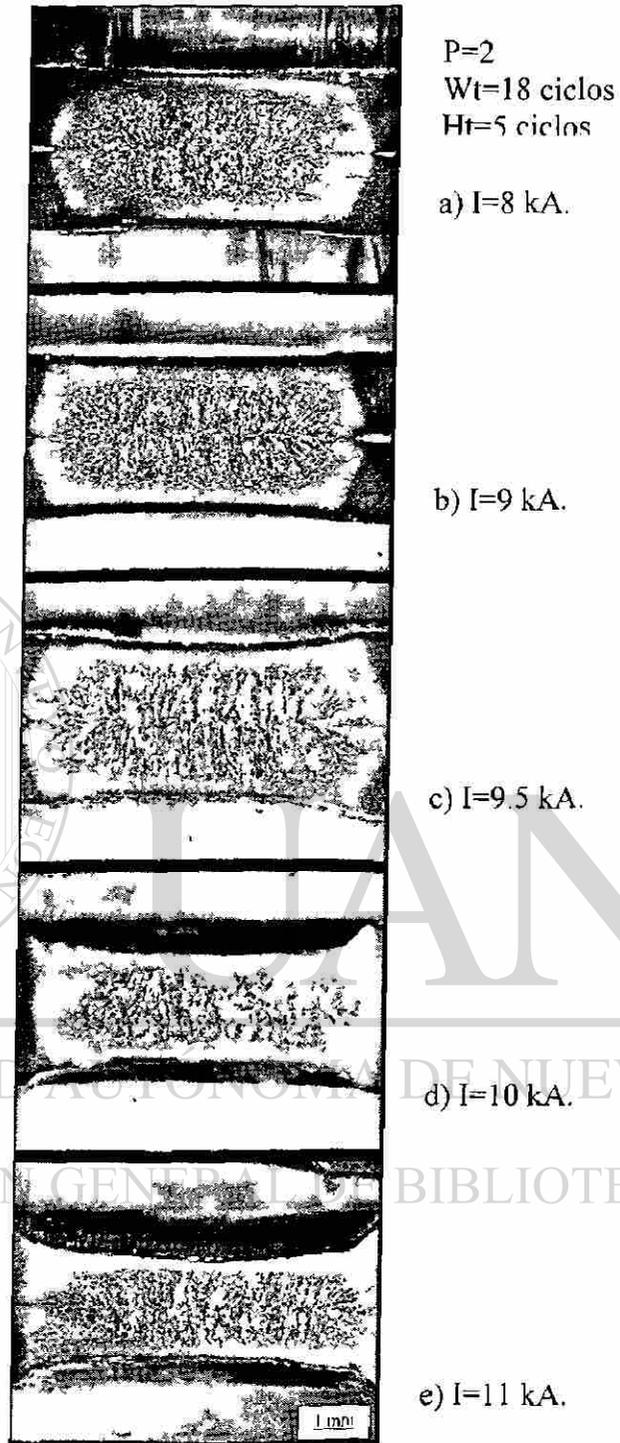


Figura 5.29.- Vista del botón de soldadura.

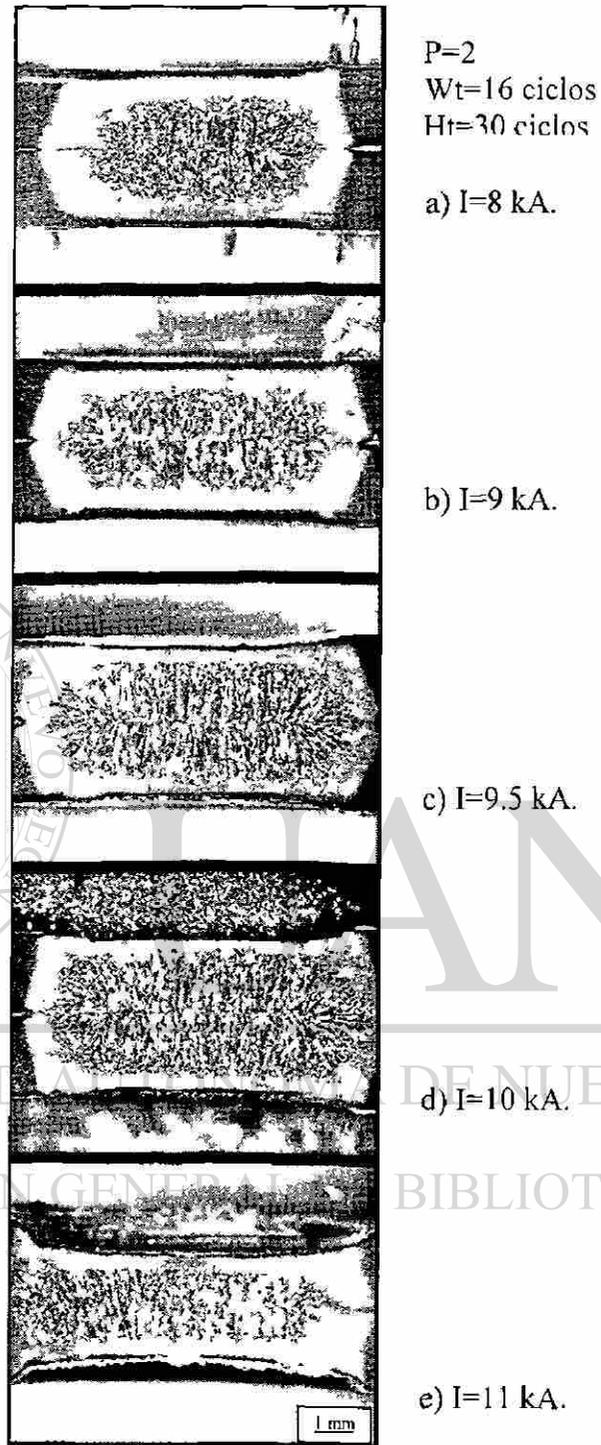


Figura 5.30.- Vista del botón de soldadura.

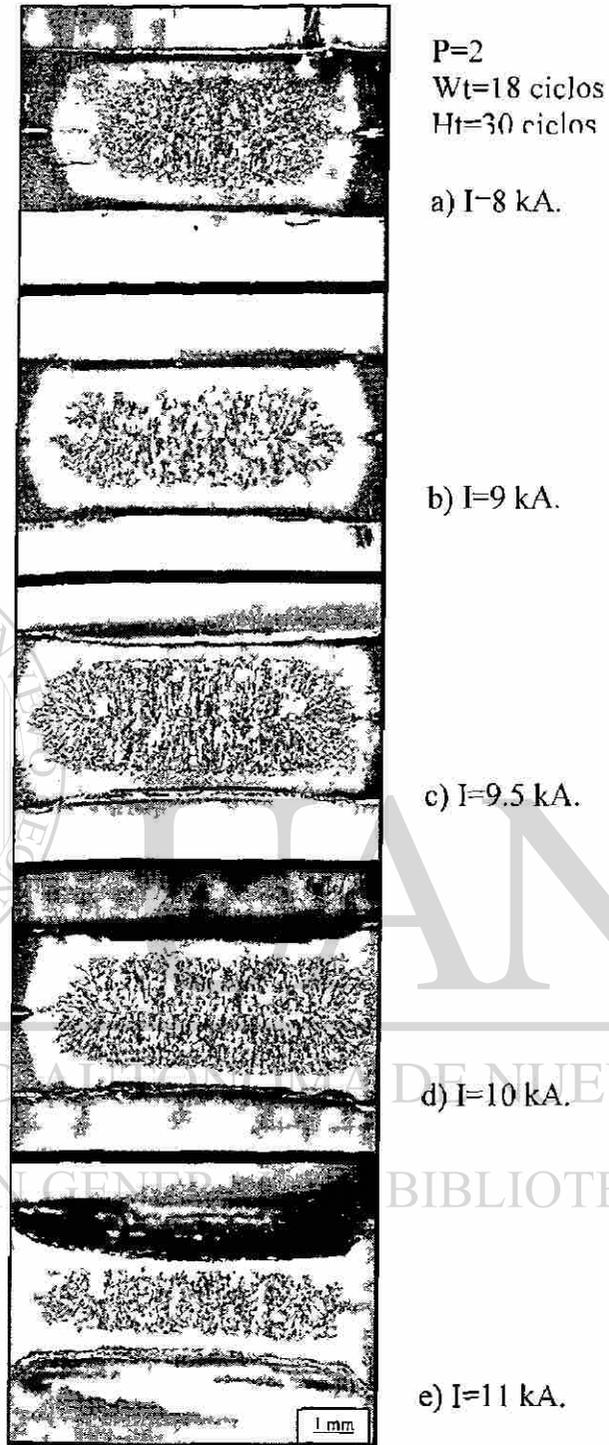


Figura 5.31.- Vista del botón de soldadura.

Se observó en las Figuras 5.24 a la 5.31 que un incremento en la corriente así como en el tiempo de aplicación de la misma tiene un efecto directamente proporcional en la penetración de los electrodos, el diámetro del botón y la penetración de la soldadura.

También se puede ver que en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente presentan una mayor indentación, diámetro del botón y penetración de la soldadura que los realizados con un pulso de corriente. El tiempo de sostenimiento no presentó un efecto significativo en las dimensiones del botón de soldadura.

5.5.4 MEDICIONES EN EL BOTÓN DE SOLDADURA.

5.5.4.1 IDENTACIÓN DEL ELECTRODO.

En las Figuras 5.32 y 5.33 se puede observar la evolución de la penetración del electrodo en función de la corriente. La penetración graficada es un valor promedio en porcentaje (véase Ec. 4.1).

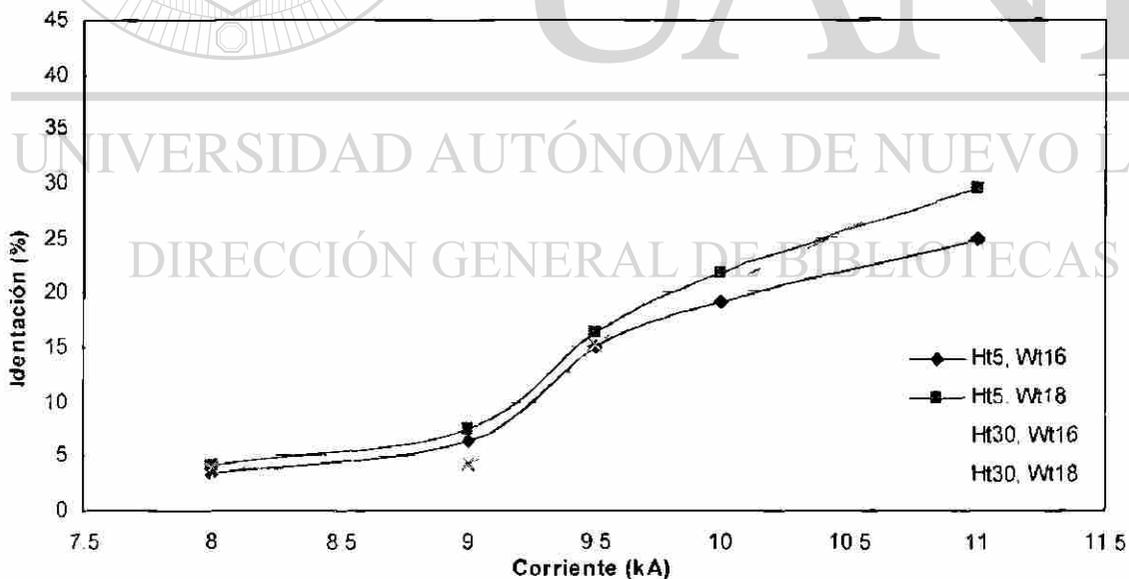


Figura 5.32.- Gráfica de corriente contra porcentaje de indentación para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

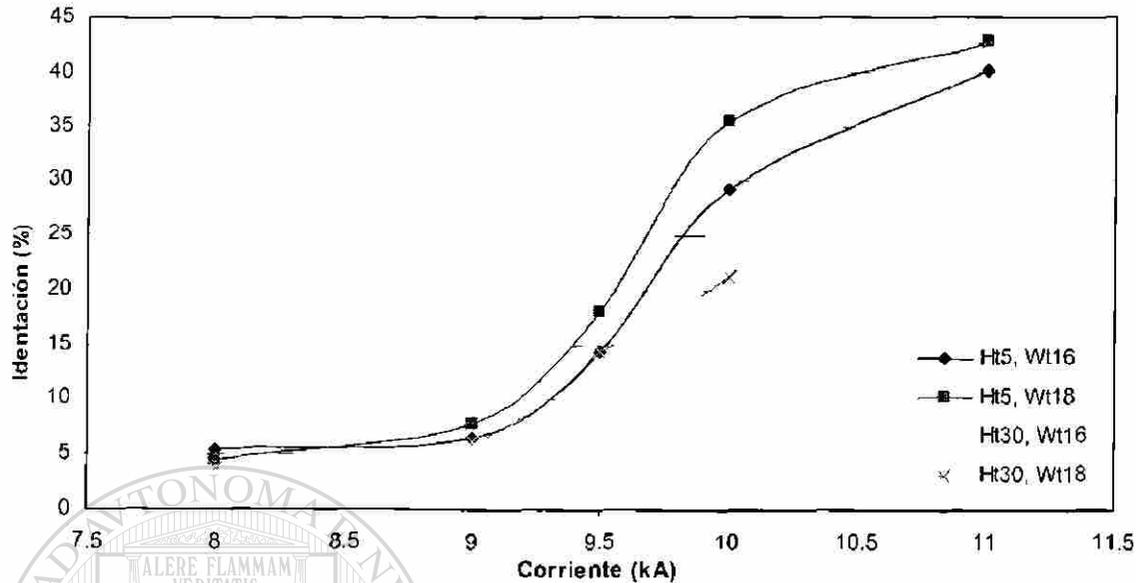


Figura 5.33.- Gráfica de corriente contra porcentaje de indentación para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt=Tiempo de aplicación de corriente, Ht=Tiempo de sostenimiento).

Se observó que hay un incremento en la indentación proporcional a la corriente y al tiempo de aplicación de la misma (16 ó 18 ciclos), ya que la indentación en las gráficas de 18 ciclos de tiempo de soldadura está por encima de la de 16 ciclos (respectivamente para 5 ó 30 ciclos de tiempo de sostenimiento), además a partir del valor de corriente de 9.5 kA la indentación es mayor para los experimentos realizados para dos pulsos que para un pulso. Esto es debido a que en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente el ciclo completo de soldadura se hace más largo que para los experimentos realizados con un pulso de corriente, permitiendo así una mayor deformación del material (láminas).

De lo anterior se puede ver que tanto la indentación de electrodo como el diámetro de la huella es mayor para dos pulsos que para un pulso a partir de un valor de corriente alrededor de 9.5 kA.

5.5.4.2 PENETRACIÓN DE LA SOLDADURA.

Los resultados de penetración son mostrados en función de la corriente como se observa en las Figuras 5.34 y 5.35.

