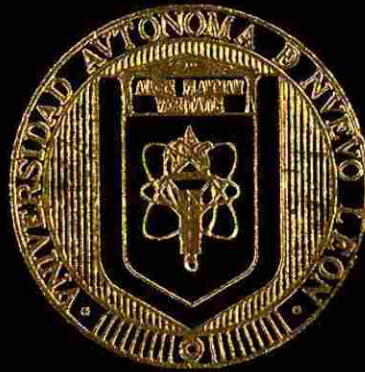


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



VARIABLES QUE AFECTAN LAS PROPIEDADES DE  
SOLDABILIDAD E INTEGRIDAD DEL RECUBRIMIENTO  
DE GALVANNEAL EN UN ACERO IF

T E S I S

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

PRESENTA:

CARLOS ALEJANDRO CAMPOS GARZA

CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO 2001



VALCOCO  
S.p.A.

VARELLABIBLOS QUE APTOCAN LAS PROPIEDADES DE

SOLIDABILIDAD E INVICIBILIDAD DEL RECOBERTO

DE GALVANIZADO EN UN ACOERO IR

TM  
Z5853  
.M2  
FIME  
2001  
C3

2001



1020145443



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

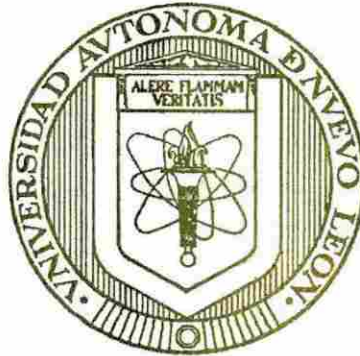


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**VARIABLES QUE AFECTAN LAS PROPIEDADES DE  
SOLDABILIDAD E INTEGRIDAD DEL RECUBRIMIENTO DE  
GALVANNEAL EN UN ACERO IF**

**TESIS**

---

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

**PRESENTA**

**CARLOS ALEJANDRO CAMPOS GARZA**

**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**JUNIO DEL 2001**



TH  
758  
• M2  
FME  
2001  
C3



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

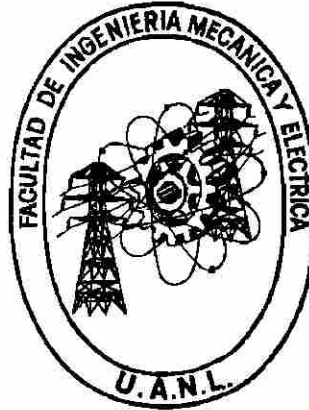


FONDO  
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**VARIABLES QUE AFECTAN LAS PROPIEDADES DE  
SOLDABILIDAD E INTEGRIDAD DEL RECUBRIMIENTO DE  
GALVANNEAL EN UN ACERO IF**

**TESIS**

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

**PRESENTA**

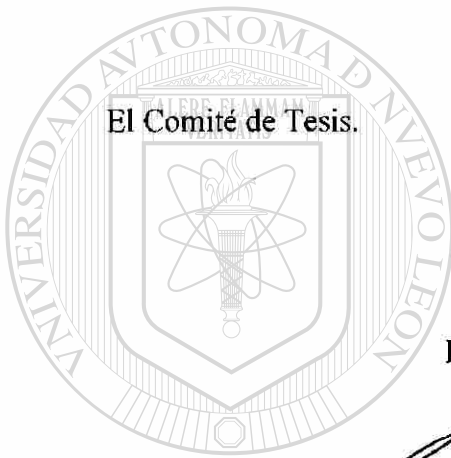
**CARLOS ALEJANDRO CAMPOS GARZA**

CIUDAD UNIVERSITARIA

JUNIO DEL 2001

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**

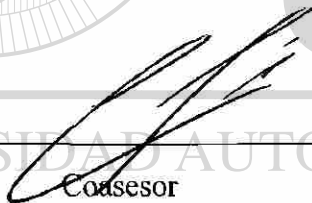
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Variables que afectan las propiedades de soldabilidad e integridad del recubrimiento de galvanneal en un acero IF" realizada por el alumno Carlos Alejandro Campos Garza, matricula 756176 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.





Asesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata.



Coasesor

Dr Rafael Colás Ortiz



Coasesor

Dr. Miguel A. Neri Flores



Vo. Bo.

M.C. Roberto Villareal Garza

San Nicolás de los Garza, N.L., Junio del 2001

## **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 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.

A la empresa INTERNATIONAL por el equipo prestado para la realización de las pruebas de soldadura.

Al Laboratorio de pruebas mecánicas del C.I.M.A.V. principalmente al Ing. Arturo Hernández para la realización de las pruebas de tensión de las muestras ensayadas.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero por el entusiasmo y gran 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. Miguel A. Neri Flores por la revisión de este trabajo.

A los Profesores del PDIM.

Al Ing. Omar Garza por su ayuda en los trabajos realizados en el SEM.

A todos mis compañeros del PDIM.

# INDICE

**RESUMEN**

**INTRODUCCIÓN**

**Capítulo**

**Página**

## **I. ACEROS LIBRES DE INTERSTICIALES**

1.1	Introducción a los aceros libres de intersticiales.	1
1.2	Obtención de los aceros IF.	3
1.3	Efecto de los elementos aleantes de los aceros IF.	5
1.4	Características de los aceros IF.	7

## **II. GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE**

2.1	Introducción.	9
2.2	Procesos de limpieza.	10
2.3	Proceso de galvanizado.	11
2.4	Proceso de galvanneal.	14
2.5	Variables importantes en el proceso de galvanneal.	15
2.6	Capa de inhibición Fe-Al.	22
2.7	Formación de las capas de intermetálicos.	25
2.8	Propiedades de las fases del recubrimiento galvanneal.	28
2.9	Efecto del contenido de aluminio en el baño ( $Al_{baño}$ ).	28
2.10	Efecto de la composición química del baño.	32

2.11	Efecto de la temperatura de la lámina ( $T_{\text{lámina}}$ ) y de la temperatura del baño de zinc ( $T_{\text{baño}}$ ).	33
2.12	Efecto de la química del acero.	34
2.13	Efecto de otras variables.	37
2.14	Integridad del recubrimiento.	39

### III. SOLDADURA POR RESISTENCIA

3.1	Introducción.	43
3.2	Soldadura por puntos (RSW).	45
3.2.1	Parámetros importantes en la soldadura.	48
3.2.2	Resistencia eléctrica del material.	50
3.2.2.1	Resistencia eléctrica estática.	50
3.2.2.2	Curvas de resistencia eléctrica dinámica.	51
3.3	Soldabilidad.	54
3.3.1	Generalidades.	54
3.3.2	Curvas de soldabilidad.	54
3.4	Soldabilidad de los aceros recubiertos.	55
3.5	Influencia de los diversos parámetros.	56
3.5.1	Corriente de soldadura.	56
3.5.2	Tiempo de soldado.	57
3.5.3	Fuerza de aplicación de los electrodos.	58
3.5.4	Efecto de la superficie de la lámina.	59
3.5.5	Efecto del espesor del recubrimiento.	59
3.5.6	Tipo de electrodos.	60
3.6	Calidad de la soldadura.	60
3.7	Fallas en soldaduras.	61
3.8	Esfuerzos residuales en soldaduras.	62



#### **IV. DESARROLLO EXPERIMENTAL**

4.1	Introducción.	64
4.2	Material.	65
4.3	Recubrimiento.	66
4.4	Preparación de las muestras.	66
4.5	Pruebas de integridad del recubrimiento.	67
4.6	Pruebas de Soldabilidad.	68
4.7	Electrodos.	70
4.8	Fuerza de aplicación de los electrodos.	71
4.9	Selección de la carga para las pruebas de dureza.	72
4.10	Determinación de la penetración del electrodo.	73
4.11	Ensayos de tensión.	74

#### **V. RESULTADOS**

5.1	Material.	75
5.2	Recubrimiento.	76
5.3	Perfil de concentración de Fe presente en el recubrimiento.	85
5.4	Contenido de Fe en la superficie del recubrimiento.	88
5.5	Integridad del recubrimiento.	90
5.6	Diámetro de huella exterior.	96
5.7	Diámetro de la zona soldada.	99
5.8	Grietas en la soldadura.	123
5.9	Penetración de los electrodos.	130
5.10	Resistencia mecánica.	131

# RESUMEN

La capa o espesor del recubrimiento de galvanneal en láminas a ser soldadas resulta ser de gran importancia. En el caso particular de soldadura por resistencia el recubrimiento que se encuentra localizado en la zona central de la unión puede ser desplazado hacia los extremos, generando con esto un anillo o halo en su periferia. Esto provoca que la densidad de corriente efectiva disminuya y produce uniones defectuosas en laminas con una mayor capa de recubrimiento.

El objetivo fundamental de este trabajo fue analizar el efecto de las variables que afectan la soldadura en laminas unidas por resistencia eléctrica.

Las variables del recubrimiento tomadas en cuenta durante el trabajo de investigación fueron las siguientes:

- a) Contenido de Fe y fases presentes.
- b) Rugosidad.
- c) Capa o espesor.

La soldabilidad de las diferentes muestras se evaluó a partir de la evolución de la zona soldada, así como su resistencia mecánica a diferentes corrientes. El intervalo de esta variable incluye el inicio de la unión hasta valores donde se registró la expulsión del material. Esto se llevó a cabo en muestras procesadas a condiciones diferentes de galvanneal, como son temperatura de entrada de la lámina, contenido de aluminio en el baño de zinc y potencia del horno de inducción.

También se estudio el efecto y las consecuencias de la expulsión de material durante la soldadura sobre la resistencia mecánica de la misma, así como la aparición de

grietas. Estos estudios se complementaron con pruebas realizadas con muestras decapadas.

En las muestras con galvanneal se evaluaron las variables que afectan la integridad del recubrimiento, por medio de ensayos de doblez en V a 90° y 60°. Se encontró que esta integridad se ve afectada por el espesor de la fase gama y por la capa del recubrimiento. Se encontró que cualquier incremento de estas variables afecta de manera notoria la integridad.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# INTRODUCCION

Los diseñadores de la industria automotriz han incrementado en los últimos años la cantidad de zinc en los aceros recubiertos con la finalidad de proporcionar una mejor protección contra la corrosión. Lamentablemente, soldar un acero galvanizado por resistencia eléctrica presenta algunos problemas, como son la necesidad de una corriente de soldadura mayor que la requerida para un acero no recubierto.

Por tal motivo, se decidió producir un recubrimiento de Fe Zn (galvanneal), que fuera capaz de ser soldado con menores corrientes que el galvanizado por inmersión, gracias principalmente a una mayor resistencia eléctrica del recubrimiento. La soldadura por resistencia eléctrica es el proceso de unión más ampliamente usado para ensamblar productos de hojas de metal, y se basa, como su nombre lo indica, en la resistencia que ofrecen los materiales al paso de la corriente.