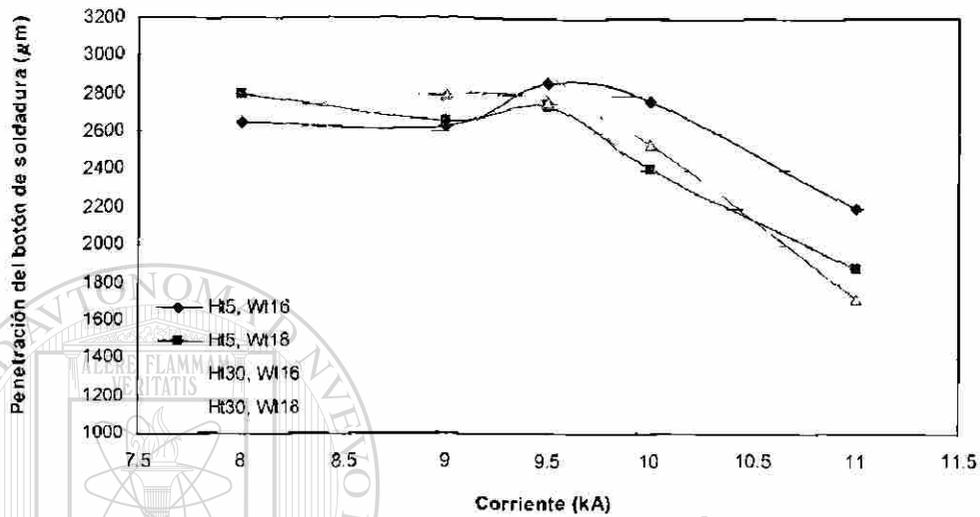


Figura 5.34.- Gráfica de corriente contra penetración del botón de soldadura para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

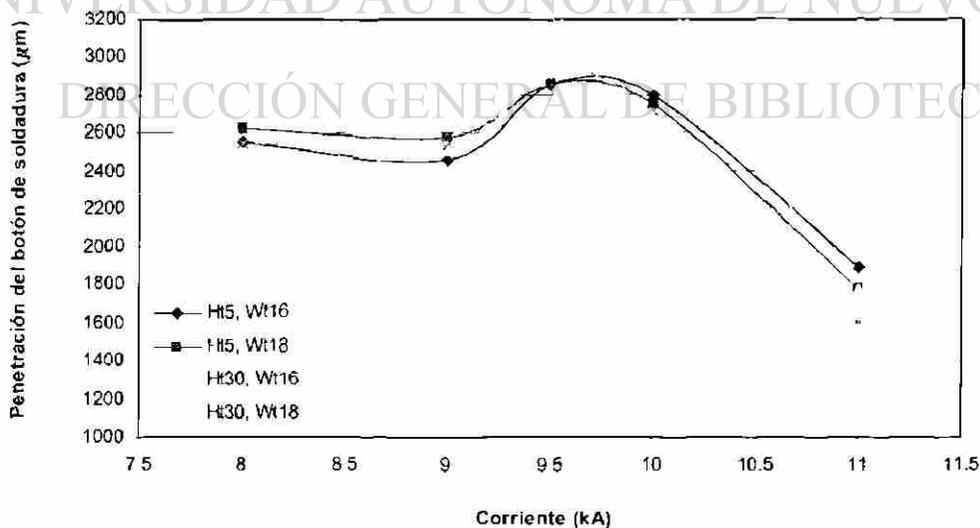


Figura 5.35.- Gráfica de corriente contra penetración del botón de soldadura para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

Como se puede observar en las gráficas el botón de soldadura se desarrolla mas rápidamente para experimentos realizados con 18 ciclos de tiempo de soldadura ($Wt = 18$) que para experimentos realizados con 16 ciclos de tiempo de soldadura ($Wt = 16$), esto es debido a que con mayores tiempos de aplicación de corriente mayor temperatura es alcanzada, sin embargo existe un valor de corriente alrededor de 9.8 kA en el cual el fenómeno de expulsión de material se presenta y como consecuencia de la pérdida de material fundido (botón) una disminución en la distancia medida como penetración de la soldadura se hace notar.

El desarrollo de penetración conforme se incrementa la temperatura se hace más notorio en los experimentos realizados con dos pulsos de corriente, debido a que el tiempo del ciclo completo de soldadura es mayor, produciendo así un mayor efecto sobre el metal base (acero).

Como se podrá observar el tiempo de sostenimiento (Ht) no tiene ningún efecto sobre la penetración del botón de soldadura, ya que ésta sólo está en función de la temperatura que se alcance y no de la velocidad de enfriamiento.

5.5.4.3 DIÁMETRO DEL BOTÓN.

Los resultados de la evolución del diámetro del botón de soldadura con la corriente se presentan en las Figuras 5.35 y 5.36.

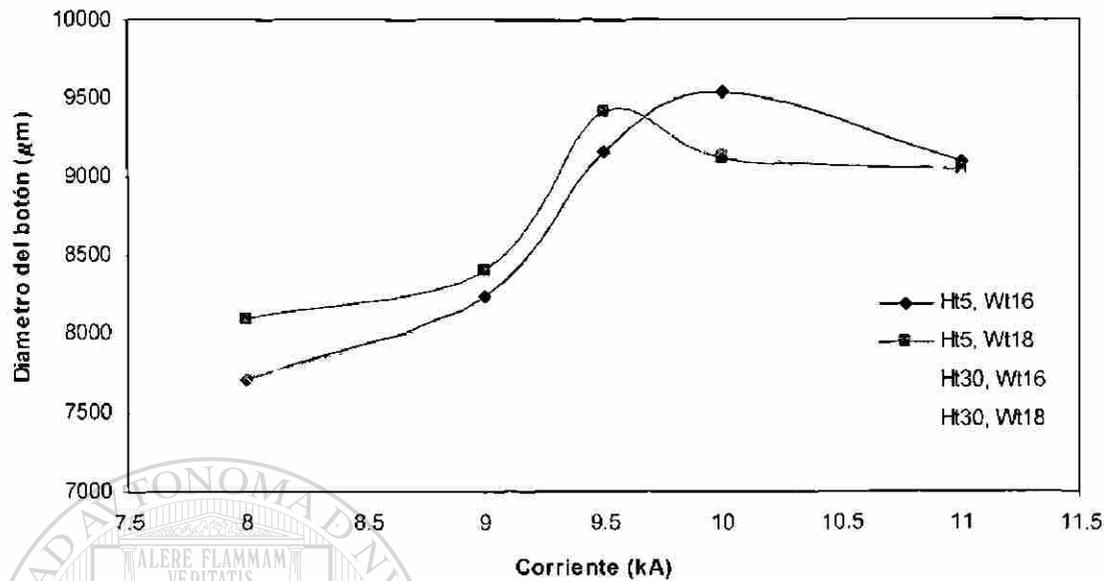


Figura 5.35.- Gráfica de corriente contra diámetro del botón de soldadura para experimentos realizados con un pulso de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

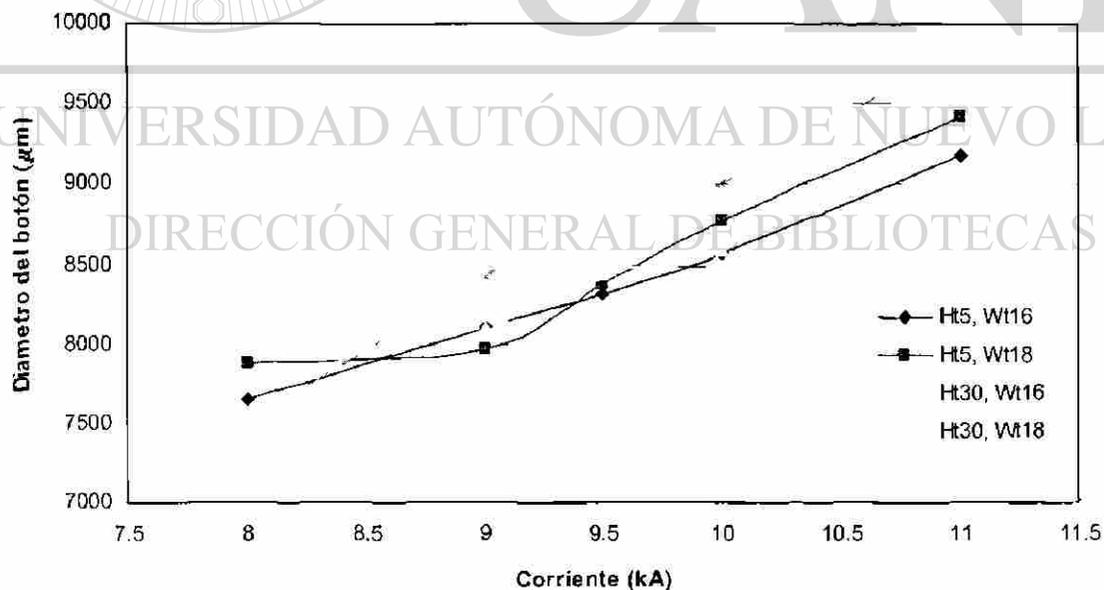


Figura 5.36.- Gráfica de corriente contra diámetro del botón de soldadura para experimentos realizados con dos pulsos de corriente (Wt = Tiempo de aplicación de corriente, Ht = Tiempo de sostenimiento).

Como se puede observar en la Figuras 5.35 y 5.36 el incremento del diámetro del botón de soldadura es proporcional a la corriente, aunque para los experimentos realizados con un pulso de corriente el diámetro del botón comienza a disminuir a partir de un valor de corriente alrededor de 9.8 kA debido a que el fenómeno de expulsión se hace presente. En los experimentos realizados con dos pulsos de corriente se encuentra que la expulsión se hace presente en un valor de corriente alrededor de 10 kA, pero ésta no representa efecto alguno sobre el crecimiento del diámetro del botón de soldadura.

Es de esperarse que en los experimentos realizados con $Wt=18$ ciclos la evolución del diámetro del botón de soldadura sea mayor que en los experimentos realizados con $Wt=16$ ciclos, ya que se generó más calor, por lo tanto el efecto del tiempo de aplicación de corriente (Wt) tiene un efecto directamente proporcional en la evolución del diámetro de soldadura.

El tiempo de sostenimiento sí tiene un efecto sobre la evolución del diámetro del botón de soldadura particularmente en los experimentos realizados con un pulso, para un valor de corriente de 9.5 kA. A mayor tiempo de sostenimiento mayor diámetro del botón, tanto para los experimentos realizados con $Wt=16$ ciclos como para $Wt=18$ ciclos.

5.5.5 MICRODUREZA A TRAVÉS DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

Los ensayos de microdureza fueron realizados a través del botón de soldadura, promediando la microdureza en los extremos, medio y centro del botón de soldadura. Los resultados de los valores promedio de microdureza para cada una de las muestras se presenta en las Figuras 5.37 a la 5.44.

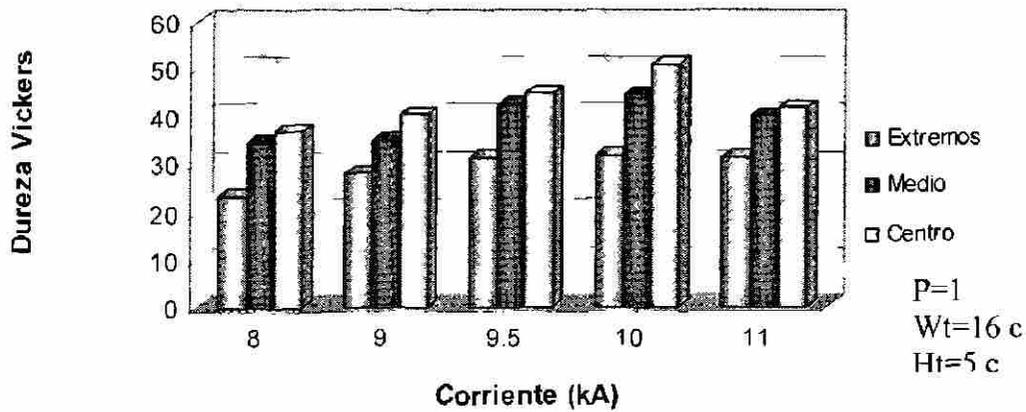


Figura 5.37.- Gráfica de microdureza.

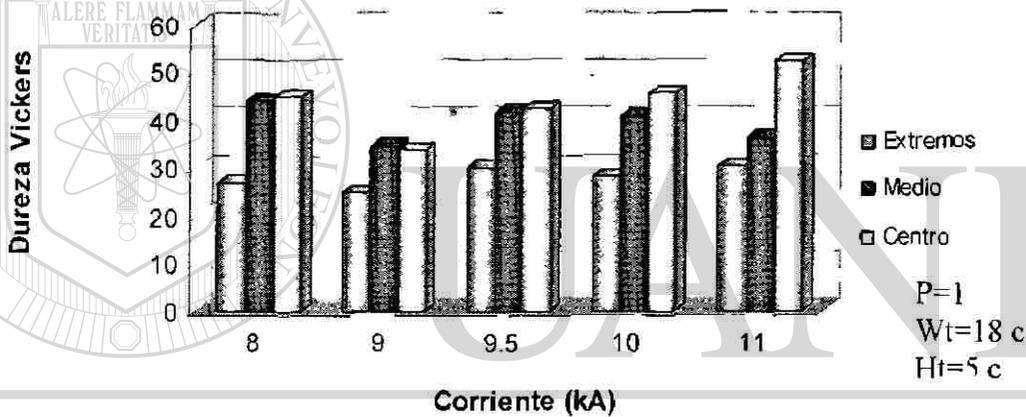


Figura 5.38.- Gráfica de microdureza.

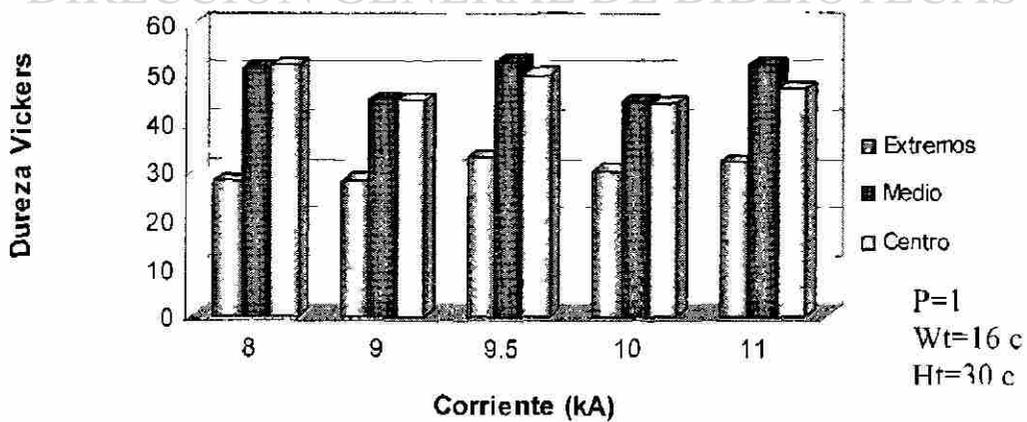


Figura 5.39.- Gráfica de microdureza.

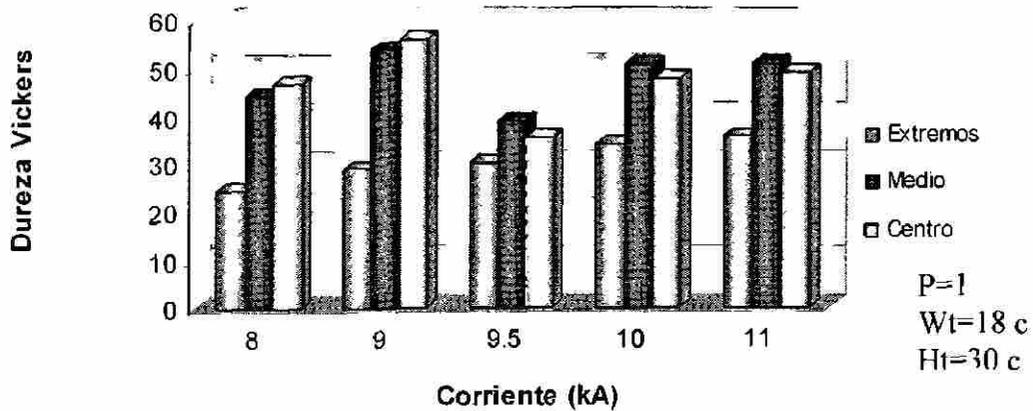


Figura 5.40.- Gráfica de microdureza.

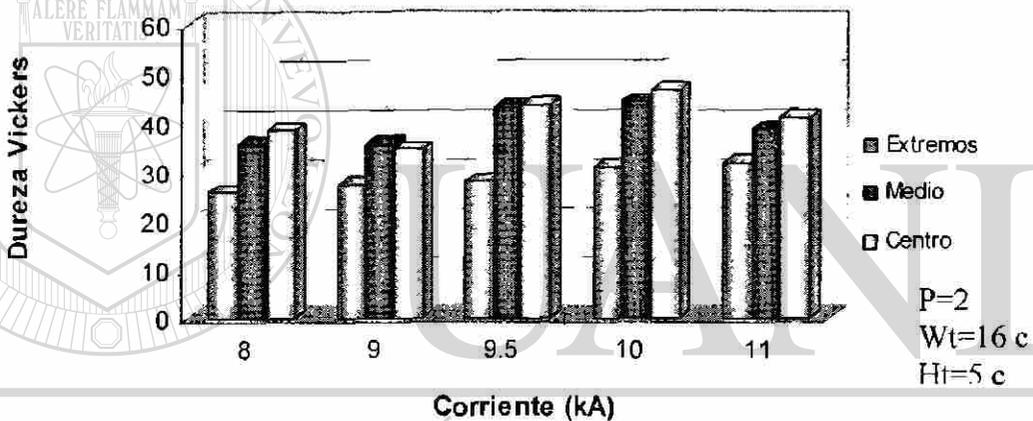


Figura 5.41.- Gráfica de microdureza.

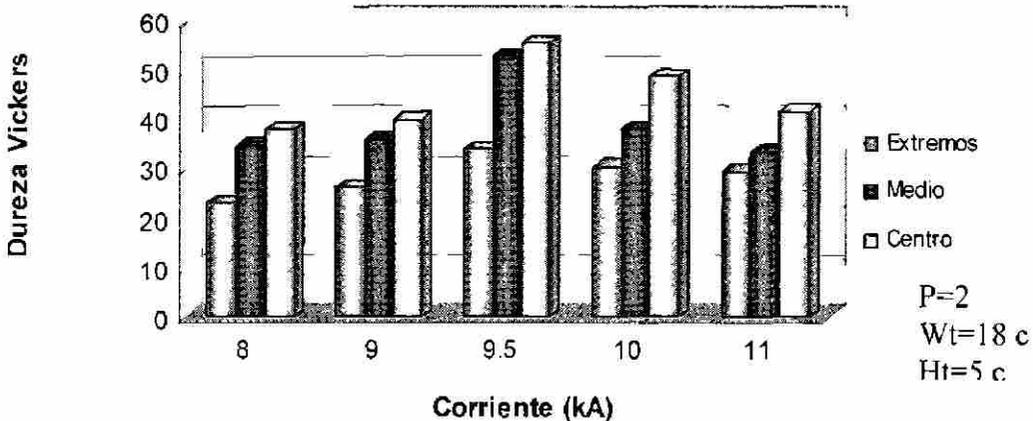


Figura 5.42.- Gráfica de microdureza.

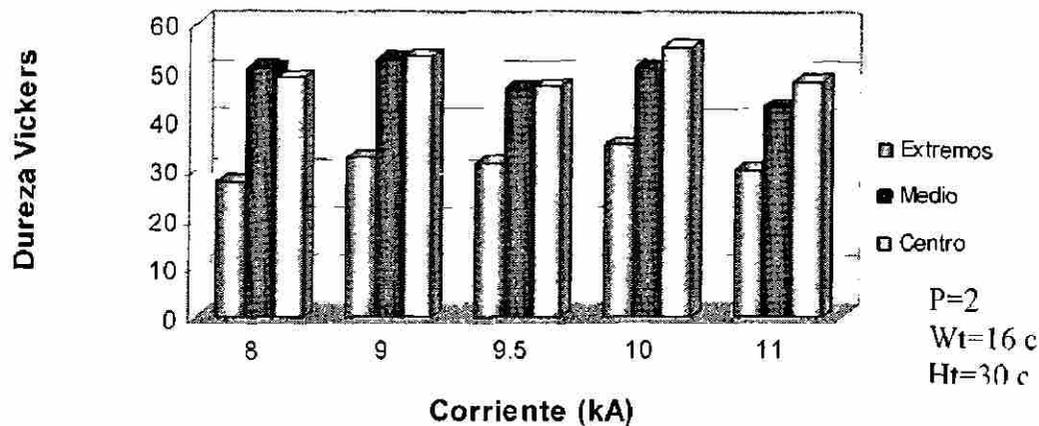


Figura 5.43.- Gráfica de microdureza.

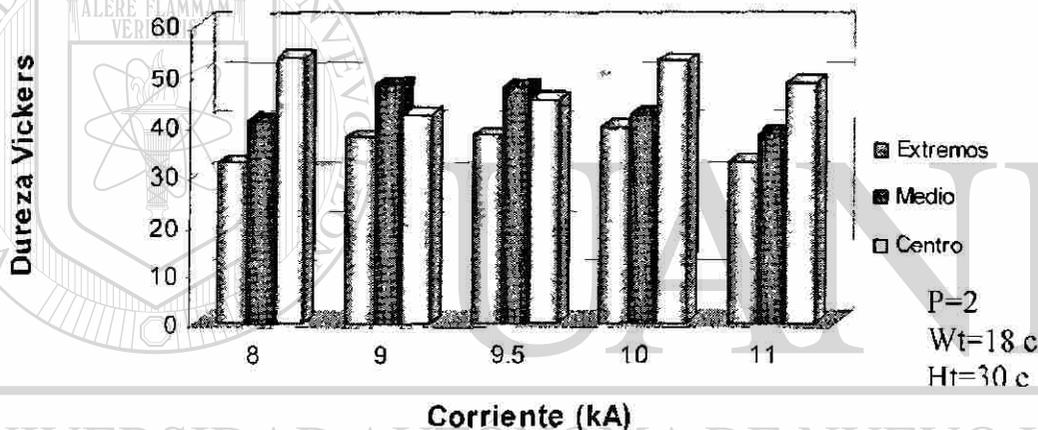


Figura 5.41.- Gráfica de microdureza.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En los resultados obtenidos se puede observar que la microdureza está influenciada por el tiempo de sostenimiento de los electrodos, ya que los experimentos realizados para tiempos de sostenimiento de cinco ciclos presentaron una menor microdureza que los realizados con treinta ciclos, esto es debido a que entre mayor es el tiempo de sostenimiento de los electrodos después de la aplicación de la corriente, mayor será la velocidad de enfriamiento del botón de soldadura ya que existe un contacto directo entre la superficie del botón de soldadura y los electrodos. Recuérdese que los electrodos tienen baja temperatura ya que son enfriados por agua la cual se encontraba a temperatura ambiente (alrededor de 20°C).

5.5.6 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL EN EL CENTRO DEL BOTÓN DE SOLDADURA.

La microestructura en centro del botón de soldadura sólo se vio afectada por el tiempo de sostenimiento (5 ó 30 ciclos), en la Figura 5.41 se muestra la microestructura típica encontrada en los experimentos realizados con cinco y treinta ciclos de enfriamiento respectivamente.

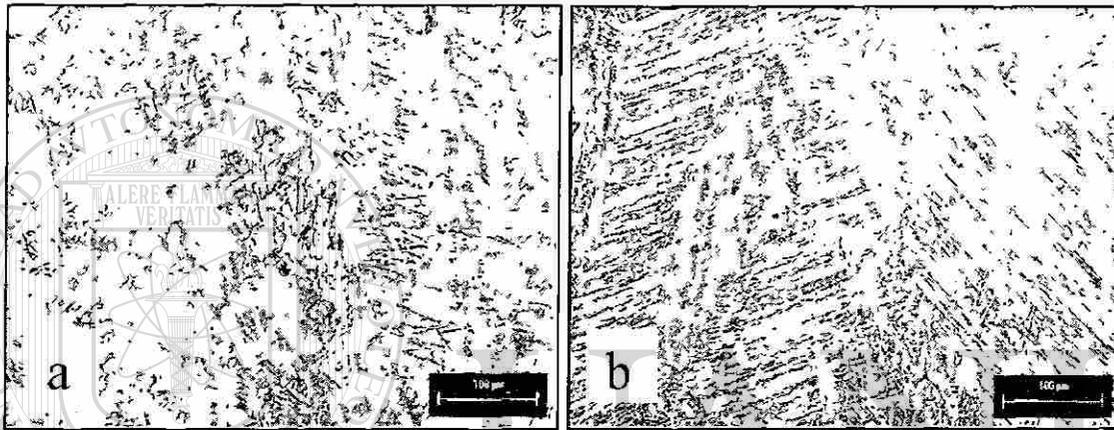


Figura 5.41.- Microestructuras encontradas en experimentos realizados con un pulso, diez y seis ciclos de aplicación de corriente y 9.5 kA, a) Ht = 5 y b) Ht = 30 (Ht = tiempo de sostenimiento).

Se puede ver que en la Figura 5.41 b se obtuvo una estructura bainítica más definida que en la Figura 5.41 a, esto se debe a que en los experimentos realizados con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos el enfriamiento es mayor, por lo que se define mejor la estructura bainítica de la Figura 5.41 b.

CAPITULO VI

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

6.1 CONCLUSIONES.

Los experimentos de soldadura realizados en el presente estudio servirán para conocer el comportamiento de algunos de los parámetros utilizados durante el proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos de laminas de acero termogalvanizado.

En la lámina termogalvanizada utilizada en este estudio pudo notarse que el contenido de Zn aumentaba en la dirección hacia la superficie del recubrimiento, también que la difusión de Fe a través del recubrimiento de Zn era mayor que la difusión de Zn a través del sustrato de Fe.

La composición química a través del recubrimiento tiene una gran variación entre fases (Γ , δ_1 y δ), sin embargo en el análisis químico realizado mediante el espectrofotómetro de emisión por plasma se obtiene una composición química muy similar a la que se encuentra en la fase delta (δ), debido a que en el análisis microestructural esta fase es la que se tiene mayor proporción en el recubrimiento de galvanneal.

En la realización de los experimentos de soldadura se pudo concluir que conforme se incrementa la magnitud de la corriente o el tiempo de aplicación de la misma se obtiene

un incremento en la penetración de los electrodos y, por ende, un incremento en el diámetro de la huella, además que incrementa el diámetro del botón de soldadura hasta un punto antes de que se presente expulsión de material. Con la expulsión, el diámetro del botón de soldadura disminuye.

La penetración de la soldadura a través del acero es mayor con el incremento de la corriente o el tiempo de aplicación de la misma, desde la interfase lámina-lámina hacia la superficie del botón de soldadura, este incremento en la penetración está limitado por la indentación de los electrodos, debido a que con altas corrientes o tiempos de soldadura, la penetración de los electrodos es tanta que aunque se alcance la penetración máxima ésta disminuye debido a la deformación causada por la indentación de los electrodos.

Los experimentos realizados con dos pulsos de corriente se hicieron con un intervalo entre ellos de dos ciclos, durante los cuales cesa la aplicación de corriente, produciendo un enfriamiento seguido por el segundo pulso, es por esto que aunque se aplica la misma cantidad de corriente o tiempo, en los experimentos realizados con un pulso se alcanzó más temperatura que con dos pulsos, pero con dos pulsos el tiempo total del ciclo de soldadura es mayor, permitiendo una mayor transferencia de calor desde el metal fundido hacia la lámina, produciendo una mayor evolución de los parámetros del botón de soldadura (indentación, diámetro de la huella, diámetro del botón y penetración de la soldadura) que en los experimentos realizados con un pulso.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Aunque en el estudio realizado no se analizó la porosidad en la soldadura, cabe mencionar que los experimentos realizados con dos pulsos de corriente presentaron menor cantidad y tamaño de poros que en los experimentos realizados con un pulso de corriente. Se presume que en éstos, durante el primer pulso de corriente se permite la expulsión de elementos que se encuentran en el recubrimiento como Zn, Sb y Pb, los cuales tienen un bajo punto de fusión además de una alta resistividad eléctrica. Por otra parte la resistividad eléctrica produce, en los experimentos realizados con un pulso de corriente, un incremento en la temperatura del recubrimiento llevándola hasta una

temperatura de evaporación quedando atrapados los elementos de bajo punto de fusión en la interfase lámina-lámina, produciendo así la porosidad de la soldadura.

El efecto del tiempo de sostenimiento (5 y 30 ciclos) en los experimentos se vio reflejado en las propiedades mecánicas del botón de soldadura, presentando una mayor dureza en las muestras soldadas con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento que en las muestras realizadas con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento. El efecto del incremento de la dureza en el botón de soldadura en un tiempo de sostenimiento mayor es debido a que los electrodos permanecen más tiempo sosteniendo el botón de soldadura después de la aplicación de la corriente, incrementando así la velocidad de enfriamiento del botón de soldadura.

Así mismo las muestras soldadas con un tiempo de sostenimiento de 30 ciclos presentaron una mayor resistencia a la tensión que las muestras soldadas con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento.

El tiempo de sostenimiento también afectó la calidad superficial del botón de soldadura, mostrando una mayor oxidación en los experimentos realizados con 5 ciclos de tiempo de sostenimiento que en los experimentos con 30 ciclos de tiempo de sostenimiento. Esto es debido a que cuando se soldaba con un tiempo de 5 ciclos de sostenimiento, los electrodos liberaban el botón de soldadura tan rápido que se podía observar la huella de la indentación al rojo vivo, mientras que en los experimentos realizados con 30 ciclos el enfriamiento del botón de soldadura era mayor y no se presentó fenómeno anterior. Al momento de la liberación de los electrodos se permite el contacto directo del oxígeno del aire con la superficie del botón de soldadura (huella de indentación del electrodo) y siendo la temperatura un mecanismo activador de la oxidación, es de esperarse una mayor oxidación en las huellas expuestas al oxígeno con más temperatura que en las expuestas con menor temperatura.

Las mejores condiciones de soldadura en base al estándar de Chrysler fueron las siguientes; $I=9.8$ kA., $Wt=18$ ciclos, $Ht=30$ ciclos y $P=2$ pulsos.

El rango de corriente aplicable a la soldadura de lámina de este calibre, que produce soldaduras aceptables es de 6 kA a 9.8 kA con $P=1$ o de 6.5 kA a 10.5 kA con $P=2$.

6.2 RECOMENDACIONES.

Es importante asegurarse que las lecturas de tiempo y corriente registradas por la máquina soldadora sean las correctas. Esto puede realizarse mediante un amperímetro de gancho, mientras que la fuerza sobre los electrodos se realiza mediante un dinamómetro calibrado. Esto es muy importante ya que el tiempo, la corriente y la fuerza de los electrodos son las variables más importantes del proceso.

También se deberá asegurar que el diámetro de los electrodos sea el mismo (superior e inferior). Además que cuando estos sean montados asegurarse que hagan un buen contacto superficial uno con otro.

Si el contacto superficial entre electrodos no es completo se recomienda realizar alrededor de 50 puntos de soldadura para moldear las superficies. Si el contacto no mejora se recomienda maquinar los electrodos preferentemente en una máquina fresadora o remplazarlos.

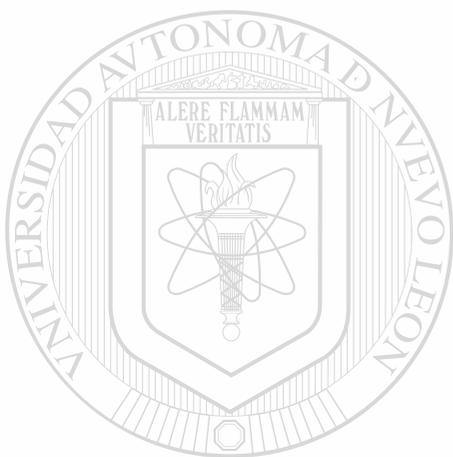
Tanto las láminas como los electrodos, deberán de ser limpiadas con alguna solución que pueda disolver y remover cualquier tipo de grasa, aceite o impureza que pudiera representar un aislante eléctrico al momento de hacer contacto las superficies.

Será necesario hacer un estudio más detallado para analizar el efecto de los coeficientes de fricción en las interfases electrodo-lámina y lámina-lámina, con la finalidad de establecer una relación entre la rugosidad y el desgaste de los electrodos.

También se requeriría un desarrollo experimental más detallado para comprender la relación entre los elementos de aleación del recubrimiento y el fenómeno de expulsión de material en la soldadura.

Otro estudio futuro pudiera ser el efecto de las propiedades químicas y físicas del recubrimiento de termogalvanizado en la aplicación de corriente para uno o varios pulsos, esperando una disminución de la porosidad en las muestras soldadas.