---

El incremento en resistencia eléctrica permite generar una mayor cantidad de calor durante una soldadura, reduciendo la corriente necesaria para producir una unión satisfactoria. Para obtener un material con galvanneal con buena soldabilidad se ha mencionado que el contenido de hierro es la variable más importante a considerar.

Debido a que el acero con galvanneal destinado a la industria automotriz debe cumplir con los estándares establecidos por las compañías ensambladoras de partes, que implica que el material se suelde a bajas corrientes, generando, con esto, una reducción de costos para la compañía ensambladora. Con el conocimiento y control de las variables que afectan la soldabilidad del material, el galvanneal no debe presentar ningún problema para cumplir con las condiciones indicadas para obtener una buena soldadura.

Desafortunadamente los recubrimientos con galvanneal presentan un problema que no muestra un recubrimiento galvanizado de buena calidad, que es la degradación y pérdida del recubrimiento durante los procesos de formado. La pérdida de peso está relacionada con las fases frágiles presentes en el recubrimiento, siendo la fase gama y la delta ricas en hierro las que más han sido reportadas por los investigadores.

Por lo anterior un recubrimiento de galvanneal de buena calidad será aquel que cumpla con los estándares de soldabilidad y además, cumpla con los requerimientos de integridad del recubrimiento aceptable.

El objetivo de este trabajo es analizar las variables que puedan afectar la soldabilidad e integridad de los aceros libres de intersticiales recubiertos con galvanneal. Para lo anterior se sometieron 4 aceros a diferentes condiciones de proceso de galvanneal, como son, potencia del horno de inducción, contenido de aluminio en el baño y diversas condiciones de recocido, con el propósito de obtener características diferentes en los recubrimientos. Las muestras se sometieron a diferentes ensayos, para conocer las variables que afectan la calidad del acero recubierto. En esta investigación se partió de la hipótesis de que el contenido de hierro presente en el recubrimiento afecta la soldabilidad del material así como la integridad del recubrimiento.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPITULO I

## ACEROS LIBRES DE INTERSTICIALES

### 1.1 INTRODUCCIÓN A LOS ACEROS LIBRES DE INTERSTICIALES.

La razón más grande para el rápido aumento de la producción de los aceros libres de intersticiales (llamados en inglés IF) es su incomparable formabilidad, capaz de cumplir con una amplia gama de requerimientos en la industria automotriz.

Desde los años 80's la producción de aceros con ultra bajo contenido de carbono y nitrógeno se ha extendido en todo el mundo y la tendencia sigue hacia reducir los contenidos de carbono aún más<sup>(1)</sup>.

El acero IF ha encontrado su mayor aplicación en los productos que demandan un alto grado de formabilidad como pudiera ser la industria automotriz. Entre las propiedades deseadas de estos aceros se encuentran las siguientes<sup>(2)</sup>.

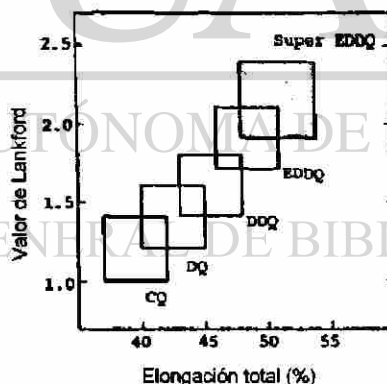
- a).- Un bajo punto de cedencia (YS).
- b).- Un alto valor de anisotropía plástica ( $r$ , también llamado valor de Lankford).
- c).- Un moderado valor de endurecimiento por hornado (BH en inglés).



El endurecimiento por hornado es una forma acelerada de envejecido posterior a una deformación plástica y es causada por la segregación de los átomos de carbono y nitrógeno en las dislocaciones, inmovilizándolas y dando como resultado un incremento en la resistencia del material <sup>(2)</sup>.

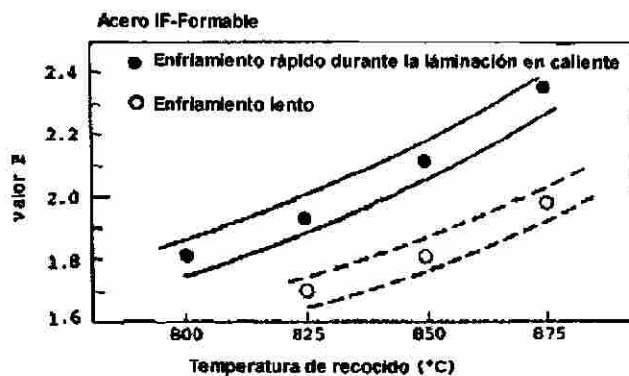
El uso del acero IF, en el cual los elementos solutos carbono y nitrógeno son atrapados por elementos de aleación, es esencial para la producción de los aceros de grado de estampado profundo en las líneas de galvanizado por inmersión en caliente, las cuales no cuentan con hornos de sobre-envejecimiento para precipitar el carbono y el nitrógeno en solución.

El material laminado en frío es formalmente clasificado por su valor de  $r$  (valor de Lankford) y elongación total ( $E_l$ ) en 5 grados, CQ (commercial quality), DQ (drawing quality), DDQ (deep drawing quality) y EDDQ (extra deep drawing quality) como se muestra en la Figura 1.1. Alta formabilidad, por encima de 2.0 para el valor de  $r$  y por encima de 50% en  $E_l$ , es requerido de un super EDDQ.



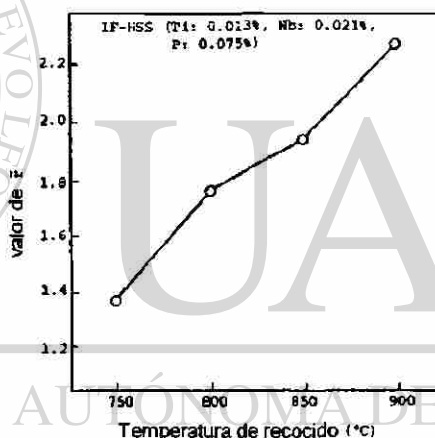
**Figura 1.1.-** Clasificación de los aceros según su elongación total y valor de  $r$  <sup>(3)</sup>.

En las Figuras 1.2 y 1.3 se muestra la relación entre la temperatura de recocido y el valor de  $r$ . La importancia de la temperatura de recocido en los aceros IF para la obtención de un alto valor de  $r$ , es similar que al caso de los aceros calmados al aluminio.



**Figura 1.2.-** Importancia de la temperatura de recocido y la velocidad de enfriamiento posterior a la laminación en caliente para la obtención de un acero con un alto valor de  $r$

(3)



**Figura 1.3.-** Importancia de la temperatura de recocido para la obtención de un acero IF con un alto valor de  $r$  (3).

## 1.2 OBTENCIÓN DE LOS ACEROS IF.

El proceso de obtención de los aceros IF es el mismo que para la obtención de otros aceros de bajo carbono, sólo que a diferencia de estos, en los aceros IF se utiliza un tanque desgasificador. En la Figura 1.4, se muestra un diagrama esquemático del proceso para la obtención de los aceros IF (1).



**Figura 1.4.-** Diagrama esquemático del proceso de obtención de los aceros IF <sup>(1)</sup>.

El proceso de decarburización para aceros de ultra bajo carbono es alcanzado gracias a las unidades modernas llamadas RH. El tratamiento de vacío a baja presión de la unidad RH, combinada con la agitación por medio de la inyección de argón, reduce el contenido de nitrógeno en el acero <sup>(4)</sup>.

El contenido de nitrógeno final en el convertidor es de 12 ppm, en promedio. Sin embargo, algunas operaciones metalúrgicas como son: el vaciado del convertidor al horno olla, el recalentamiento en el horno olla y la alimentación de los elementos aleantes, contribuyen al incremento de nitrógeno principalmente por contaminación atmosférica <sup>(1)</sup>.

El contenido de carbono después de 20 minutos de decarburización es en promedio de 15 ppm. Pero al igual que con el nitrógeno, el acero sufre un incremento del contenido de carbono debido principalmente a los materiales refractarios de las ollas y del distribuidor, los elementos de aleación y al enfriamiento de las escorias y los polvos utilizados como lubricantes en la colada continua, etc <sup>(1)</sup>.

En la Figura 1.5, se presenta la variación del contenido de carbono y nitrógeno durante las operaciones en la línea de producción.

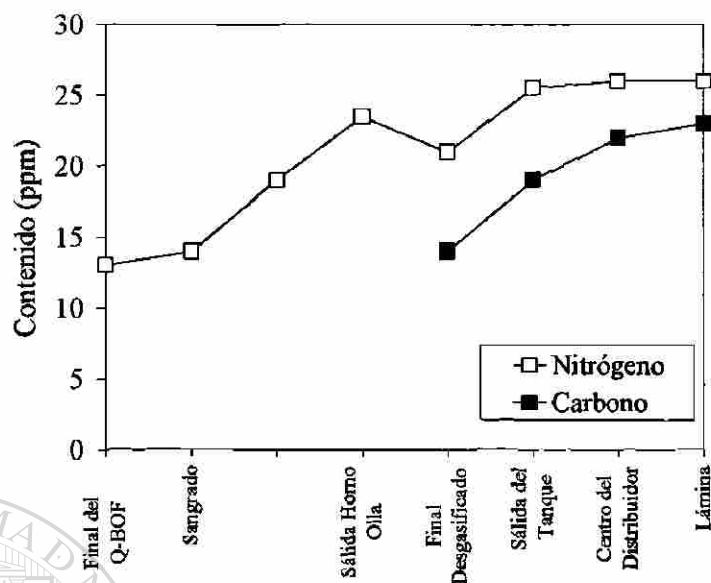


Figura 1.5.- Contenido de carbono y nitrógeno en la ruta de producción <sup>(1)</sup>.

### 1.3 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES DE LOS ACEROS IF.

Para poder lograr las propiedades mecánicas antes mencionadas es necesario la adición de titanio, niobio para estabilizar el carbono y el nitrógeno. La presencia de estos elementos aleantes obliga a la necesidad de una alta temperatura de recocido, debido a que estos elementos incrementan la temperatura de recristalización (niobio en mayor cantidad que el titanio) y la del crecimiento de grano <sup>(5,6)</sup>.

En un intento de consumir menor energía, el uso de aceros con vanadio en lugar de titanio y niobio en las líneas de recocido continuo pudieran presentar una gran oportunidad, debido a la menor temperatura de recocido que estos aceros necesitan, ya que el vanadio no incrementa tanto la temperatura de recristalización. Desgraciadamente se producen valores de esfuerzo de cedencia más altos que en los aceros que contienen niobio y titanio <sup>(2)</sup>.