El desgaste de los electrodos pudiera ser objeto de estudio analizando los efectos de la variación de los pulsos de corriente, así también el efecto de el tiempo de sostenimiento para laminas con diferentes características en el recubrimiento.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

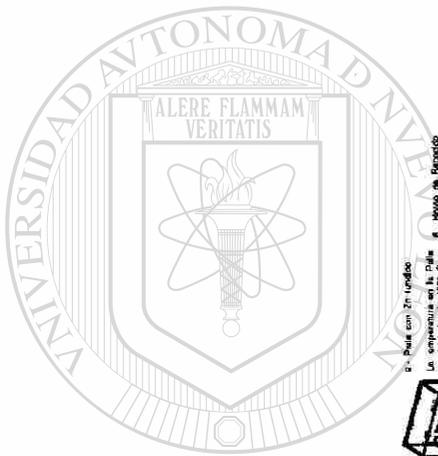
1. Thermochemical Processing Of HSLA Steels, T. Imao, H. Sekine, T. Tanaka y Ch. Ouchi, 1988, Ed. Butterworths, pp. 154-166, EUA.
 2. Physical Metallurgy Of HSLA steels, D. S. Clark y W. R. Varney, Laboratory of Engineering and Processing of Materials, 2^{da} Edición, Junio 1992, EUA.
 3. Marks Manual Del Ingeniero Mecánico, E. A. Avallone y T. Baumeister III, McGraw Hill, 9^oEd., 1995, pp. 6-127, México.
 4. AMS Handbook Corrosion volume XIII, ASM International Handbook Committee, The material information Society, 1987, Hot Dip Coatings p. 432, EUA.
 5. Stress Corrosion Mechanism for Alumin Alloys, in Fundamental Aspects of Stress-Corrosion Cracking, D. O. Sprowls, R. H. Brown, R. W. Staehle, A. J. Forty, y D. VanRooyen, Ed. National Association of Corrosion Engineers, 1969, p 466, EUA.
 6. AMS Handbook Corrosion volume XIII, ASM International Handbook Committee, The material information Society, 1987, Specific Alloy Systems p 766, EUA.
 7. Mas Allá de la Herrumbre, J. Ávila y J. Genescá, Ed. Fondo de Cultura Económica, 2^{da} Edición 1999, México.
-
8. The Mechanism of Intergranular Corrosion of Ductile Zn-Al in Hot Water, L. P. Devillers y P. Niessen, Ed. Sci Vol. 16, 1976, pp. 243-252, EUA.
 9. Effect of Annealing on the Resistance of Galvanized Steel to Atmospheric Corrosion, S. E. Hadden, Ed. Iron Steel Institute Vol. 171, 1952, pp. 121-127. EUA.
 10. Effect of the Heat Treatment on the Protective Properties of Zn Coatings on Steel, H. S. Campbell, Ed. Iron Steel Institute Vol. 203, 1963, pp. 248-251, EUA.
 11. Effects of Microstructure on the Galvanizing Characteristics of Steel, R. W. Sandelin, American Hot Dip Galvanizers Association, Artículo presentado en el congreso anual, Septiembre 1964, EUA.
 12. Zinc-Base Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, G. Krauss y D. K. Matlock, Ed. TMS, 1990, pp. 58-59 EUA.
 13. The Structure Of The Inhibition Layer After Hot Dip Galvanizing Of Ti IF-DDQ, TiNb IF-DDQ And Ti Nb+P IF HSS Substrates, Hertveld, J. Rangarajan, J.

- Delewijns, B. Blanpain, C. Xhoffer y B. C. De Cooman, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, Ed. TMS, 1998, pp. 13-25, EUA.
14. Lamina de Acero Galvanizado por Inmersión en Caliente por Proceso Continuo, Fundamentos de manufactura moderna, M. P. Groover, Ed. Trillas, 1982, México.
 15. Allowing Reaction Control in Production of Galvannealed Steel, T. Kanamaru, M. Nakayama y T. Fujiwara, The Society of Materials Science, 1996, pp. 69-87, Japón.
 16. Galvanneal Microestructure and Anti-powdering Process Windows, A. Van der Heiden, A. J. C. Burghardt, W. Van Koesveld, E.B. Van Peristein y M.G. J. Spanjers, The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel, Ed. TMS, 1994, EUA.
 17. Effects of Processing on Coating Characteristics and Performance of Galvaneal, H. Ortiz, V. Rangaranjan, 39TH Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volume XXXV, ISS, 1997, pp 83-89, EUA.
 18. Influence of Phase Composition on Formability on Galvanneal Steel Sheet, Ch. Kato, H. Koumura, Yasuji Uesugi y Kazuo Mochizuki, The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel, Ed. TMS, 1994, EUA.
 19. Characterization and Development of Zn-Fe Alloyed Coating Layer, S. Chang, Zinc-Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, Eds. G. Krauss y D. K. Matlock, 1990, pp. 319-330, EUA.
 20. Thermodynamics and Kinetics of Alloy Formation in Galvanized Coatings, N. Y. Tang, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, Ed. TMS, 1998, EUA.
 21. Alloying Reactions in Hot Dip Galvanizing and Galvannealing Process, J. Inagaki, M. Sakurai y T. Watanave, Fukuyama Materials Research Laboratories, Materials and Processing Research Center, Nkk Corporation, Konan-cho, Abril 24 1995, Hiroshima-Ken, Japón.
 22. Alloying Reactions in Hot Dip Galvanizing, T. Nakamori, Y. Adachi y T. Toki, Ed CAMP-ISIJ, 1992, Japón.
 23. Alloying Reactions in Hot Dip Galvanizing, T. Nishimoto, J. Inagaki y K. Nakaoka, Transformation Iron Steel Institute, 1986, Japón.
 24. Alloying Reactions in Galvannealing Process, M. Onishi, Y. Wakamatsu y T. Sasaki, Japan Institute of Materials, 1973, Japón.
 25. Alloying Reactions in Hot Dip Galvanizing and Galvannealing Process, M. Urednicek y J. S. Kirkkaidy, Ed. Z. Metallkd, Vol. 64, 1973, p. 899, Alemania.

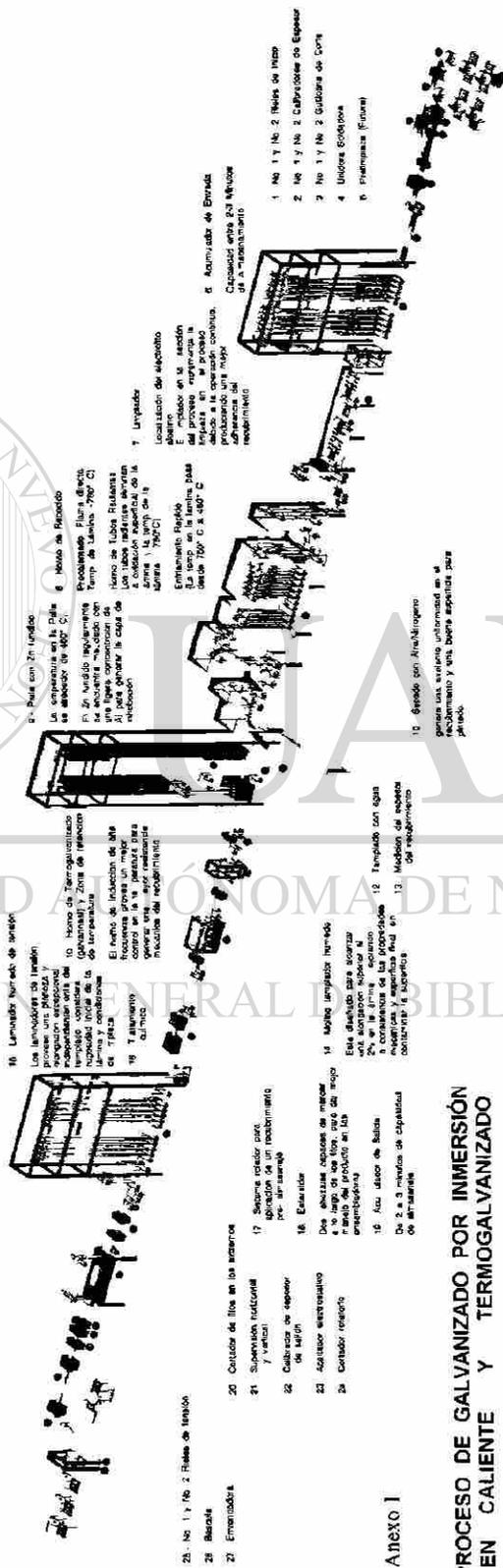
26. Kinetics of Alloy Formation in Galvanized Coatings, H. Yamaguchi y Y. Hisamatsu, Transformation Iron Steel Institute, Vol. 19, 1 979, p. 649, Japón.
27. Metall. Transformation, R. P. Ghuman y J. I. Goldstein, 1971, p. 2903, EUA.
28. Thermodynamics of Alloy Formation in Galvanized Coatings, H. Nitto, T. Yamasaki, N. Morita, K. Yabe y S. Bando, Ed. Tetsu to Hagane, Vol. 70, 1984, p. 1719, Japón.
29. Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet (GALVATECH'89), Y. Hisamatsu, The Iron and Steel Institute of Japan, 1989, Tokio Japón.
30. Thermodynamics of Alloy Formation in Galvanized Coatings, M. Saito, Y. Uchida, T. Kittaka, Y. Hirose y Y. Hisamatsu, Ed. Tetsu-to-hagane, Vol. 77, 1991, p. 947, Japón.
31. Metal Handbook, M. A. Ghoniem y K. Lohberg, Vol. 26, 1972, p. 1026, EUA.
32. Coating Adhesion and Interface Structure of Galvannealed Steel, T. Nakamori, Y. Adachi, M. Arai y A. Shibuya, Iron and Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Junio 19 1995, Hyogo-Ken, Japón.
33. An Experimental Study Of Resistance Spot Welding In 1 Mm Thick Sheet Of Low Carbon Steel, T. Fugetechnik y J. Schweisstechnik, Technical University Department Of Mechanical Engineering, Octubre 10 1995, Berlín, Alemania.
34. Resistance Spot Welding Electrode Wear On Galvannealed Steels, F. Lu y C. L. White, Department Of Metallurgical And Materials Engineering, Michigan Technological University, Septiembre 1997, EUA.
35. Resistance Welding Manual, Resistance Welder Manufacturers' Association, 4^{ta} Edición, pp. 1-2, 1999, Filadelfia, EUA. ®
36. The Effect Of Electrical Resistance On Nugget Formation During Spot Welding, Editado por J. G. Kaiser, G. J. Dunn y T. W. Eagar, Supplement To The Welding Journal, Junio 1982, EUA.
37. The Effect Of The Sheet Surface On Spot Weldability, D. W. Dickson y T. V. Natale, Republic Steel Corporation-Reserch Center Independence, 1998, Ohio EUA.
38. The Metallurgy of Zinc-Coated Steel, A. R. Marder, Department of Materials Science and Engineering, Lehigh University, 1994, EUA.
39. Sendzimer T., Patente No. 2, 110.893, 1938, EUA.

40. The Metallurgy of Zinc-Coated Steel, A.R. Marder, Progress in Material Science, Department of Materials Science and Engineering, Lehigh University Bethlehem, 1989, EUA.
41. DSG Line Operating Technologies, Internet, DSG.com, 2002, EUA.
42. Weldability And Electrode Wear During The RSW Of Various HDG Steels, M. Kimchi, M. D. Gugel, L. White y K. M. Picckett, Report to the Auto Steel Partnership, Editado por Electrode Wear Subcommittee, Marzo 1994, Southfield Michigan, EUA.
43. A Comparison of the Resistance Spot Weldability of Bare, Hot Dipped, Galvannealed and Electrogalvanized DQSK Sheet Steels, P. Howe y S.C. Kelley, SAE Technical Paper Series 880280 SAE Warrendale PA, p.15, 1988, EUA.
44. Thermodynamics and Kinetics of Alloy Formation in Galvanized Coatings, N. Y. Tang, Zinc Based Steel Coating Systems Production and Performance, Ed. TMS, 1998, EUA.
45. Failures of Weldments, ASM Handbook, Volumen X, pp. 411-449, 1993, EUA.
46. Residual Stress and Distortion, Welding Handbook, Vol. 1, Edición 8, Capítulo 5, 1991, EUA.
47. Chrysler Corporation Process Standard No. PS-9471, EUA.

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



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



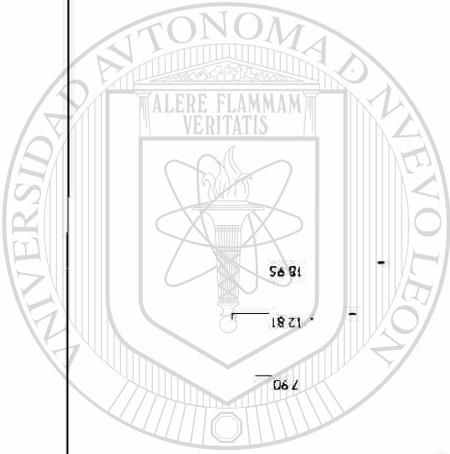
- 25. No. 1 y No. 2. Horno de ténido
- 26. Bodega
- 27. Emisoras
- 28. Control de flujo en las aceras
- 29. Supervisión industrial / vertical
- 30. Control de espesor de metal
- 31. Adaptor electrónico
- 32. Controlador remoto
- 33. Sistema de control de temperatura
- 34. Sistema de control de temperatura
- 35. Sistema de control de temperatura
- 36. Sistema de control de temperatura
- 37. Sistema de control de temperatura
- 38. Sistema de control de temperatura
- 39. Sistema de control de temperatura
- 40. Sistema de control de temperatura
- 41. Sistema de control de temperatura
- 42. Sistema de control de temperatura
- 43. Sistema de control de temperatura
- 44. Sistema de control de temperatura
- 45. Sistema de control de temperatura
- 46. Sistema de control de temperatura
- 47. Sistema de control de temperatura
- 48. Sistema de control de temperatura
- 49. Sistema de control de temperatura
- 50. Sistema de control de temperatura
- 51. Sistema de control de temperatura
- 52. Sistema de control de temperatura
- 53. Sistema de control de temperatura
- 54. Sistema de control de temperatura
- 55. Sistema de control de temperatura
- 56. Sistema de control de temperatura
- 57. Sistema de control de temperatura
- 58. Sistema de control de temperatura
- 59. Sistema de control de temperatura
- 60. Sistema de control de temperatura
- 61. Sistema de control de temperatura
- 62. Sistema de control de temperatura
- 63. Sistema de control de temperatura
- 64. Sistema de control de temperatura
- 65. Sistema de control de temperatura
- 66. Sistema de control de temperatura
- 67. Sistema de control de temperatura
- 68. Sistema de control de temperatura
- 69. Sistema de control de temperatura
- 70. Sistema de control de temperatura
- 71. Sistema de control de temperatura
- 72. Sistema de control de temperatura
- 73. Sistema de control de temperatura
- 74. Sistema de control de temperatura
- 75. Sistema de control de temperatura
- 76. Sistema de control de temperatura
- 77. Sistema de control de temperatura
- 78. Sistema de control de temperatura
- 79. Sistema de control de temperatura
- 80. Sistema de control de temperatura
- 81. Sistema de control de temperatura
- 82. Sistema de control de temperatura
- 83. Sistema de control de temperatura
- 84. Sistema de control de temperatura
- 85. Sistema de control de temperatura
- 86. Sistema de control de temperatura
- 87. Sistema de control de temperatura
- 88. Sistema de control de temperatura
- 89. Sistema de control de temperatura
- 90. Sistema de control de temperatura
- 91. Sistema de control de temperatura
- 92. Sistema de control de temperatura
- 93. Sistema de control de temperatura
- 94. Sistema de control de temperatura
- 95. Sistema de control de temperatura
- 96. Sistema de control de temperatura
- 97. Sistema de control de temperatura
- 98. Sistema de control de temperatura
- 99. Sistema de control de temperatura
- 100. Sistema de control de temperatura

PROCESO DE GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE Y TERMOGALVANIZADO