La ausencia de carbono y nitrógeno en el acero dan como consecuencia la eliminación del punto de fluencia, exhibiendo por lo tanto una cedencia continua en la curva esfuerzo contra deformación <sup>(2)</sup>.

Las rigurosas demandas de diferentes organizaciones en la reducción de consumo de combustible y la reducción de las emisiones contaminantes, son las razones por las que la industria automotriz basa sus esfuerzos en reducir el peso del vehículo. El uso de aceros de mayor resistencia con buena formabilidad son una buena posibilidad para la reducción de peso del vehículo <sup>(5)</sup>.

Muchos tipos de aceros de alta resistencia (HSS) fueron desarrollados en el pasado. HSS como laminado en frío, acero refosforizado y acero BH (Bake Hardenability) – refosforizado, fueron usados principalmente en partes expuestas y no expuestas y los aceros bainíticos y aceros doble fase se usaron para refuerzos. <sup>(3)</sup>

Los aceros IF de alta resistencia (IF-HSS) con una resistencia adicional y formabilidad mejorada para uso como partes expuestas y no expuestas, IF-BH-HSS es un IF-HSS con la propiedad de BH. El IF-HSS es un acero IF endurecido con la adición de fósforo, manganeso <sup>(3,5)</sup>, silicio <sup>(7,5)</sup> y boro <sup>(5)</sup>.

Actualmente tiene mucho interés en la industria automotriz los IF-HSS, debido a la combinación de alta resistencia con una alta formabilidad, ofreciendo por lo tanto un importante ahorro en el peso en la estructura de los carros. Además, la tendencia hacia el la sustitución de los aceros de bajo carbono por los aceros de alta resistencia, para reducir el peso de los vehículos, está incrementándose. <sup>(7)</sup>

Los IF-BH-HSS tienen carbono y nitrógeno libres como solutos en las hojas de acero, por la disolución parcial de los carburos de Ti y Nb por las condiciones seleccionadas de recocido. Sin embargo, un valor suficientemente alto de  $r$  puede ser obtenido debido a la textura de la matriz que se formó antes que los carburos hayan sido disueltos. <sup>(3)</sup>

## 1.4 CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS IF.

El acero IF tiene la característica de que no es influenciado por la velocidad de calentamiento durante el recocido y además, la temperatura de empape podría ser bastante alta, debido a su mayor temperatura de recristalización. Por estas características, el acero IF es extremadamente apropiado para la producción en las líneas de recocido continuo y líneas de galvanizado por inmersión en caliente. <sup>(3)</sup>

En aceros con alta limpieza como los aceros IF, el tamaño de grano crece fácilmente durante el transcurso del empape del planchón antes del laminado en caliente y, consecuentemente, el tamaño de grano en el proceso en caliente de la lámina tiende a ser mayor. El hecho de que el tamaño de grano antes del laminado en frío influye grandemente en la textura después de este proceso y del recocido fue reportado por Abe. <sup>(3)</sup>

Esto es, cuando una hoja de acero de grano fino es deformada por un proceso de laminación en frío, la llamada orientación de Goss desaparece y las acumulaciones en las orientaciones  $\{111\} \langle 110 \rangle + \{111\} \langle 211 \rangle$  llegan a ser fuertes, esta restricción es debido a los fuertes límites de granos y al deslizamiento múltiple ocurrido en muchas zonas, pero cuando una hoja de acero de grano grueso es laminada en frío, muchas bandas de deformación se forman en cada grano debido al deslizamiento simple. En el caso del acero IF, además, el tamaño de grano en la hoja laminada en caliente debe ser tan pequeño como sea posible. <sup>(3)</sup>



Se ha reportado <sup>(3)</sup> que el rocío con agua fría, tan rápido como sea posible, después que ha pasado la lámina en el último castillo de un tren de laminación en caliente, el número del tamaño de grano en el acero laminado en caliente decrementa por 2, como se muestra en la Figura 1.6, con el resultado que el valor de  $\bar{r}$  del producto es mejorado por alrededor de 0.2.

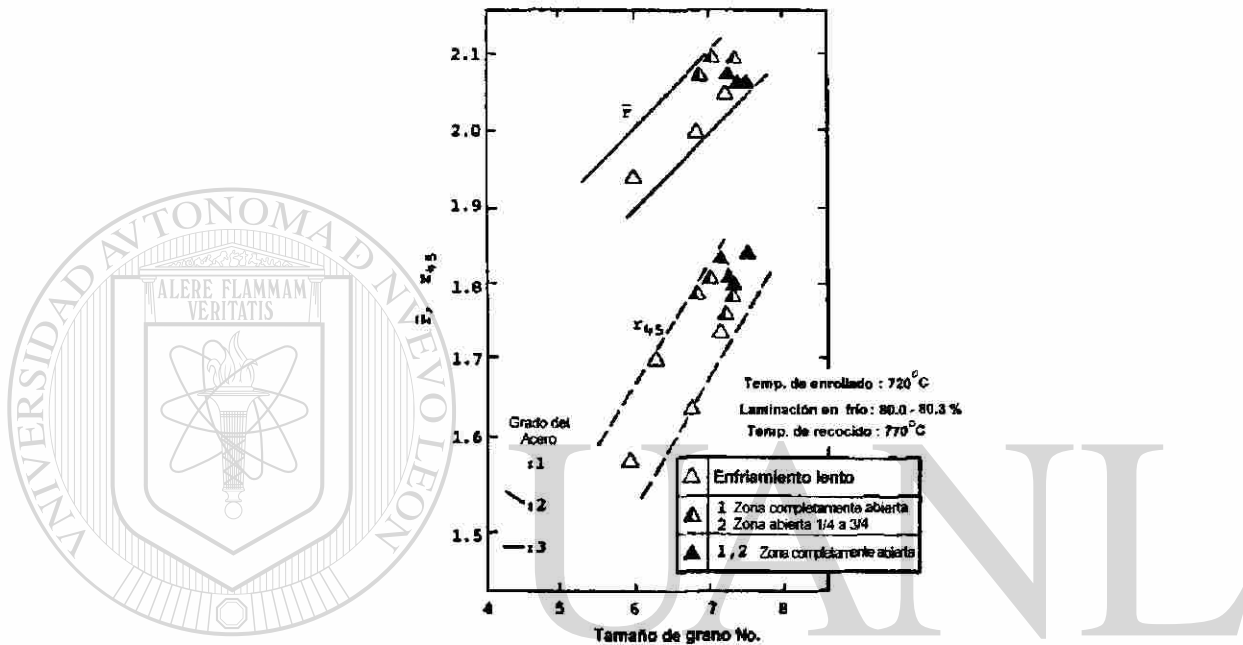


Figura 1.6.- Efecto del tamaño de grano con respecto al valor de  $\bar{r}$  <sup>(3)</sup>.

## CAPITULO II

# GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE

### 2.1 INTRODUCCIÓN.

El proceso de inmersión en caliente es por mucho el proceso más ampliamente usado de los procesos de recubrimiento de zinc y ha sido utilizado comercialmente por casi dos siglos. <sup>(8, 9)</sup> El recubrimiento por inmersión en caliente, es un proceso en el cual una capa protectora es aplicada al metal por inmersión en un baño de metal fundido conteniendo el metal del recubrimiento.

Los recubrimientos por inmersión en caliente tienen un número de ventajas, incluyendo la habilidad de recubrir los huecos o área difíciles (como son esquinas o bordes) con un espesor mínimo, resistente al daño mecánico (porque el recubrimiento está metalúrgicamente enlazado al acero), con buena resistencia a la corrosión en un gran número de condiciones ambientales. Sin embargo, el proceso tiene dos limitantes. Primero, el recubrimiento debe estar líquido a una temperatura razonablemente baja y, segundo, el metal base no debe sufrir cambios indeseados en sus propiedades durante el proceso de aplicación del recubrimiento.

Los recubrimientos por inmersión en caliente pueden ser aplicados por el proceso continuo o por el proceso en lotes. Materiales tales como hojas y alambres de acero

pueden ser galvanizados por inmersión en caliente continua pasando el acero a través de un baño de zinc fundido, obteniendo así un rollo de lámina o alambre galvanizado. El proceso continuo es altamente automatizado. Los materiales que son procesados en lotes son generalmente fabricados antes de la inmersión en caliente, este proceso pudiera ser manual o semiautomático.

El hierro o acero limpio es sumergido directamente dentro del baño de zinc. El material es inmediatamente mojado y alcanza la temperatura del baño, la reacción de difusión inicia, resultando en una serie de fases de Fe-Zn. Para la mayor parte de los aceros, la reacción es rápida, en un inicio, pero posteriormente disminuye.<sup>(8)</sup>

## 2.2 PROCESOS DE LIMPIEZA.

La preparación de la superficie a recubrir esencialmente implica la limpieza del acero. Suciedad, aceites, lubricantes, grasas y otras impurezas, así como productos de oxidación, escorias del molino o herrumbre pudieron ser depositados en el acero durante la fabricación, transportación o almacenamiento. Estas impurezas deben ser removidas para que la reacción de galvanizado ocurra.

**Desengrasamiento alcalino.-** Aceites, grasas y otras suciedades son removidas en este paso. La mayoría de los compuestos disponibles para este propósito consisten de una mezcla de sales básicas de sodio.<sup>(8)</sup>

**Acido (decapado).-** El acero es usualmente enjuagado después del desengrasado alcalino y antes del decapado para evitar la neutralización y el debilitamiento del licor ácido. El proceso de decapado remueve los óxidos de la superficie y escorias del molino. El licor ácido es una solución acuosa de un ácido, usualmente clorhídrico (HCl) o sulfúrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>). Las concentraciones del ácido y temperaturas de decapado varían de galvanizador a galvanizador en un pequeño intervalo. En algunas veces es común utilizar inhibidores para evitar el ataque del metal base.<sup>(8)</sup>

**Limpieza abrasiva.-** Como una alternativa del desengrasado alcalino y el decapado, una ráfaga de arena puede ser utilizada, seguido por un decapado rápido para remover cualquier óxido de la superficie que pudiera crearse entre el proceso de limpieza y los procesos posteriores. La limpieza abrasiva proporciona una rápida y completa limpieza y es particularmente efectiva para el hierro vaciado, porque la arena es fácilmente removida y se obtiene una superficie uniforme. La Limpieza abrasiva pudiera resultar en un incremento en el espesor del recubrimiento por los cambios en el perfil de la superficie del acero (se incrementa el área superficial efectiva y la rugosidad).<sup>(8)</sup>

**Fundentes.-** Es requerido para disolver cualquier película de óxido formado en el acero antes del galvanizado y asegurar que una superficie limpia del metal entre en contacto con el zinc fundido. Los procedimientos de fundentes usados incluyen un proceso de mojado y otro de secado. En el proceso de mojado, el acero pasa a través de una capa de fundente flotando (molten flux floating) en la superficie del zinc fundido. El proceso de secado (prefluxing), envuelve la inmersión del acero en una solución acuosa de fundente (aqueous flux solution) y secado antes del galvanizado. En ambos casos, el fundente está compuesto de cloruros de zinc y amonio ( $ZnCl_2 \cdot 2NH_4Cl$ ).<sup>(8)</sup>

---

Cabe señalar, que tal vez no se utilicen todos estos procesos para el limpiado de la lámina de acero en el caso del galvanizado continuo o de las piezas pre-fabricadas para el caso del galvanizado en lote para cada compañía. Pero para poder tener un galvanizado de buena calidad es preferible contar con por lo menos uno de ellos.

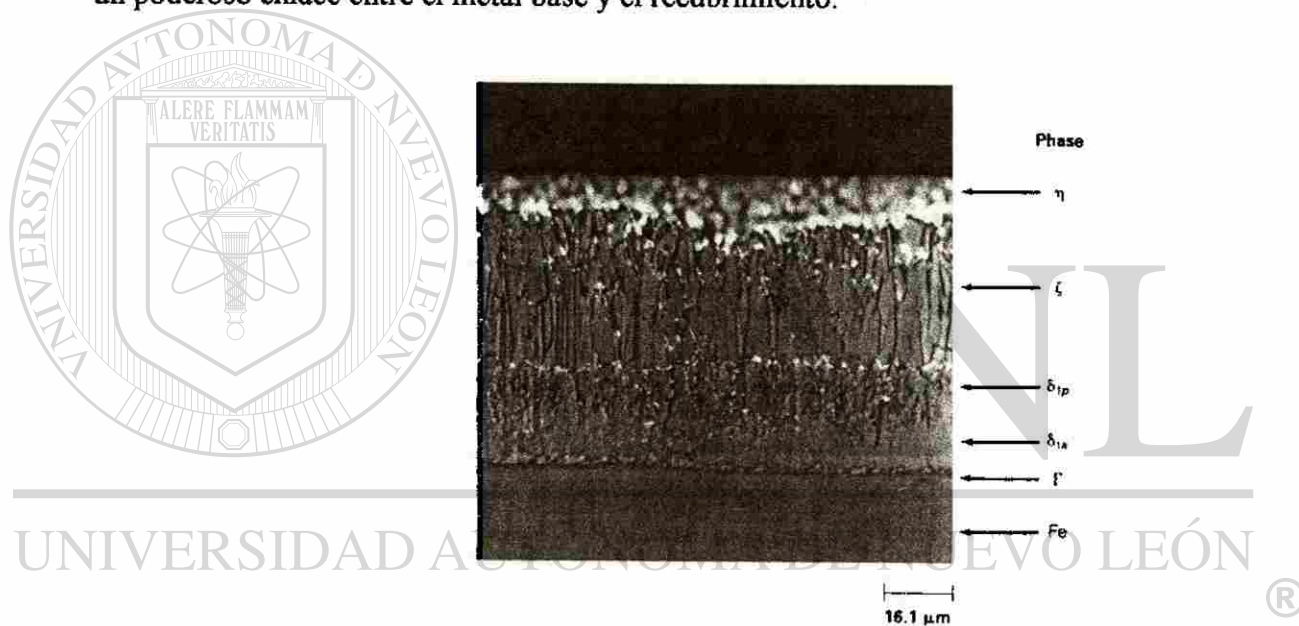
### **2.3 PROCESO DE GALVANIZADO**

Como se mencionó anteriormente existen dos procesos de galvanizado: en lote y continuo.

En el proceso en lote, un recubrimiento metálico producido por el proceso de galvanizado por inmersión en caliente es el resultado de la reacción metalúrgica llamada

difusión. La difusión ocurre cuando el acero es sumergido en el baño de zinc. En esta reacción, una serie de fases intermetálicas de Fe-Zn son formadas con la difusión del zinc hacia el sustrato (hierro) y la difusión del hierro hacia el recubrimiento. <sup>(8)</sup>

El producto terminado consiste de cuatro capas en el acero: la capa externa es de zinc puro, y tres capas internas de fases intermetálicas separadas que están metalúrgicamente enlazadas una a otras y al acero. En la Figura 2.1, se puede observar que no hay una línea real de demarcación entre el hierro y el zinc; en su lugar, hay una transición gradual a través de una serie de intermetálicos de Fe-Zn, lo cual proporcionan un poderoso enlace entre el metal base y el recubrimiento. <sup>(9)</sup>



**Figura 2.1.-** Se muestra una fotografía típica de galvanizado por inmersión en caliente, consistiendo de una serie de capas. <sup>(9)</sup>

El proceso en lote consiste en dos etapas básicas: la preparación de la superficie y la inmersión en el baño de zinc fundido. <sup>(9)</sup>

El zinc se mantiene a una temperatura de 445 a 460 °C en un recipiente hecho de acero especial, aunque también se están utilizando recipientes cerámicos (ceramiclined).

El recipiente debe ser lo suficientemente largo para acomodar el material a ser manejado. <sup>(9)</sup>

El material se sumerge en el baño de zinc, para producir el recubrimiento. Cuando el material es retirado del recipiente, una delgada capa de zinc puro se mantiene sobre las capas de aleación de Fe-Zn, resultando con características de brillo, cuando se tiene un enfriamiento rápido al aire. <sup>(9)</sup>

Sin embargo, ciertas combinaciones de elementos podrían resultar en un recubrimiento que sea completamente o casi completamente aleado. Visualmente, el recubrimiento de aleación de Fe-Zn podría tener una apariencia gris mate, por la ausencia de una capa de zinc puro.

El espesor total del recubrimiento puede ser controlado variando el tiempo en el cual la pieza de trabajo es sumergida en el baño y la velocidad a la cual es removida. Casi todos los artículos galvanizados son enfriados al aire después de ser recubiertos, aunque algunas partes pueden ser centrifugadas y artículos más pequeños algunas veces enfriados en agua. El enfriamiento en agua detiene la reacción de aleación por la disminución del calor retenido por la pieza de trabajo.

En el proceso continuo, también conocido como proceso Sendzimir, se usan pequeñas cantidades de aluminio en el baño de zinc para producir un recubrimiento esencialmente libre de aleaciones Fe-Zn y con suficiente ductilidad para permitir el estirado profundo y el doblado sin daño en el recubrimiento. <sup>(8)</sup>

En el galvanizado continuo, es típico añadir de 0.1 a 0.2% de Al, ya que una fuerte inhibición es deseada y por lo tanto un alto contenido de Al en el baño ( $Al_{\text{baño}}$ ) es deseado para suprimir la formación de las capas de aleación Fe-Zn, dando como resultado un incremento en la ductilidad del recubrimiento, gracias a un recubrimiento de zinc puro. Además dicha adición, suprime la formación de las capas de aleación por la formación de una barrera de  $Fe_2Al_5$ . <sup>(8)</sup>



## 2.4 PROCESO DE GALVANNEAL

Los recubrimientos con galvanneal (aleación de Fe-Zn) en las hojas de acero, son conocidos por su buena soldabilidad por puntos por resistencia, adhesión de la pintura y su excelente comportamiento corrosivo en aplicaciones automotrices.<sup>(4,10)</sup>

El proceso galvanneal consiste en el tratamiento térmico posterior que se da al galvanizado, obteniendo así un recubrimiento con una serie de aleaciones de Fe-Zn a través de la difusión a altas temperaturas durante la permanencia de la lámina en un horno.

Para poder obtener el galvanneal la situación es diferente que para obtener un recubrimiento galvanizado. En el proceso de galvanizado, como se mencionó anteriormente, se desea una fuerte inhibición de las fases de aleación y por lo tanto un contenido de aluminio en el baño de alrededor de 0.2% es usado. En el proceso de galvanneal, la formación de los compuestos intermetálicos tiene que ser suprimida durante el periodo de inmersión en el baño de zinc, para controlar el espesor de la capa del recubrimiento. El crecimiento de las fases de Fe-Zn deben, sin embargo, no ser suprimidos en el horno de galvanneal. El Al<sub>baño</sub> es permitido en el intervalo de 0.12-0.14%.<sup>(11)</sup>

El contenido de hierro en el recubrimiento de galvanneal es de 9 a 11 % en peso y es equivalente a la fase  $\delta_1$  con una estructura química de FeZn<sub>7</sub>. Como el recubrimiento es formado por difusión, se tiene un gradiente de concentración de hierro entre la interfase acero base/recubrimiento y la superficie del recubrimiento. Como resultado, es inevitable que la fase baja en hierro  $\zeta$  (FeZn<sub>13</sub>) se forme en la superficie del recubrimiento y que las fases ricas en hierro  $\Gamma_1$  (Fe<sub>5</sub>Zn<sub>21</sub>) y la fase  $\Gamma$  (Fe<sub>3</sub>Zn<sub>10</sub>) se formen en la interfase acero base/recubrimiento (ver Anexo 1). Las propiedades del acero con galvanneal, como material para el cuerpo automotriz, son atribuidas a las propiedades físicas y químicas de la fase  $\delta_1$ .<sup>(12)</sup>

Como se mencionó anteriormente, los aceros con recubrimientos con galvanneal son superiores a los aceros convencionales recubiertos con zinc (Galvanizado) en resistencia a la corrosión (en la condición de pintados o no pintados), adherencia de la pintura, soldabilidad y formabilidad. La resistencia a la corrosión y la soldabilidad dependen de la composición del recubrimiento galvanneal. La formabilidad es dependiente de la estructura del recubrimiento de galvanneal y es sensible a la presencia de fases compuestas con diferentes propiedades mecánicas.<sup>(12, 13)</sup>

Estudios anteriores <sup>(14)</sup> indican que un gran número de galvanizadores producen galvanneal usando un nivel de aluminio en el baño de zinc, ligeramente mayor que el punto de transición de  $\delta$  y  $Fe_2Al_5$ , donde  $Fe_2Al_5$  llega a ser termodinámicamente la fase favorecida, pero existe un riesgo en la formación de la capa inhibidora en el recubrimiento.

## 2.5 VARIABLES IMPORTANTES EN EL PROCESO DE GALVANNEAL

Al incrementar la temperatura del horno de galvanneal se producen variaciones del contenido de hierro en el recubrimiento, en la composición de las fases, además de la influencia en el grado de powdering del recubrimiento. Este termino se refiere a la desintegración del recubrimiento durante condiciones severas de formado.