Anexo I

ANEXO 2
ELECTRODO
ACOTACIONES EN mm

VISTA ISOMETRICA



UANL

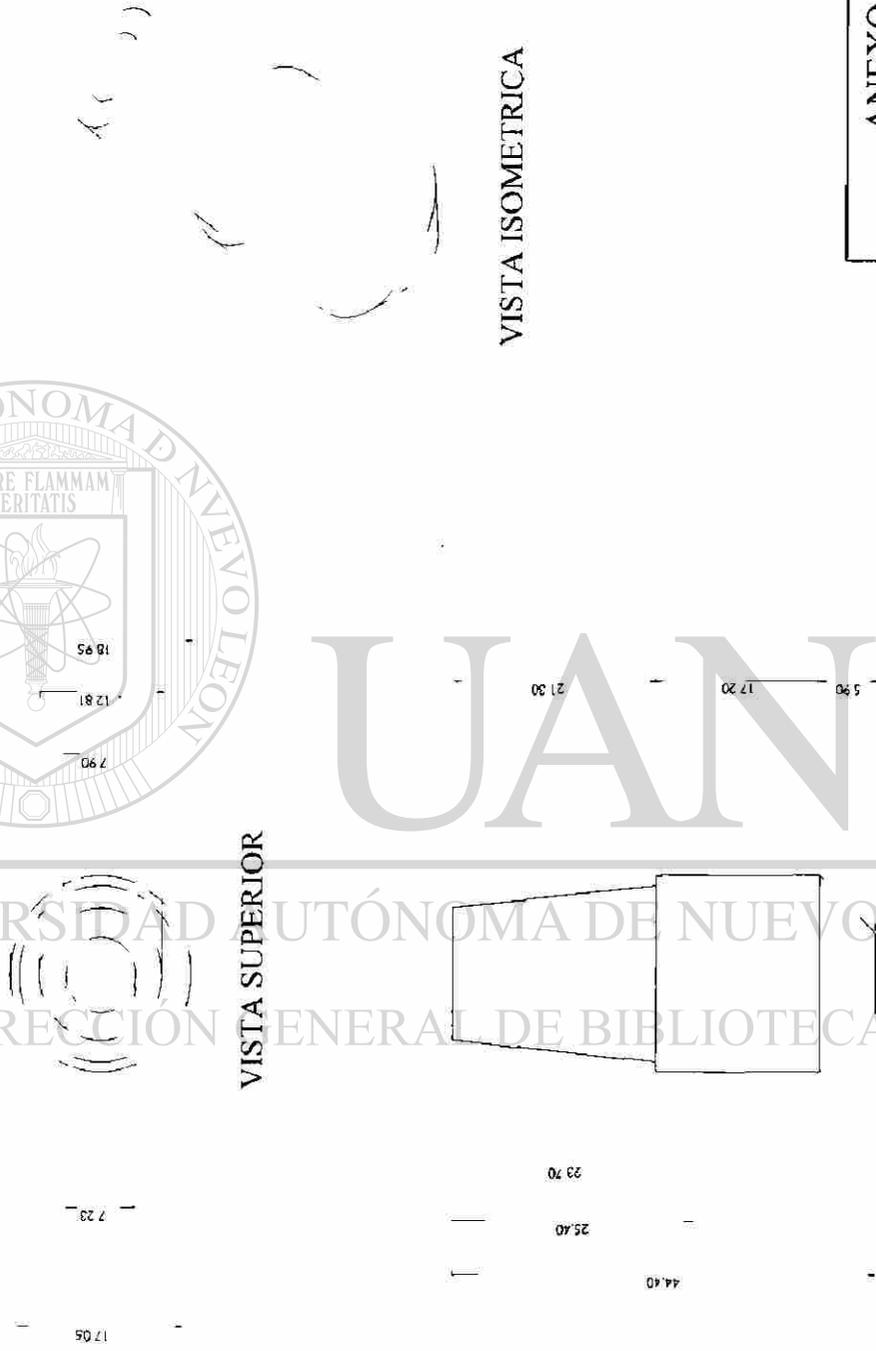
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