La rugosidad de la superficie del recubrimiento depende de la temperatura del horno de galvanneal, como también de la rugosidad de la superficie de entrada de la lámina en su condición de deformado (full-hard).<sup>(10)</sup>

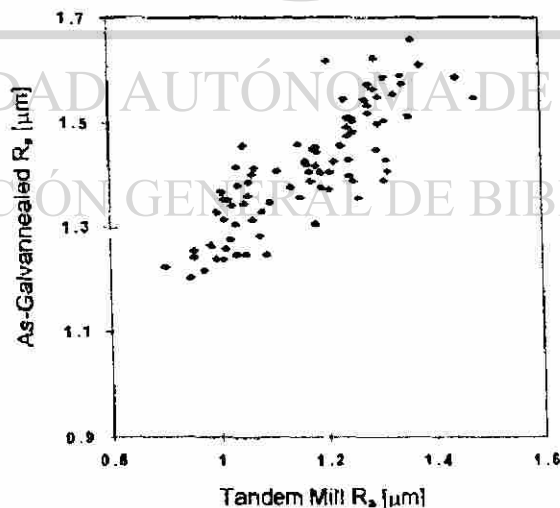
Se ha encontrado que el powdering se suprime en los siguientes casos: por un incremento en el contenido de  $Al_{baño}$ , un decremento en la temperatura del baño o por un decremento en la temperatura de galvanneal. Sin embargo, todos estos factores apuntan a menores velocidades de aleación y podrían impactar significativamente a la

productividad, si se desea una completa aleación en el recubrimiento a estas velocidades más bajas. El contenido de Al y la temperatura del baño no varían en una línea comercial, además de mantener una velocidad alta en la línea, para maximizar la productividad. Esto deja a la temperatura de galvanneal, como la variable de proceso primario, usado para controlar el grado de aleación.<sup>(10)</sup>

Sin embargo, bajo las mismas condiciones de aleación, los diferentes grados de acero se comportan en forma diferente, conduciendo a diferentes microestructuras y grados de powderings.<sup>(10)</sup>

La rugosidad de la superficie en productos automotrices debe ser controlada con ciertas especificaciones. Los acabados que son demasiados rugosos, conllevan a una pobre apariencia después de ser pintados, mientras que su falta se asocia a una pobre adhesión de la pintura.<sup>(10)</sup>

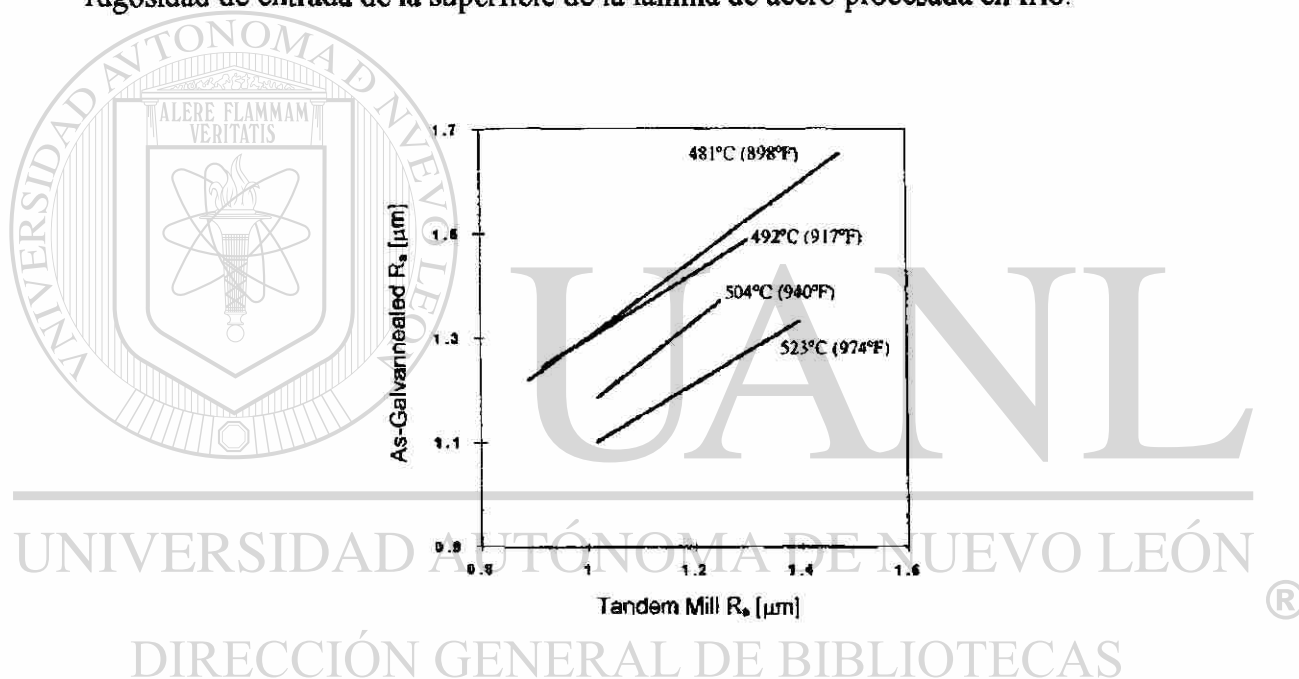
En la Figura 2.2 se muestra una relación entre la rugosidad de entrada y la rugosidad de la lámina posterior al galvanneal.



**Figura 2.2.-** Efecto de la rugosidad de entrada de la lámina negra, con respecto a la rugosidad de salida del material ya recubierto con galvanneal<sup>(10)</sup>.

La Figura 2.2 sugiere que recubrimientos con galvanneal de baja rugosidad pueden ser obtenidos usando láminas de características similares. Esto es compatible con la sugerencia de que características topográficas del sustrato, como las salientes, promueven la reacción con el zinc en el recubrimiento durante el recocido, resultando un crecimiento proporcional de los cristales en la superficie. <sup>(10)</sup>

La temperatura del galvanneal afecta también casi todas las propiedades del recubrimiento. En la Figura 2.3 se gráfica la rugosidad de la superficie en la lámina recubierta después del proceso de galvanneal a diferentes temperaturas, contra la rugosidad de entrada de la superficie de la lámina de acero procesada en frío.

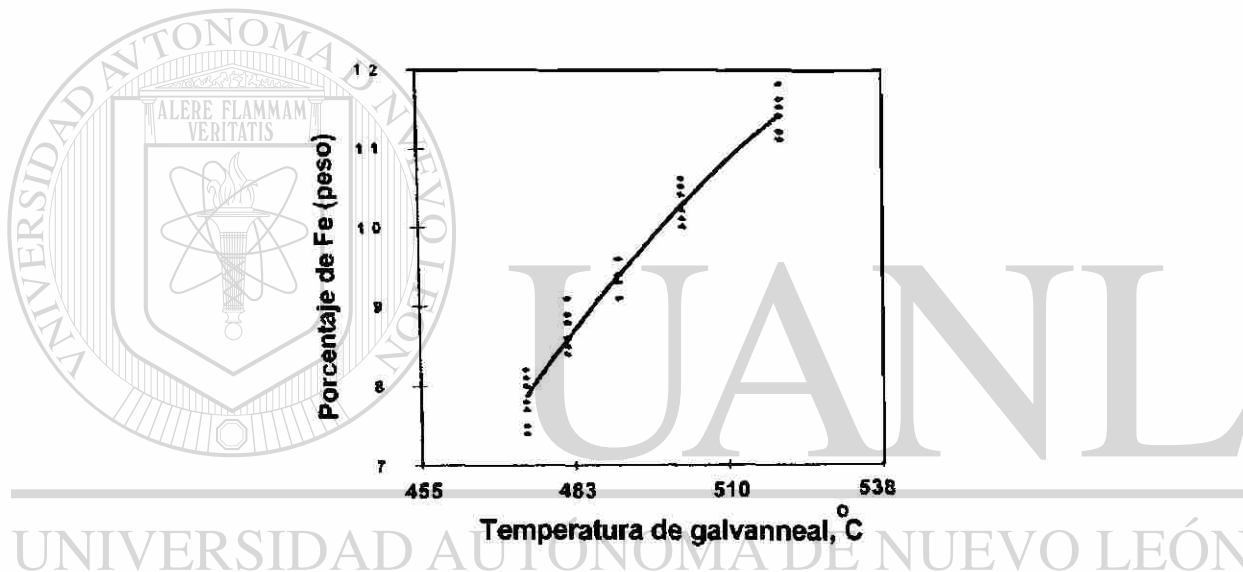


**Figura 2.3.-** Efecto de la temperatura de galvanneal con respecto a la rugosidad de la lámina recubierta con galvanneal para diferentes rugosidades de lámina negra <sup>(10)</sup>.

La Figura 2.3 confirma que a todas las temperaturas la rugosidad de la lámina de acero recubierta con galvanneal es alta, cuando la rugosidad de la superficie de la lámina es alta. Esto sugiere que la nucleación y crecimiento de los cristales intermetálicos Fe-Zn durante el galvanneal están influenciados por la rugosidad del sustrato. <sup>(10)</sup>

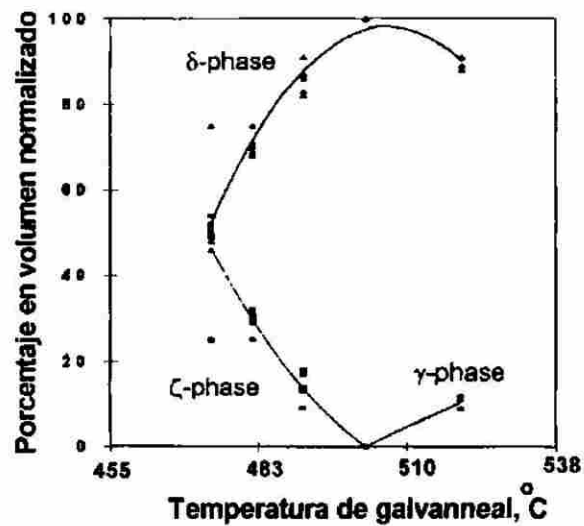
Además, se puede observar en la Figura 2.3, que a mayores temperaturas del galvanneal, resulta menores rugosidades después del recubrimiento. Este efecto pudiera ser debido a la influencia de la temperatura del galvanneal en la química del recubrimiento y de la composición de la fase del recubrimiento. <sup>(10)</sup>

Con cambios en la temperatura de galvanneal, ambos, el porcentaje de hierro y la distribución de las fases en el recubrimiento cambian. El porcentaje de hierro en el recubrimiento, incrementa con la temperatura del recocido, como se muestra en la Figura 2.4. <sup>(10)</sup>



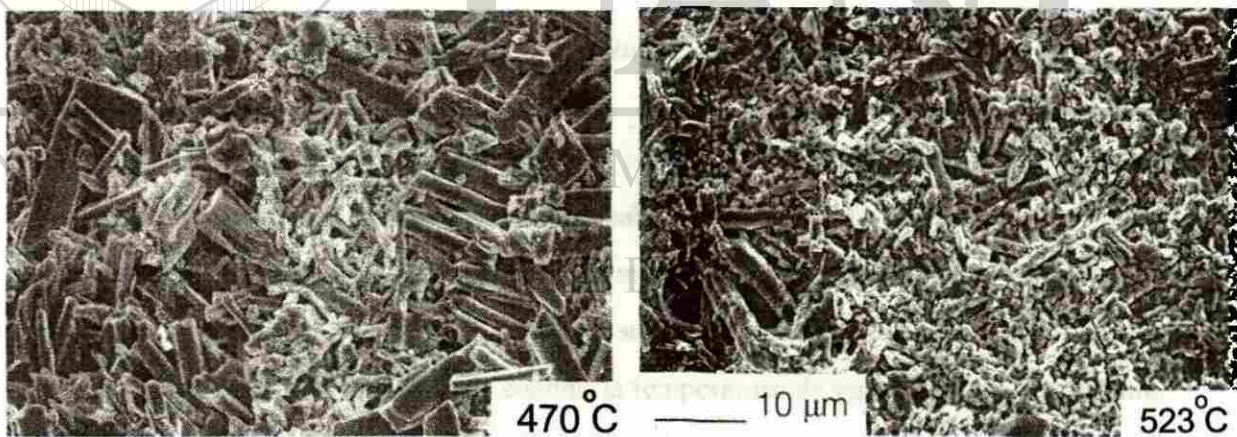
**Figura 2.4.-** Variación del contenido de Hierro según la temperatura de galvanneal <sup>(10)</sup>.

En la Figura 2.5 se gráfica el porcentaje en volumen de las fases  $\delta$ ,  $\Gamma$  y  $\zeta$  del recubrimiento, en función de la temperatura de galvanneal. A bajas temperaturas, el recubrimiento de galvanneal está compuesto de una mezcla de aproximadamente 50%-50% de las fases  $\delta$  y  $\zeta$ . A temperaturas intermedias, la cantidad de la fase  $\zeta$  decremente y el recubrimiento principalmente está compuesto de fase  $\delta$ . A temperaturas más altas, el volumen de la fase  $\delta$  disminuye de la misma forma que la fase  $\Gamma$  ( $\gamma$ ) crece en la interfase acero/recubrimiento. <sup>(10)</sup>



**Figura 2.5.-** Fases presentes según la temperatura de galvanneal <sup>(10)</sup>.

Además, el tamaño de los cristales intermetálicos es también afectado por la temperatura de galvanneal (ver Figura 2.6). En forma general, se observan cristales de Fe-Zn más grandes en la superficie del recubrimiento a temperaturas más bajas. <sup>(10)</sup>



**Figura 2.6.-** Tamaño de los cristales de Fe-Zn según la temperatura de galvanneal <sup>(10)</sup>.



Tatsuya Kanamaru <sup>(12)</sup> reportó también el efecto de la temperatura de galvanneal en la composición de las fases del recubrimiento. En la Figura 2.7 se muestra que la fase  $\Gamma_1$  es más delgada a 500 °C ( 773 K) y más gruesa a temperaturas menores o mayores. La fase  $\zeta$ , de otra manera, crece en espesor a temperaturas más bajas y no se forma por encima de 530 °C (803 K).

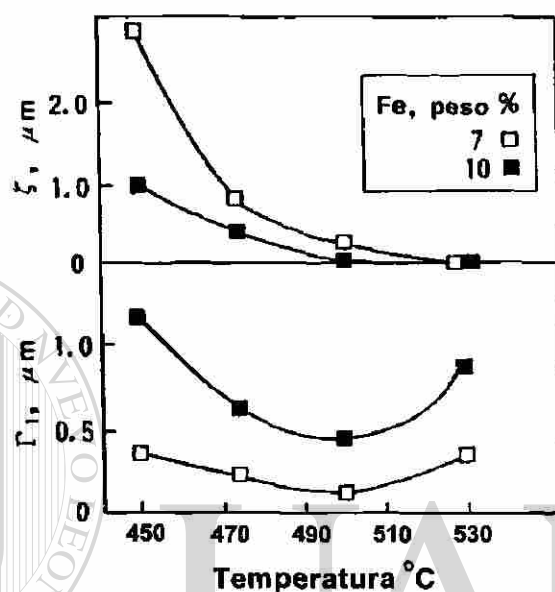


Figura 2.7.- Efecto de la temperatura de galvanneal en las fases presentes <sup>(12)</sup>.

Tatsuya Kanamaru <sup>(12)</sup> encontró que la temperatura óptima de galvanneal era de alrededor de 500 °C. A esta temperatura no había crecimiento de la fase  $\zeta$  y tan rápido como la fase líquida desaparece, el recubrimiento de galvanneal podía ser enfriado bruscamente, antes que la fase  $\Gamma_1$  iniciara su crecimiento. Chiaki Kato <sup>(15)</sup> mostró resultados similares a los anteriores, cuando la temperatura de galvanneal se incrementa, la fase gamma ( $\Gamma$ ) aumenta y la fase zeta ( $\zeta$ ) disminuye.

La operación de laminación superficial (temper rolling) es usual para regular el acabado de la lámina con galvanneal. En la Figura 2.8 se gráfica el efecto debido a este proceso sobre la lámina con galvanneal a varias temperaturas del horno de galvanneal.

(10)

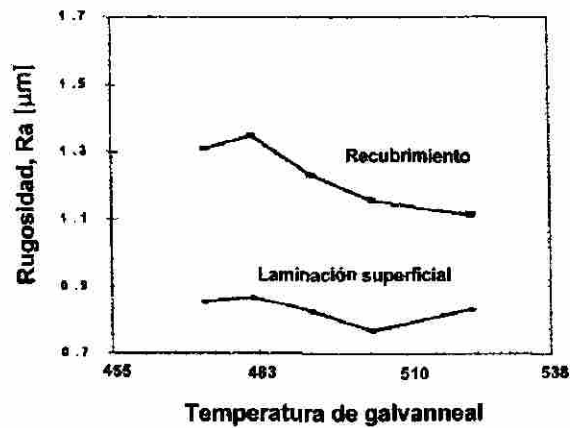


Figura 2.8.- Efecto de la laminación superficial en la rugosidad del recubrimiento <sup>(10)</sup>.

Se pueden notar cambios importantes en la rugosidad ( $R_a$ ) en la figura anterior, el proceso de laminación superficial permite reducir este parámetro a niveles que son considerados aceptables para las aplicaciones donde la buena apariencia después de pintados es deseada.

Tatsuya Kanamaru <sup>(12)</sup> reportó el efecto de la velocidad de calentamiento en el proceso de galvanneal en la formación de las fases  $\zeta$  y  $\Gamma_1$ . La formación de la fase  $\zeta$  y la fase  $\Gamma_1$  disminuye con el incremento de la velocidad de calentamiento, como se puede observar en la Figura 2.9.

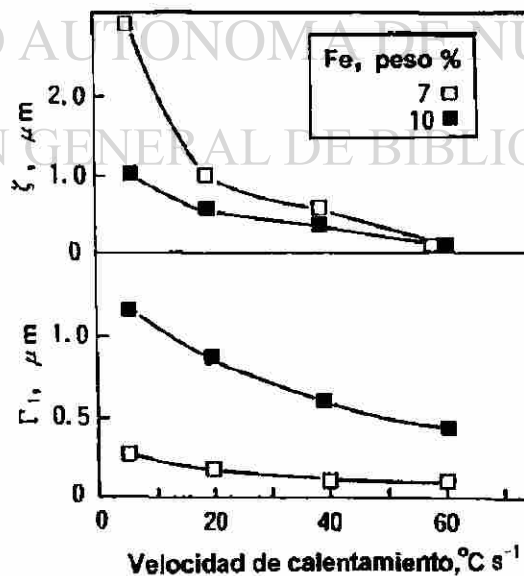


Figura 2.9.- Efecto de la velocidad de calentamiento en las fases presentes del recubrimiento <sup>(12)</sup>.



Los resultados de la Figura 2.9 muestran la importancia de pasar rápidamente la región de baja temperatura durante el calentamiento. Chang <sup>(16)</sup> mostró resultados similares a los de Kanamaru <sup>(12)</sup> donde el contenido de Hierro presente en el recubrimiento podría variar de 2 a 3 % en peso, dependiendo de la velocidad de enfriamiento utilizada.

## 2.6 CAPA DE INHIBICIÓN Fe-Al.

En un baño de galvanizado continuo, el hierro existe en dos formas: en zinc líquido como soluto o como sólido en la lámina. El aluminio puede combinarse con el hierro y con el zinc líquido para formar partículas de  $Fe_2Al_5$  que eventualmente flotan en la superficie del baño para formar escoria. El Al, además, puede reaccionar con la lámina de acero y depositar la fase  $Fe_2Al_5$  en la superficie, como una capa que sirve como barrera, comúnmente referida como la capa de inhibición, la cual evita el contacto directo entre la lámina y el zinc líquido, permitiendo entonces una sobrecapa libre o no aleada de zinc puro. La capa de inhibición es deseada para los recubrimientos galvanizados, debido a que 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 galvanneal 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 galvanneal. <sup>(14)</sup>

La disolución de hierro de la lámina, puede tomar lugar en tres pasos: Primero, los átomos de hierro son separados de la superficie de la lámina; entonces algunos átomos de zinc se separan de otros, por la introducción de los átomos de hierro; y finalmente, los átomos de hierro se mezclan con los átomos de zinc. Los tres pasos son secuenciales, y el número de átomos de hierro que pueden disolverse en el zinc, depende de que los de hierro escapen del sustrato del acero. La barrera de energía para la separación de los

átomos de hierro de la lámina es aproximadamente igual a la energía de fusión, dado por la Ec. 2.1. <sup>(14)</sup>

$$\Delta G_t = 15,200 - 8.40T \text{ Joules (2.1)}$$

Estudios anteriores sugieren que la barrera de energía para que los átomos de hierro escapen del substrato incrementa linealmente con el contenido de  $Al_{\text{baño}}$  antes de alcanzar el nivel de saturación, cuando una configuración estable de aglomeraciones Fe-Al se establece en la interfase. Si se considera que la mayor barrera de energía necesaria para que los átomos de hierro escapen de la superficie, sea igual a la entalpía de formación del compuesto de inhibición, la actividad transitoria del hierro, alrededor de la interfase substrato/zinc puede ser estimada como se muestra en la Figura 2.10. <sup>(14)</sup>

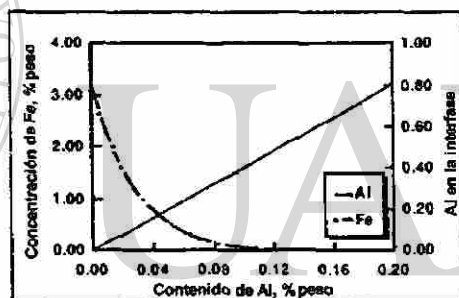


Figura 2.10.- Concentración de hierro y aluminio para un baño de zinc a 460 °C.