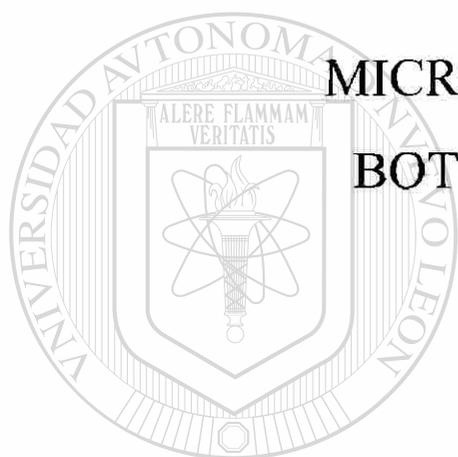


VISTA SUPERIOR

VISTA FRONTAL



ANEXO 3



MICROESTRUCTURAS DEL
BOTÓN DE SOLDADURA

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Anexo 3

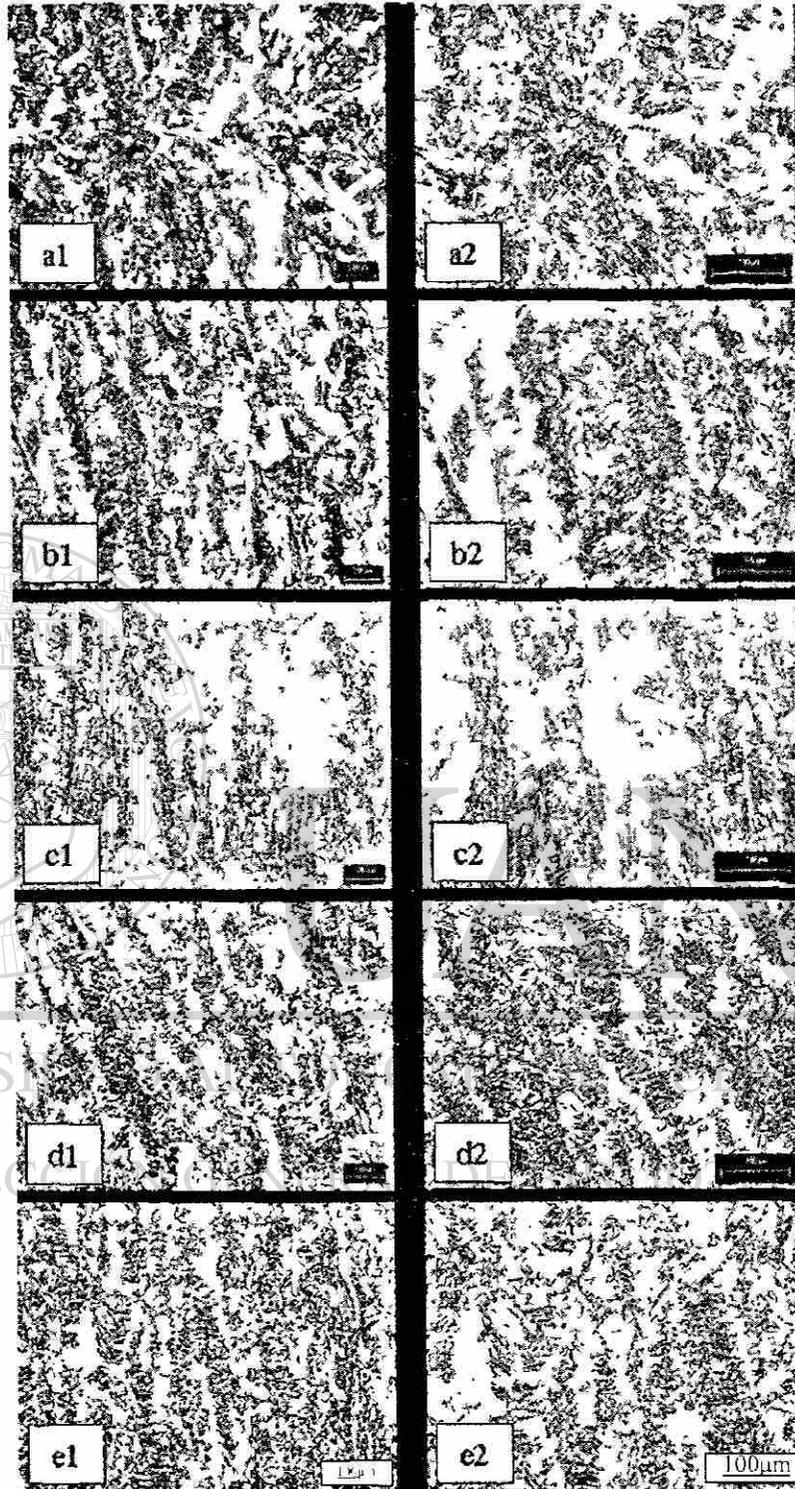


Figura A.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

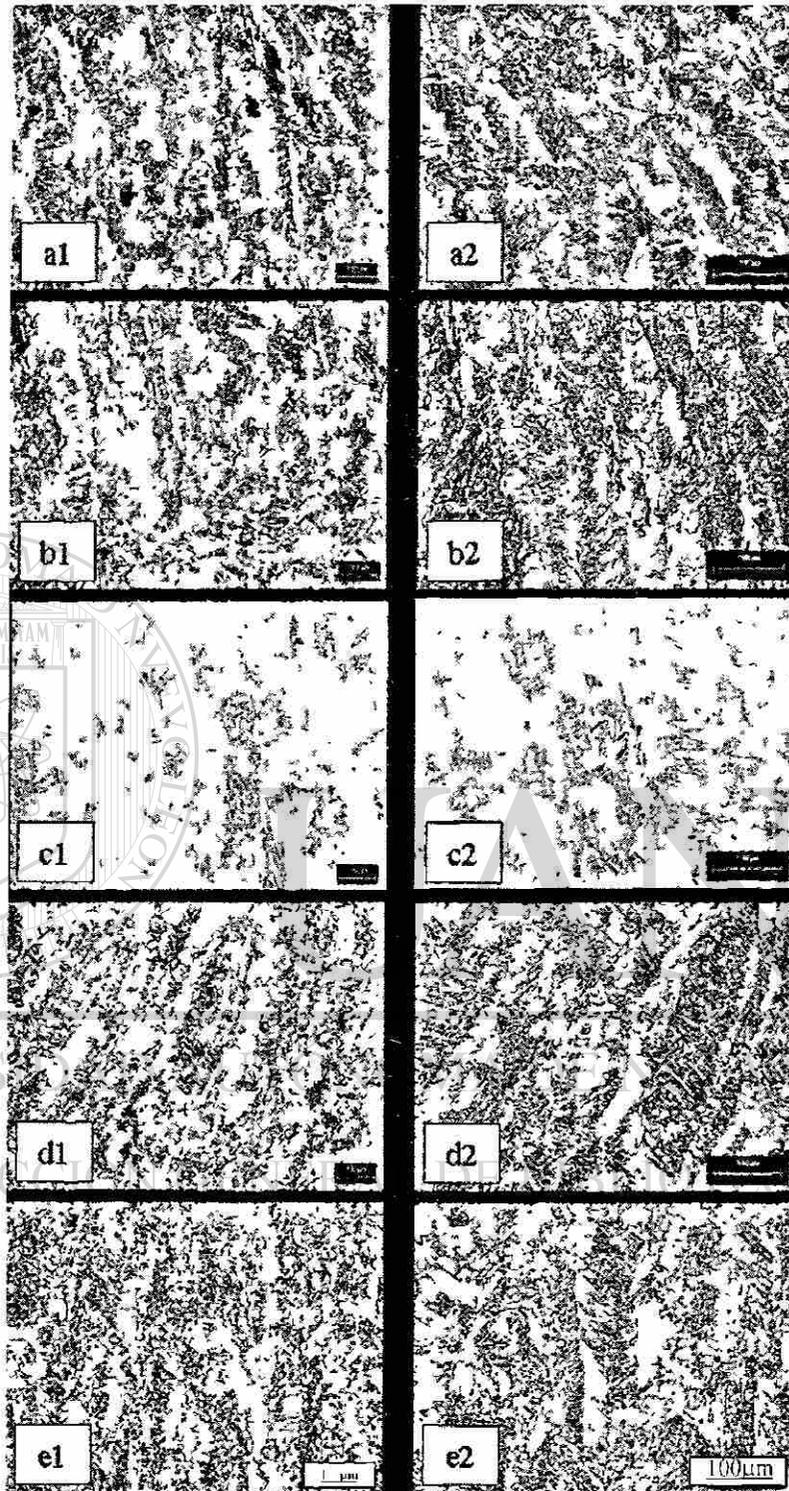


Figura B.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

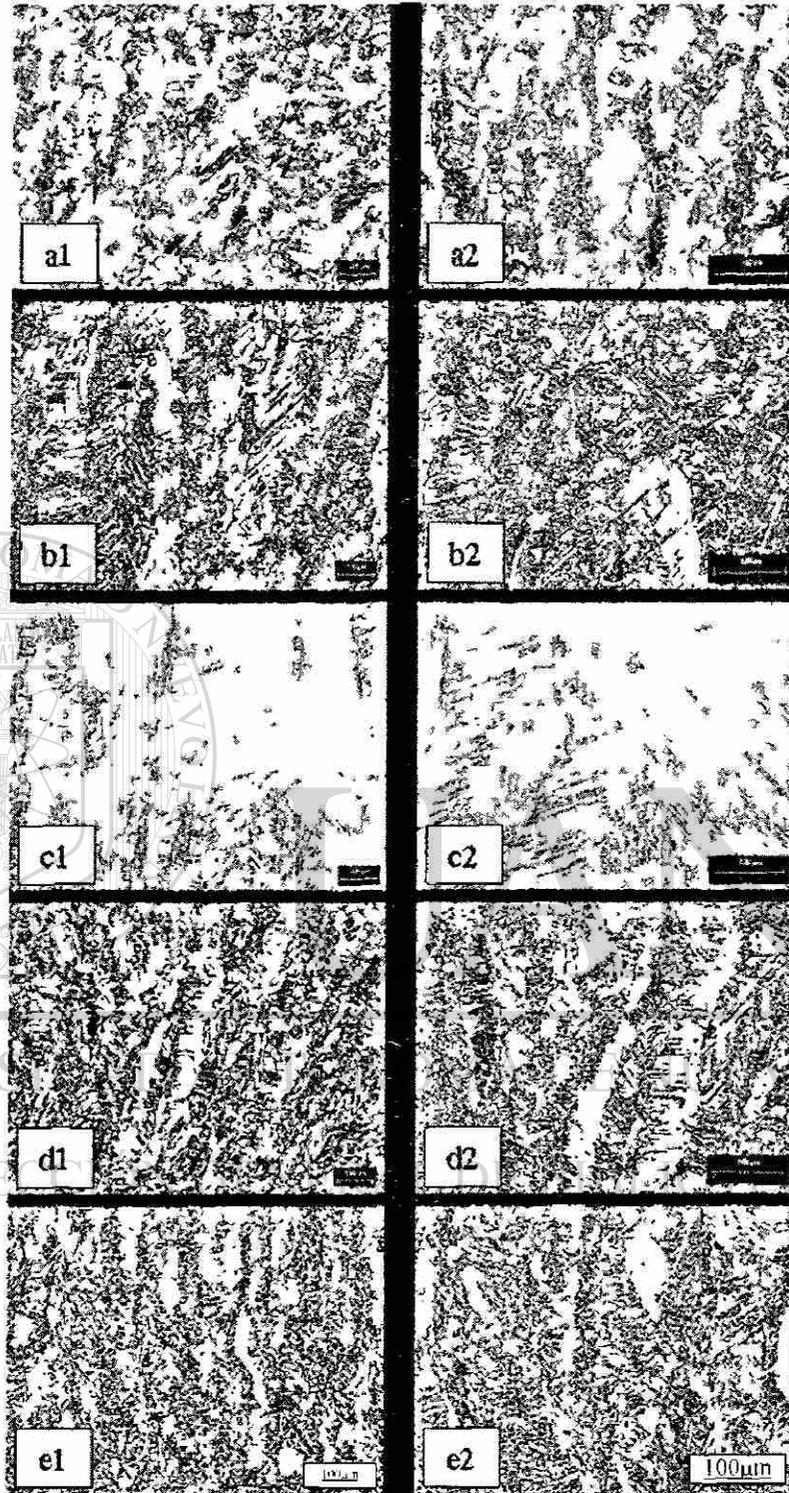


Figura C.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

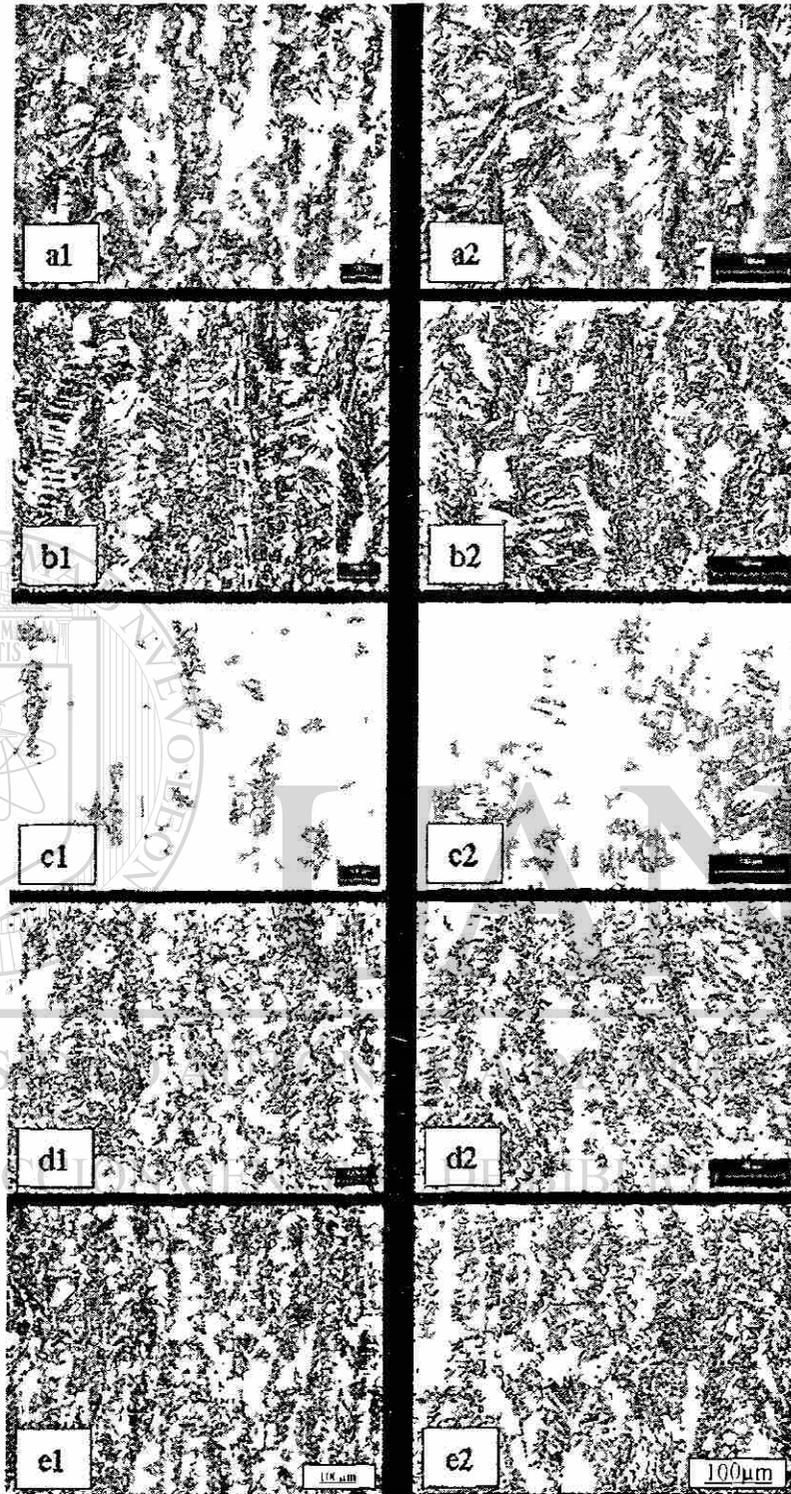


Figura D.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

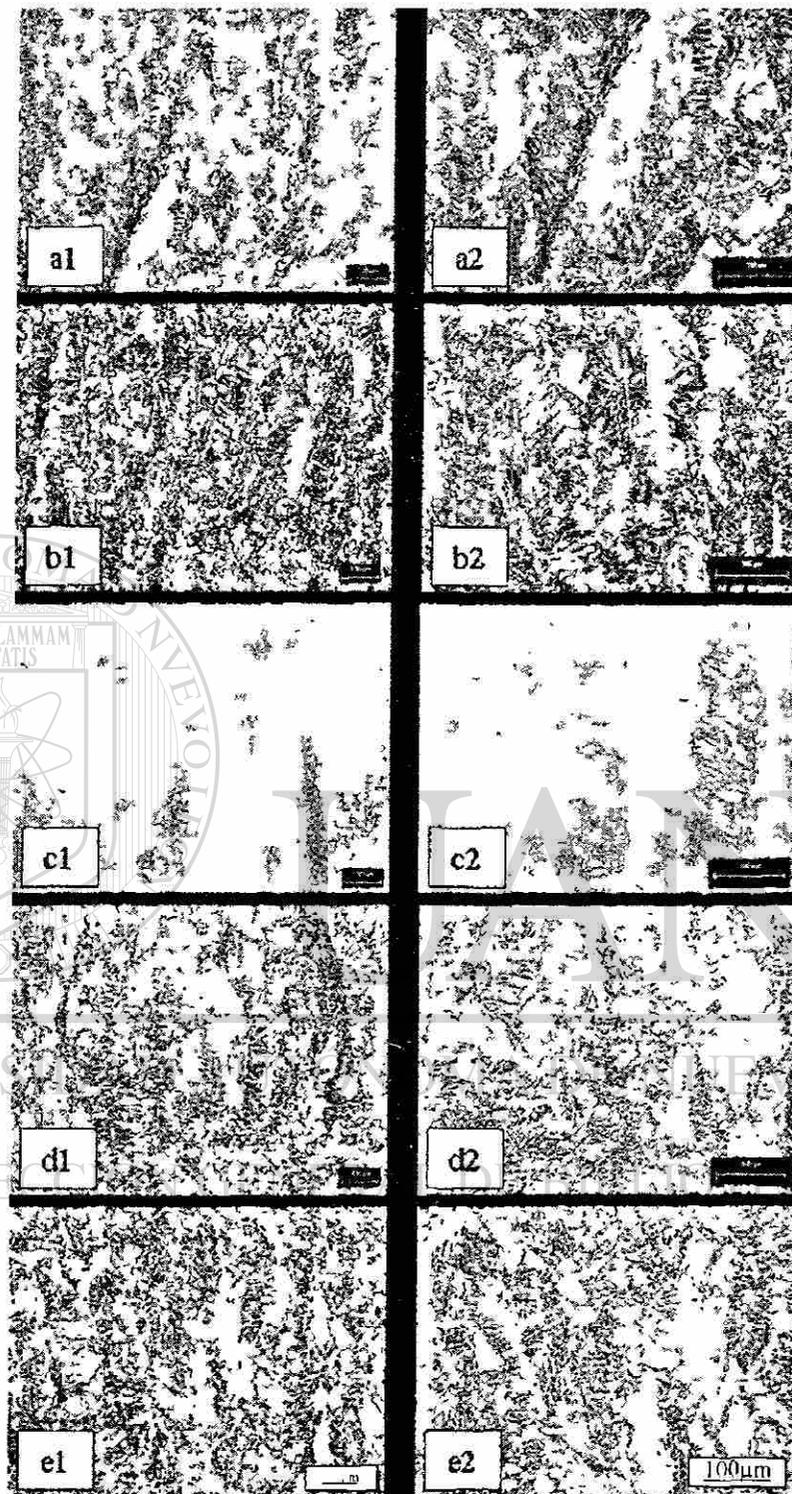


Figura E.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

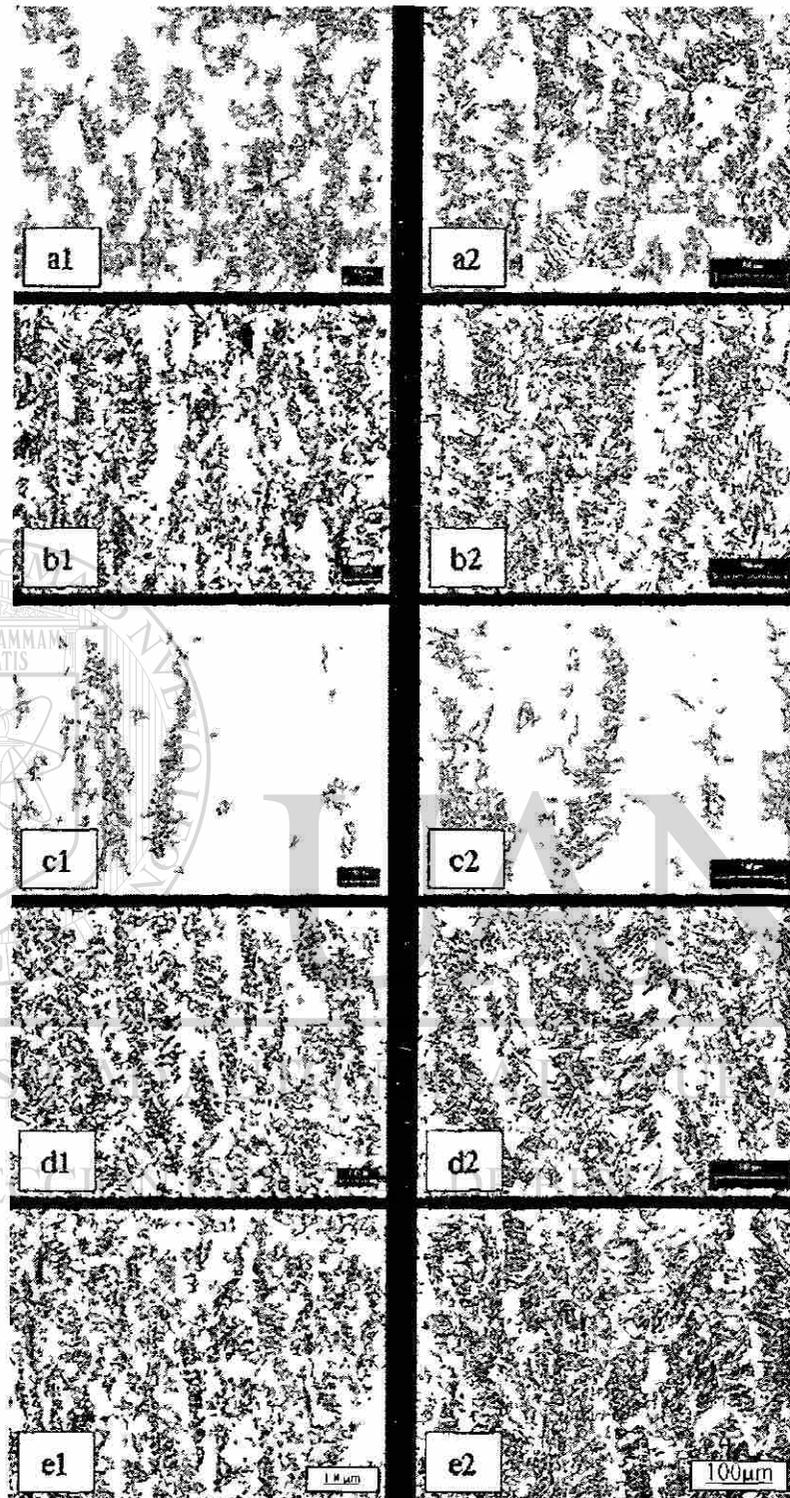


Figura F.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

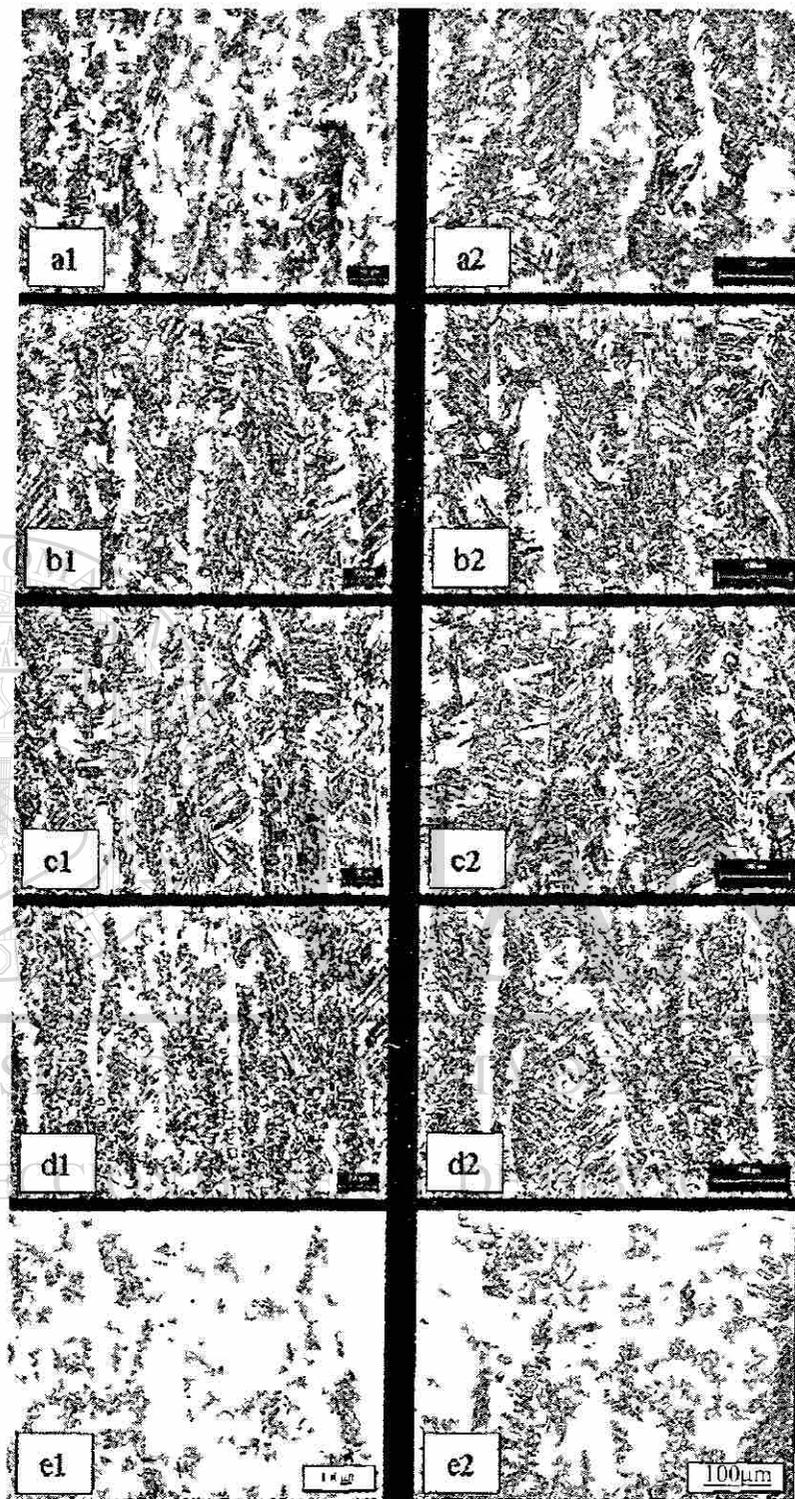


Figura G.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

Continuación
de Anexo 3

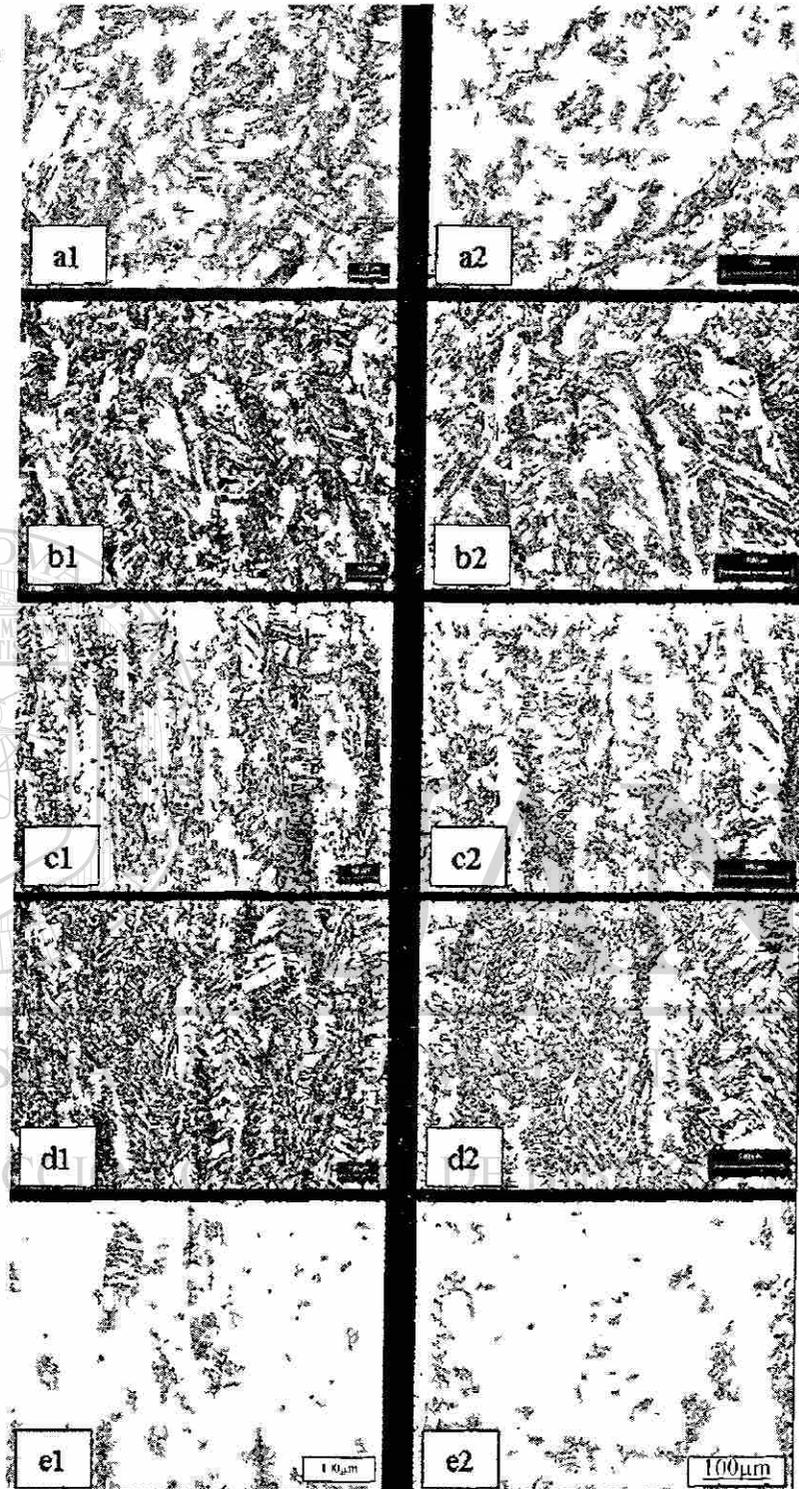
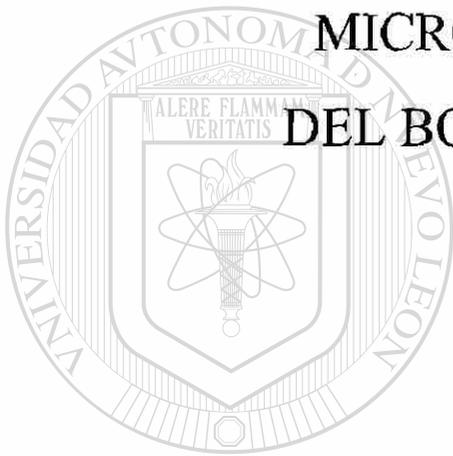