Se puede ver que a 460 °C el nivel de supersaturación del hierro decrece rápidamente de alrededor 3.2 % peso en un baño de zinc puro a alrededor de 0.04% en el punto de transición (0.134% Al).

El mecanismo de la formación de la capa de inhibición sigue confuso. La literatura existente contiene muchas inconsistencias con respecto a este tema. <sup>(11)</sup> La primera reacción durante la inmersión en caliente en un baño de zinc con aluminio, es la reacción entre el fierro y aluminio, dando como resultado una capa de inhibición. La capa inhibidora es función de las condiciones del proceso,  $Al_{\text{baño}}$ ,  $T_{\text{baño}}$ ,  $T_{\text{lámina}}$  y de la

composición química del acero. La eficiencia de la inhibición de la capa, dependiente del espesor y de la homogeneidad de la capa inhibidora. <sup>(11)</sup>

La presencia de la capa inhibidora previene la reacción entre el hierro y el zinc, 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 tipos:

Guttman <sup>(11)</sup> sugirió que el rompimiento de la capa de inhibición resulta de la difusión del zinc a través de esta capa, principalmente a lo largo de las trayectorias de corto circuito. Tan rápido como los átomos de zinc alcanzan el sustrato de acero, cristales de Fe-Zn son formados. El crecimiento de estos compuestos causa que la capa de inhibición se separe repentinamente.

Lin y Meshii <sup>(11)</sup> propusieron un modelo basado en el enriquecimiento de la capa inhibidora de zinc y Al. El rompimiento es iniciado por la transformación de la capa inhibidora saturada.

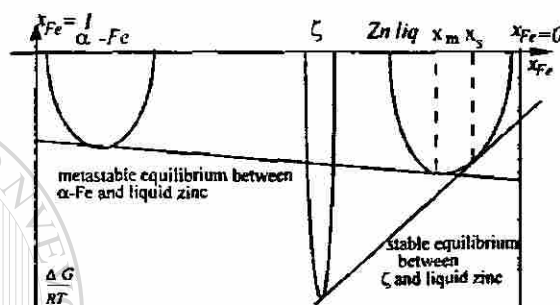
Yamaguchi y Hisamatsu <sup>(11)</sup> describieron el rompimiento por medio de un modelo basado en la disminución del Al en la fase líquida. Esto implica la disolución de la capa inhibidora, seguida por la formación de una o más fases estables de Fe-Zn.

Poca información existe en la literatura acerca del espesor de la capa de inhibición. Guttman encontró que la capa estaba constituida de 2 subcapas y tenía un espesor total de 250 nm. <sup>(11)</sup>

Hertveldt <sup>(11)</sup> encontró que incrementando el  $Al_{baño}$ , aumentaba el espesor de la capa inhibidora. A bajos contenidos de  $Al_{baño}$  (0.13- 0.14%) encontró un espesor de la capa inhibidora alrededor de 70 nm; a contenidos de  $Al_{baño}$  0.2%, el espesor se incrementaba alrededor de 220 – 270 nm. Resultados de AES (Auger Electron Spectroscopy) sugieren que pudiera existir un gradiente de composición en la capa de inhibición. La capa de  $Fe_2Al_5$  o  $FeAl_2$  por debajo de la capa de zinc, seguida de una fase de  $FeAl$  y por último, una capa de  $Fe_3Al$  cerca de la superficie del acero.

## 2.7 FORMACIÓN DE LAS CAPAS DE INTERMETÁLICOS.

Al tiempo de la inmersión de la lámina de acero, la interfase Fe/Zn está, obviamente, fuera de equilibrio. Entonces, la solubilidad del hierro en el zinc líquido en equilibrio metaestable con el hierro- $\alpha$  es más alta que la solubilidad de un equilibrio estable. <sup>(17)</sup> Ver Figura 2.11.



**Figura 2.11.-** Diferencias de solubilidad entre equilibrio estable y metaestable <sup>(17)</sup>.

Entonces, aun cuando el baño está saturado con hierro (presencia de escorias) durante los primeros momentos de la inmersión, el hierro de la lámina se disuelve en el baño de zinc líquido, conduciendo a una supersaturación local de hierro en la vecindad de toda la superficie de la lámina. Sin embargo, el equilibrio del baño de zinc llega a ser finalmente establecido, entonces esta supersaturación, produce la formación en la lámina de una capa continua del compuesto en equilibrio con el baño de zinc. En consecuencia, la primera capa intermetálica formada durante el galvanizado, es de la misma naturaleza que las escorias presentes en el baño de zinc. Esta formación no es el resultado de un proceso de interdifusión, sino de una solidificación isotérmica del hierro inicialmente disuelto en la lámina de acero, para poder satisfacer el equilibrio termodinámico del baño de zinc. De acuerdo al contenido de  $Al_{baño}$ , éste puede producir la formación de una capa de  $\zeta$ ,  $\delta_1$  o  $Fe_2Al_3$  <sup>(17)</sup>

A continuación, se explican los tres casos para obtener las microestructuras antes señaladas.

Caso de una capa  $\zeta$ .- Como no es posible el equilibrio entre Fe- $\alpha$  y  $\zeta$ , la nueva interfase creada está fuera de equilibrio. Entonces, la formación de otros intermetálicos es termodinámicamente requerida. Cameron <sup>(17)</sup> mostró que  $\delta_1$  es la segunda fase en aparecer. Aunque el equilibrio de la interfase  $\delta_1/\zeta$  es alcanzado, la interfase Fe- $\alpha/\delta_1$  está aún fuera de equilibrio, entonces de nuevo requiere la formación de las capas  $\Gamma$  y  $\Gamma_1$ . El equilibrio de todas las interfases podría no ser alcanzado, sino hasta que todos los intermetálicos Fe-Zn han aparecido.

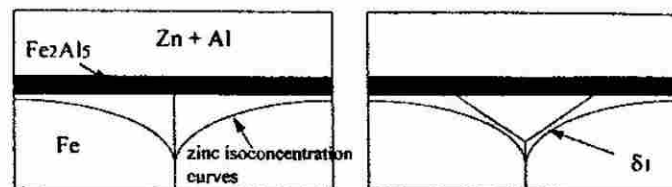
Caso de una capa de  $Fe_2Al_5$ .- El diagrama ternario muestra la posibilidad de un equilibrio termodinámico entre Fe- $\alpha$  y  $Fe_2Al_5$ . Sin embargo es natural considerar que sólo un rearrreglo atómico local es suficiente para asegurar un rápido equilibrio termodinámico con la ferrita de la nueva capa precipitada  $Fe_2Al_5$ . Contrario al caso de la capa  $\zeta$ , la formación de otra capa de Fe-Zn no es requerida para asegurar el equilibrio de todas las interfases de la capa formada por solidificación isotérmica. El proceso de interdifusión puede entonces provocar el crecimiento de la capa  $Fe_2Al_5$ , el cual corresponde al periodo de inhibición durante los primeros instantes del galvanizado. <sup>(17)</sup>

Caso de una capa de  $\delta_1$ .- La composición de las escorias está dada por los diagramas propuestos por Urednicek y W. Chen <sup>(17)</sup>. Ambos diagramas muestran que el contenido de Al de una fase  $\delta_1$  en equilibrio con el zinc líquido es más alto que el contenido de Al más bajo necesario para asegurar su equilibrio con el Fe- $\alpha$ . La fase  $\delta_1$  rica en Al es tan capaz como el  $Fe_2Al_5$  de asegurar la inhibición en el desarrollo de recubrimiento estratificado involucrando todas las fases de Fe-Zn. Se puede considerar que el origen de la inhibición está basado en el hecho de que los compuestos están en equilibrio con los baños ricos en Al ( $\delta_1$  y  $Fe_2Al_5$ ), además admiten un equilibrio con el Fe- $\alpha$  contrario a la fase  $\zeta$ .

Hisamatsu <sup>(17)</sup> propuso que el inicio de la reacción Fe-Zn (outbursts) es la consecuencia de la difusión del zinc a través de la capa de  $Fe_2Al_5$  hacia los límites de grano de la ferrita.



Y. Leprêtre<sup>(17)</sup> propuso que el inicio de la reacción Fe-Zn estaba localizada en los límites de grano del hierro, debido a que la difusión del zinc, es más rápida en los límites de grano que en cualquier otro sitio del acero. Mostrando perfiles de isoconcentración en la vecindad de los límites de grano (ver Figura 2.12).



**Figura 2.12.-** Mecanismo para la localización y formación de la reacción Fe-Zn<sup>(17)</sup>.

La reacción de Fe-Zn que ellos observaron se encontraban localizados en los límites de grano. En la Figura 2.13 se observan estos inicios de reacción; se muestra en las micrografías que el final del período de inhibición no es el resultado de una disolución de la capa de  $Fe_2Al_5$  (donde  $Fe_2Al_5$ , está en equilibrio con el zinc líquido), pero sí de su expulsión hacia el baño de zinc, como consecuencia de la nucleación de la fase  $\delta_1$ . Además observaron que el crecimiento fue muy rápido, en comparación con el crecimiento de los compuestos usuales de Fe-Zn en baños de Zinc.



**Figura 2.13.-** Formación de la fase Fe-Zn en la frontera de grano de la ferrita<sup>(17)</sup>.

## 2.8 PROPIEDADES DE LAS FASES DEL RECUBRIMIENTO GALVANNEAL.

Las propiedades del recubrimiento galvanneal por inmersión en caliente son influenciadas por la composición de las fases de aleación. El control del crecimiento de la fase Fe-Zn durante el galvanneal es necesario para garantizar la alta calidad del producto.

Como se mencionó anteriormente, el recubrimiento galvanneal consta de una serie de fases con diferente contenido de hierro y diferente composición química. En la Tabla 2.1 se muestran algunas de las propiedades de éstas.

Capa	Aleación	% Fe	Punto de Fusión °C	Estructura Cristalina	Microdureza Piramide de Diamante	Características
Eta ( $\eta$ )	Zinc	0.03	419	Hexagonal	70-72	Suave, dúctil
Zeta ( $\zeta$ )	FeZn <sub>13</sub>	5.7-6.3	530	Monoclínica	175-185	Dura, frágil
Delta ( $\delta$ )	FeZn <sub>7</sub>	7.0-11.0	530-670	Hexagonal	240-300	Dúctil
Gamma ( $\Gamma$ )	Fe <sub>3</sub> Zn <sub>10</sub>	20.0-27.0	670-780	Cúbica	-	Delgada, dura, frágil
Acero Base	Hierro	-	1510	Cúbica	150-175	-

Tabla 2.1.- Propiedades de las capas de aleación Fe-Zn <sup>(8)</sup>.