Figura H.- Imágenes de metalografías de experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento (a 8kA, b 9kA, c 9.5kA, d 10kA, e 11kA) (1 a 50X y 2 a 100X).

ANEXO 4

MICRODUREZA A TRAVEZ
DEL BOTÓN DE SOLDADURA



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Anexo 4

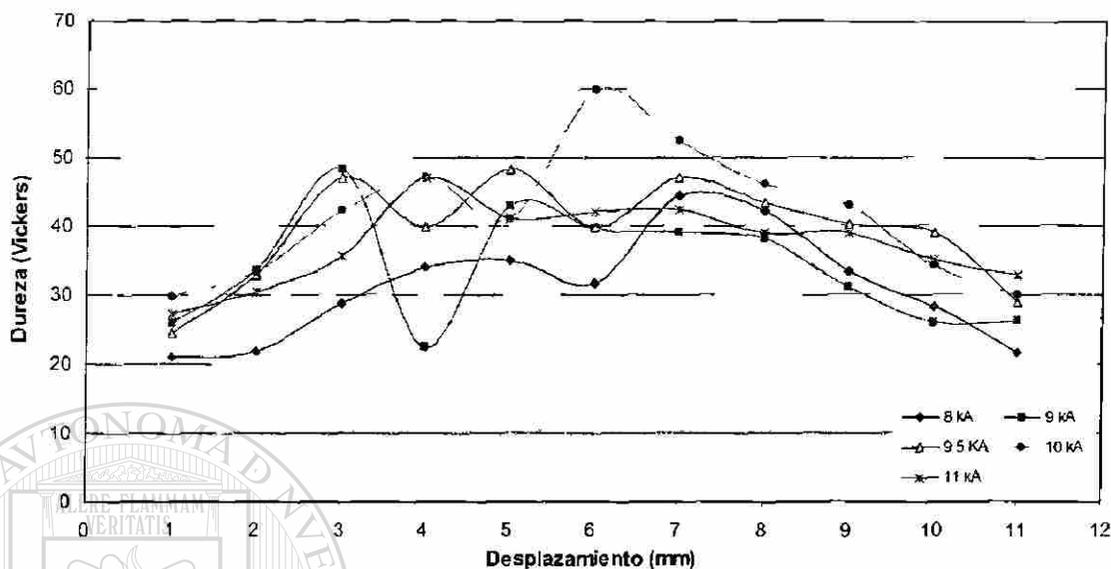


Figura I.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento.

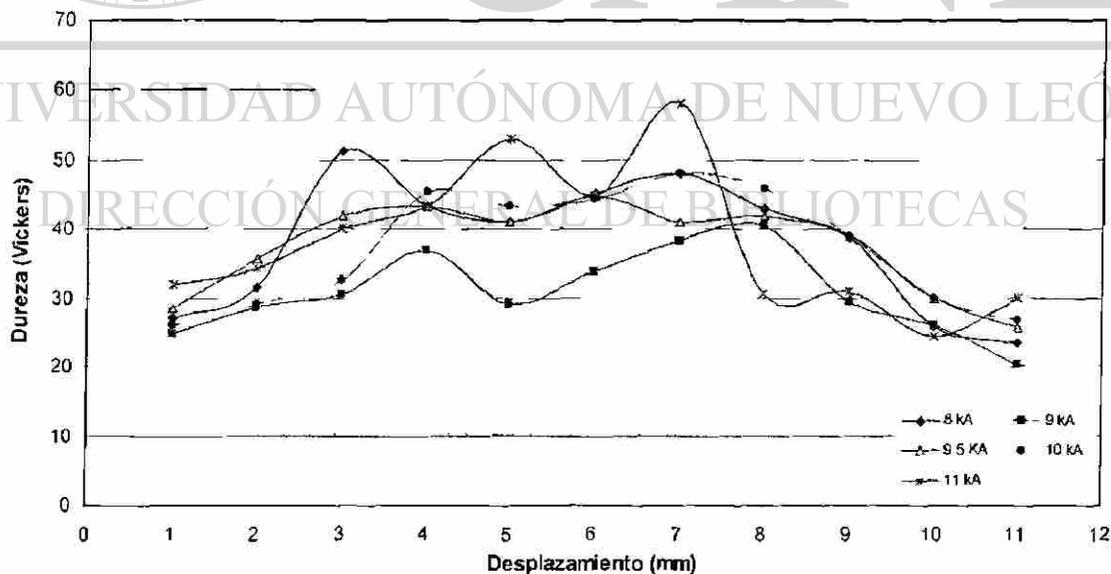


Figura J.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento.

Continuación de Anexo 4

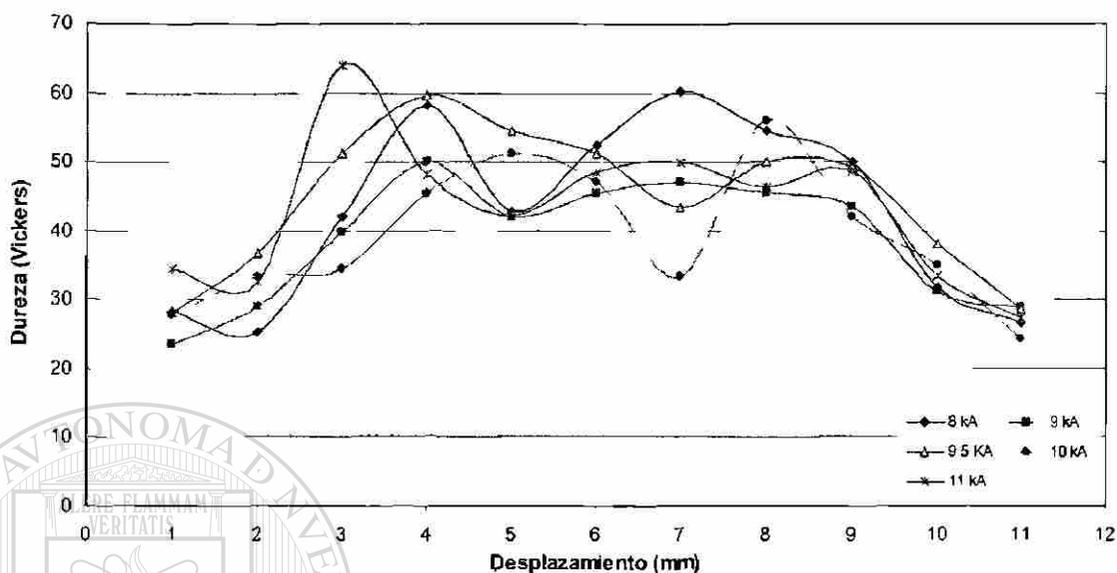


Figura K.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento.

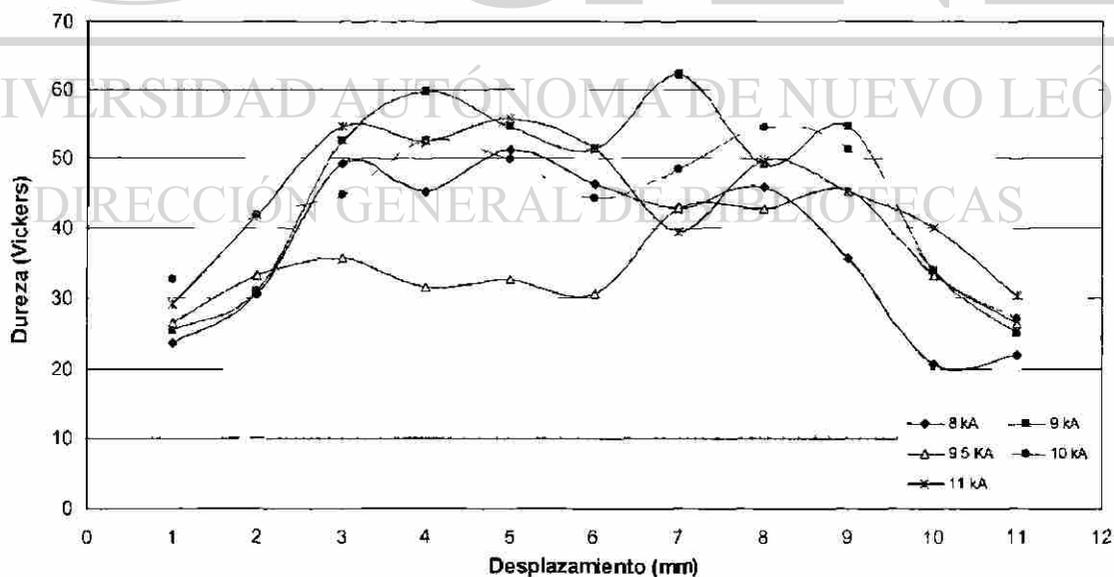


Figura L.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con un pulso de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento.

Continuación de Anexo 4

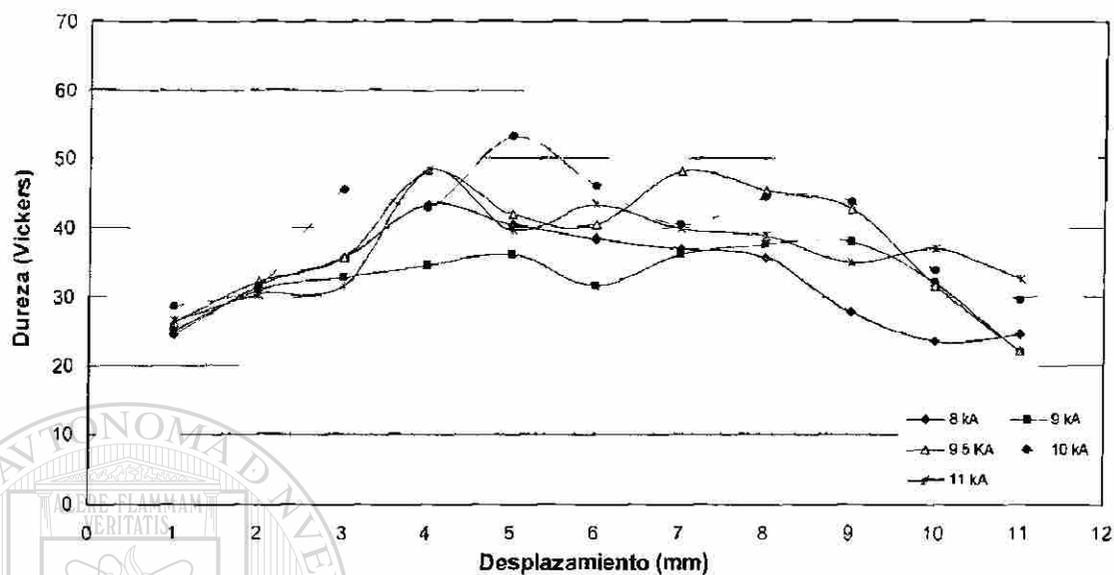


Figura M.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento.

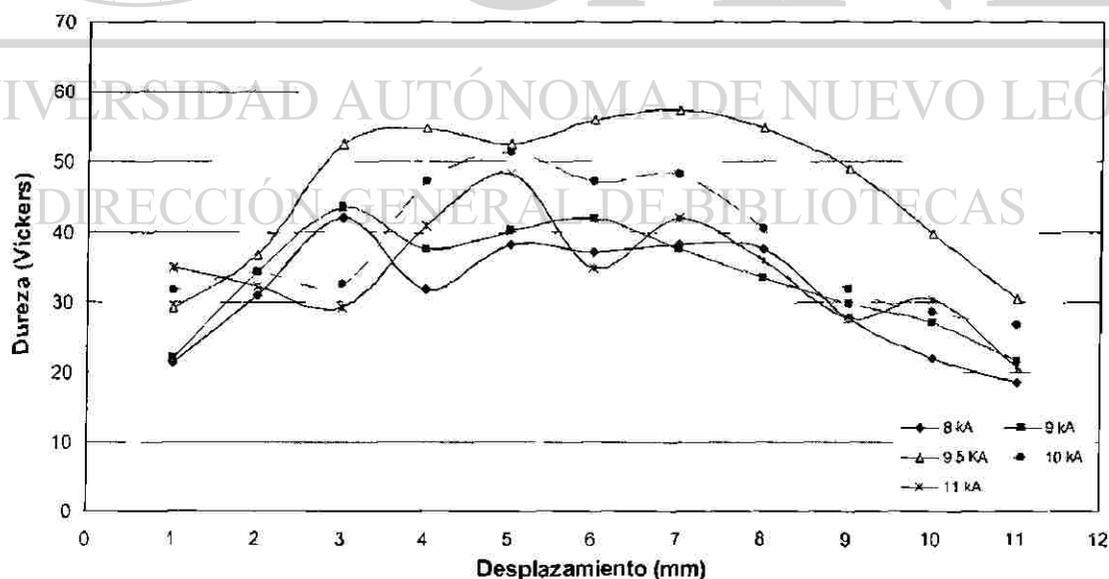


Figura N.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y cinco ciclos de tiempo de sostenimiento.

Continuación de Anexo 4

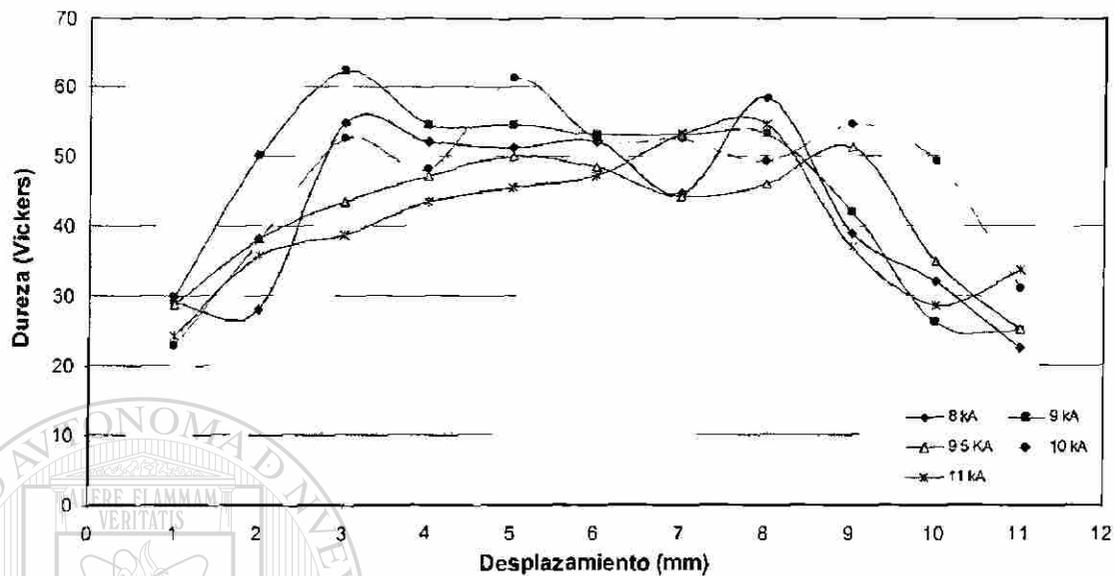


Figura Ñ.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciséis ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento.

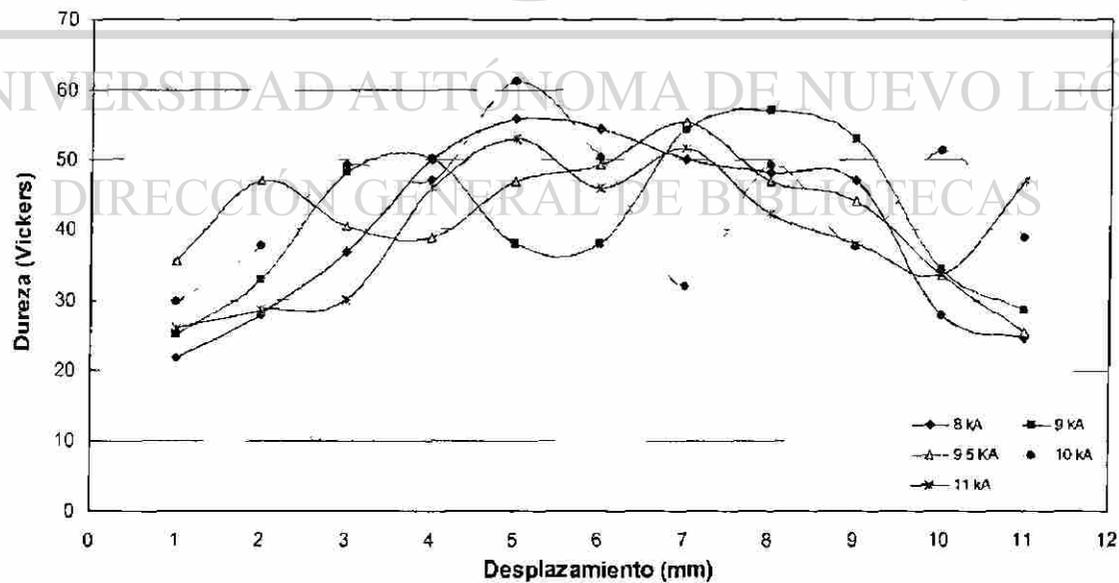


Figura O.- Gráfica de microdureza contra desplazamiento para experimentos realizados con dos pulsos de corriente, dieciocho ciclos de aplicación de corriente y treinta ciclos de tiempo de sostenimiento.

ANEXO 5

DATOS DE LAS MEDICIONES
DEL BOTÓN DE SOLDADURA



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Anexo 5

Un pulso			Dos pulsos		
t (ciclos)	I _{min} (kA)	I _{max} (kA)	t (ciclos)	I _{min} (kA)	I _{max} (kA)
4	8.3	11.8	4	8.8	14.7
10	6.2	10.2	10	7	11.6
16	5.7	9.7	16	6.4	10
20	5.3	9.4	20	6.1	9.6

I (kA)	Carga (N)							
	Un pulso de corriente				Dos pulsos de corriente			
	Ht 5		Ht 30		Ht 5		Ht 30	
	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18
8	9643.35	11711.5	13400.75	16224.85	8918.45	11441.35	10256.15	11015
9	17414.55	18689.75	19945.3	21392.75	14565.6	17854.7	14452	19705.65
9.5	21541.95	21970.55	21877.2	22134.3	21097.05	21751.3	21895.3	21914.7
10	22004.95	21951.25	22108.25	22302.2	21608.9	21630.2	21950.45	22627.8
11	21885	22132.4	22265.3	22416.3	22407.5	22266	22506	22356.65

I (kA)	Diametro de la huella (mm)							
	Un pulso de corriente				Dos pulsos de corriente			
	Ht 5		Ht 30		Ht 5		Ht 30	
	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18
8	7.447	7.482	7.577	7.770	7.232	7.508	7.582	7.510
9	8.003	8.063	8.110	8.290	7.955	8.032	7.980	8.080
9.5	8.202	8.260	8.497	8.420	8.154	8.368	8.144	8.258
10	8.400	8.457	8.780	8.550	8.353	8.705	8.308	8.435
11	8.803	8.743	8.883	8.862	9.060	9.357	9.268	9.502

I (kA)	Diametro del boton de soldadura (micrometros)							
	Un pulso de corriente				Dos pulsos de corriente			
	Ht 5		Ht 30		Ht 5		Ht 30	
	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18
8	7700	8085.82	7571.91	7714.49	7657.14	7886.54	7771.42	7514.5
9	8228.62	8401.21	8001.27	8143.3	8116.09	7971.88	8115.09	8428.57
9.5	9152.88	9403.85	8743.49	8620.04	8714.92	8773.1	8742.9	8850
10	9542	9115.4	9429.08	9170.95	8571.47	8773.1	8601.16	9000
11	9087	9033.11	9000	8600	9186	9428	9287	9859

I (kA)	Penetracion del boton de soldadura (micrometros)							
	Un pulso de corriente				Dos pulsos de corriente			
	Ht 5		Ht 30		Ht 5		Ht 30	
	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18
8	2643	2800	2714	2571	2686	2786	2429	2657
9	2628	2658	2800	2772	2457	2571	2514	2542
9.5	2859	2743	2771	2914	2857	2859	2942	2943
10	2771	1971	1772	2344	2801	1685	3000	2714
11	2201	2400	2514	2142	1885	1771	1771	1600

I (kA)	Identacion del electrodo en %							
	Un pulso de corriente				Dos pulsos de corriente			
	Ht 5		Ht 30		Ht 5		Ht 30	
	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18	Wt 16	Wt 18
8	3.29	4.21	2.59	3.90	5.49	4.53	2.96	3.70
9	6.38	7.44	4.20	4.26	6.54	7.84	4.67	6.25
9.5	17.90	16.28	12.70	15.15	14.37	18.11	12.68	14.34
10	19.19	26.72	29.86	20.45	13.36	35.46	12.60	17.17
11	28.31	25.73	21.26	31.04	40.20	42.85	35.35	41.59

Continuación de Anexo 5

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=1, Wt=18 y Ht=5				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	27.0027963	24.7039575	28.531055	26.0944573	31.9789061
2	31.6455777	28.7445834	35.6230211	29.0912486	34.2984336
3	51.2374802	30.6447354	41.9586394	32.626909	40.0802262
4	43.3691334	36.8589958	43.3691334	45.4152493	43.3691334
5	41.0277023	29.0912486	41.0277023	43.3691334	53.1098945
6	45.3564655	33.8641344	44.7127811	44.4088484	44.7127811
7	48.1947638	38.3141691	41.0277023	48.1947638	58.1730281
8	42.8563994	40.495901	41.9586394	45.9024263	30.6211125
9	38.870892	29.6231243	39.0969836	39.0969836	31.0746641
10	25.8180837	26.0944573	29.8717879	29.8717879	24.3262655
11	23.3115468	20.3285185	25.6181908	26.6606858	29.8717879

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=1, Wt=16 y Ht=5				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	21.1530683	26.0944573	24.5450535	29.8339108	27.3847824
2	22.0240208	33.5731443	32.8356372	33.2591477	30.4799474
3	28.7445834	48.1947638	47.0801187	42.3015463	35.6625528
4	33.8641344	22.5816308	39.6941385	47.0801187	47.0801187
5	34.9897355	42.8563994	48.1947638	40.9911113	41.0277023
6	31.6455777	39.6	39.6941385	59.7498888	41.9586394
7	44.4088484	38.870892	47.0801187	52.4509802	42.3015463
8	41.9586394	38.0076132	43.3691334	45.9457884	38.994999
9	33.2502412	31.0746641	40.0802262	42.8563994	38.870892
10	28.404078	26.0944573	38.870892	34.2518357	34.9897355
11	21.7011898	26.3627149	29.0912486	30.1082442	32.8356372

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=1, Wt=16 y Ht=30				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	28.2709642	23.5379606	27.9662702	27.7817312	34.2984336
2	25.402762	29.0912486	36.8589958	33.2591477	32.8356372
3	41.9586394	39.6941385	51.2374802	34.2984336	63.9487417
4	58.1730281	49.9670407	59.7498888	45.4152493	48.1947638
5	42.8563994	41.9586394	54.5589884	51.2374802	42.3015463
6	52.4509802	45.4152493	51.2374802	47.0801187	48.64858
7	60.2897785	47.0801187	43.3691334	33.2591477	49.9670407
8	54.5589884	45.5577284	49.9670407	55.9319676	46.3681422
9	49.9670407	43.3691334	49.2690609	41.9586394	48.64858
10	31.6455777	31.0746641	38.0076132	34.9897355	33.2591477
11	26.5523286	28.9099161	28.531055	24.3262655	27.4381055

Continuación de Anexo 5

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=1, Wt=18 y Ht=30				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	23.5379606	25.402762	26.5523286	32.626909	29.0912486
2	30.6447354	31.0746641	33.2591477	41.9586394	41.9586394
3	49.2690609	52.4509802	35.6625528	44.7127811	54.5589884
4	45.4152493	59.7498888	31.6455777	52.4509802	52.4509802
5	51.2374802	54.5589884	32.626909	49.9670407	55.9319676
6	46.3681422	51.2374802	30.6447354	44.4088484	51.2374802
7	42.8563994	62.1584286	42.8563994	48.3695433	39.6941385
8	45.9024263	49.2690609	42.8563994	54.5589884	49.9670407
9	35.6625528	54.5589884	45.4152493	51.2374802	45.4152493
10	20.6080632	33.8641344	33.2591477	33.8641344	40.0802262
11	22.0240208	24.9799772	26.5523286	27.0027963	30.4799474

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=2, Wt=16 y Ht=5				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	24.3262655	24.9799772	26.2124824	28.531055	26.5523286
2	31.6455777	31.0746641	32.1984016	31.6455777	30.4799474
3	35.6625528	32.8356372	35.6625528	45.4152493	31.6455777
4	43.3691334	34.4763759	48.1947638	42.8563994	48.1947638
5	40.495901	36.0816391	41.9586394	53.1098945	39.6941385
6	38.3265463	31.6455777	40.495901	46.6546386	43.3691334
7	36.8589958	36.0816391	48.1947638	40.495901	39.8105435
8	35.6625528	37.6081325	45.4152493	44.4088484	38.870892
9	27.7817312	38.0076132	42.6228146	43.7026639	34.9897355
10	23.3115468	31.9789061	31.6455777	33.8641344	36.8589958
11	24.3318388	21.6871111	22.0384289	29.6231243	32.626909

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=2, Wt=18 y Ht=5				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	21.4544683	22.2075737	29.2008683	31.6455777	34.9897355
2	31.0746641	34.2984336	36.8589958	34.2984336	32.38
3	41.9586394	43.3691334	52.4509802	32.626909	29.2522362
4	31.9789061	37.6081325	54.5589884	47.0801187	41.0277023
5	38.3141691	40.0802262	52.4509802	51.2374802	48.1947638
6	37.2631	41.9586394	55.9319676	47.0801187	34.9897355
7	38.3141691	37.6081325	57.2365747	48.1947638	41.9586394
8	37.6081325	33.5731443	54.6714618	40.495901	36.0816391
9	27.7817312	29.8717879	48.8540982	31.836601	27.7817312
10	22.0240208	27.2719855	39.6941385	28.6304045	30.4799474
11	18.544	21.6871111	30.5660987	26.7568469	20.8402896

Continuación de Anexo 5

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=2, Wt=16 y Ht=30				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	28.9460467	29.8717879	28.7445834	22.9549997	24.3262655
2	28.2360898	49.9670407	38.0948241	38.0076132	35.6625528
3	54.6714618	62.1584286	43.5020859	52.4509802	38.870892
4	52.0999037	54.5589884	47.0801187	48.1947638	43.3691334
5	51.2374802	54.5589884	49.9670407	61.25792	45.4152493
6	52.0999037	53.1098945	48.3661505	52.4509802	47.0801187
7	44.4914311	53.1098945	43.9993637	52.4509802	53.1098945
8	58.4626001	53.1098945	45.9024263	49.2690609	54.5589884
9	38.8934128	41.9586394	51.2374802	54.5589884	36.8589958
10	31.9789061	26.0944573	34.9897355	49.2690609	28.531055
11	22.5418131	24.9799772	25.1314236	31.0746641	33.5731443

Microdureza Vickers					
Distancia de la diagonal (mm)	Experimentos realizados con P=2, Wt=18 y Ht=30				
	8 kA	9 kA	9.5 kA	10 kA	11 kA
1	21.8190475	24.9799772	35.6625528	29.6231243	26.0944573
2	27.7817312	32.8356372	47.0801187	37.7154769	28.47
3	36.8589958	48.1947638	40.495901	49.2690609	29.9325415
4	49.9670407	49.9670407	38.870892	47.0801187	45.9457884
5	55.9319676	38.0076132	47.0801187	61.25792	53.1818713
6	54.5589884	38.0076132	49.2690609	50.2967465	45.9024263
7	49.9670407	54.5589884	55.5454313	31.9789061	51.6315144
8	48.1947638	57.2365747	47.0801187	49.2690609	42.3015463
9	47.0801187	53.1098945	44.2170473	37.6081325	38.0076132
10	27.9662702	34.2984336	33.5731443	51.2374802	33.5731443
11	24.5450535	28.531055	25.402762	38.870892	47.0801187

Abreviaciones:

I_{max} = Corriente máxima.

I_{min} = Corriente mínima.

t = Tiempo en ciclos (1 ciclo = 1 60 s).

P = Pulsos.

Wt = Tiempo de aplicación de corriente.

Ht = Tiempo de sostenimiento.