## 2.9 EFECTO DEL CONTENIDO DE ALUMINIO EN EL BAÑO (AL<sub>BAÑO</sub>)

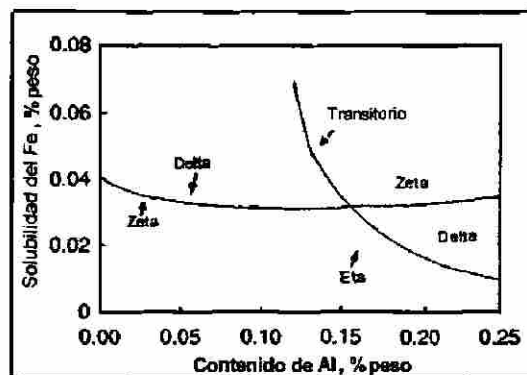
El propósito principal de la adición de aluminio en el baño de zinc, es el de controlar la formación de escoria en el baño y la formación de las fases de Fe-Zn que perjudican la adhesión en las láminas galvanizadas. Pero el contenido de aluminio en el baño de zinc debe ser controlado rigurosamente, debido a que la rapidez de desgaste de los electrodos se incrementa conforme el contenido de aluminio presente en el recubrimiento aumenta <sup>(18,19)</sup>.

El control del  $Al_{\text{baño}}$  en la producción del galvanneal es crítico. Idealmente el  $Al_{\text{baño}}$  podría ser bastante alto, con lo que la mayoría de las partículas intermetálicas formadas en el baño flotarían a la superficie, evitando con esto los paros de línea para la remoción de la escoria de la parte inferior. De otra manera, podría no haber capa inhibidora, parcial o continua, en el recubrimiento como galvanizado, entonces el proceso de aleación durante el tratamiento térmico de recocido (galvanneal) podría no ser impedido y se podría asegurar un recubrimiento uniforme de alta calidad. <sup>(14)</sup>

La formación de una capa de aleación en recubrimientos con un contenido en el baño de hasta 0.10% de Al, es muy parecida a los recubrimientos obtenidos en un baño de zinc puro, aunque la velocidad de crecimiento decremente progresivamente con el aumento del contenido de Al en el baño, debido al correspondiente decremento en el nivel de supersaturación del hierro frente a la interfase sustrato/líquido. Cuando el  $Al_{\text{baño}}$  es más alto de 0.10%, la formación de la capa de aleación cambia, debido a que la fase  $\delta$  llega a ser la fase termodinámicamente favorecida. <sup>(14)</sup>

Estudios indican que cuando el contenido de Al efectivo (la cantidad de aluminio disuelta en el baño de zinc que está disponible para reaccionar con la lámina) en el baño excede el punto de transición (ver la Figura 2.14), la porción del compuesto de inhibición en la interfase se incrementa rápidamente con el aumento del contenido de Al en el baño. Cuando el  $Al_{\text{baño}}$  llega a un nivel alrededor de 0.015% por encima del punto de transición, la formación de las fases  $\zeta$  y  $\delta$  en la interfase acero/recubrimiento, llega a ser termodinámicamente imposible, porque la solubilidad transitoria del hierro es más baja, como para mantener las fases metaestables  $\zeta$  y  $\delta$ . Además, no hay sitios permitidos para su nucleación, debido a la segregación de Al en la interfase. Lo anterior indica que la composición óptima de Al para el galvanneal y el galvanizado difieren solamente por menos de 0.02%. <sup>(14)</sup>





**Figura 2.14.-** Solubilidad del Fe en un baño de Zn-Al con equilibrio estable y metaestable a 460 °C <sup>(14)</sup>.

Cuando la diferencia del  $Al_{baño}$  para el galvanneal y el galvanizado es reducida, el cambio de producto en las líneas duales o dobles (galvanizado y galvanneal) puede ser realizado fácil y rápidamente. En años recientes muchas empresas de galvanizado cambiaron a líneas duales, debido al incremento de la demanda del galvanneal. Estas líneas ahora producen galvanneal en el punto de transición y recubrimientos galvanizados con aproximadamente 0.15% de Al, ver la siguiente Tabla 2.2 <sup>(14)</sup>.

$Al_{baño}$ % peso	Compuesto en Equilibrio	Intermetálicos en el recubrimiento	Características de la capa de Aleación	Velocidad de Nucleación /seg	Velocidad de Crecimiento $\mu m/seg$
< 0.10	$\zeta$	$\zeta/\delta/\Gamma/\Gamma$	continua	$\zeta \sim 10^{18}$	arriba de $\sim 10$
0.10 a 0.135	$\delta$	$\zeta/\delta/\Gamma/\Gamma$	existencia de huecos	$\zeta \sim 10^{18}$	$\sim 1$
0.135 a 0.140	$\eta$	Principalmente $\zeta$	discontinua	$\zeta \sim 10^{15}$	$\zeta \sim 0.5, \eta \sim 0.05$
0.140 a 0.145		$\zeta$ además de $\eta$	disolución $\zeta$	$\zeta, \eta \sim 10^{12}$	$\zeta \sim 0.1, \eta \sim 0.05$
0.145 a 0.150		Principalmente $\eta$	disolución $\zeta$	$\eta \sim 10^{12}$	$\eta \sim 0.05$
> 0.151		$\eta$	completamente fibrosa	$\eta \sim 10^{12}$	$\eta \sim 0.05$

**Tabla 2.2.-** Microestructuras del galvanizado continuo.

Hertveldt <sup>(11)</sup> encontró que el  $Al_{baño}$  tiene una gran influencia en la morfología de la capa de inhibición, así como también en la formación de los cristales  $\zeta$ . A bajo  $Al_{baño}$  (0.095%), sólo se observaba pequeños parches de la capa inhibidora, además la superficie estaba completamente cubierta de cristales  $\zeta$  orientados ordenadamente.

Incrementando el  $Al_{baño}$  resultaba en una capa inhibidora que cubría más completamente la superficie del acero, además de una disminución de la cantidad de cristales orientados  $\zeta$ , a una precipitación al azar más fina de los cristales  $\zeta$ . La capa de inhibición que cubrió completamente el substrato fue de 0.14% de  $Al_{baño}$ . Pero sin embargo se mantenían presentes pequeños huecos en la capa.

Y. Leprêtre<sup>(17)</sup> encontró que, dependiendo del contenido de Al en el baño de zinc, se encuentran diferentes equilibrios termodinámicos, este principio implica diferentes microestructuras en la capa recubierta a grandes tiempos de inmersión:

**a).- Baños de zinc en equilibrio con  $\zeta$  (bajo  $Al_{baño}$ ):** La microestructura final es muy similar a los obtenidos en baños de zinc puro, todos los intermetálicos Fe-Zn se han formado exitosamente.

**b).- Baños de zinc en equilibrio con  $\delta_1$  (medio  $Al_{baño}$ ):** El zinc líquido está en contacto con dos fases ( $\zeta$  y  $\delta_1$ ). En la microestructura final, no hay cristales de  $Fe_2Al_5$  presentes.

**c).- Baños de zinc en equilibrio con  $Fe_2Al_5$  (alto  $Al_{baño}$ ):** La microestructura final es muy similar al obtenido a bajo  $Al_{baño}$ , excepto que la capa  $\zeta$  no es continua, pero es remplazada por dos fases dominantes ( $\zeta$  y  $\delta_1$ ). La parte sólida está entonces separada del binario dominante (zinc líquido y  $\delta_1$  rica en Al) por una interfase de 3 fases ( $\zeta$ ,  $\delta_1$  y zinc líquido). Para satisfacer el equilibrio termodinámico del baño de zinc, la microestructura finalmente comprende un dominante binario ( $Fe_2Al_5$  y zinc líquido).

El aluminio en cantidades de 0.005% en el baño de zinc mejora la brillantez y la uniformidad del recubrimiento. Además retarda la oxidación superficial del baño de zinc

(8)

## 2.10 EFECTO DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL BAÑO.

Como se mencionó anteriormente un recubrimiento de zinc por inmersión en caliente mediante el proceso en lote consiste de una serie de capas. Iniciando de la superficie del acero, cada capa contiene una aleación de Fe-Zn con un contenido de hierro sucesivamente menor hasta llegar a la capa exterior que pudiera ser una capa de zinc puro. Sin embargo en el galvanizado continuo, es típico adherir de 0.1 a 0.2% de Al, el cual suprime la formación de las capas de aleación Fe-Zn, dando como resultado un recubrimiento principalmente de zinc puro.

Además del aluminio, existen otros elementos que pueden influir en el modo de aleación del recubrimiento y de la calidad del recubrimiento. El plomo y el antimonio son algunas veces añadidos en los baños de zinc para controlar el tamaño de la flor (cristales de zinc que se observan en la superficie del galvanizado) y mejorar la mojabilidad. <sup>(18, 19)</sup>

El plomo puede venir en lingotes de zinc de baja calidad, hasta en un 1.4 %. El plomo no afecta la viscosidad del baño de zinc, pero sí afecta la tensión superficial, permitiendo una mejor mojabilidad del zinc sobre el producto a galvanizar. <sup>(8)</sup>

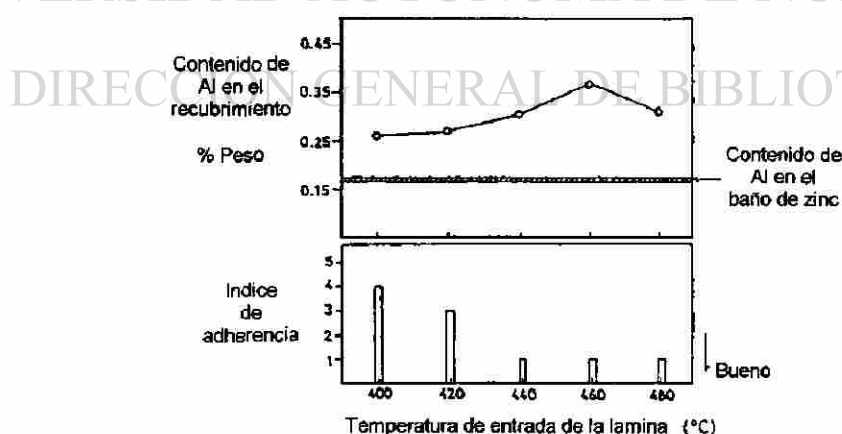
### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La adición de níquel en los baños de zinc con un contenido de 0.14 Al<sub>baño</sub> incrementa la formación de las fases de Fe-Zn en los aceros con alto contenido de silicio la formación de intermetálicos de AlNi debilitan la capa de aleación de Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, acelerando con esto la formación de fases de Fe-Zn. Además el contenido de hierro presente en el recubrimiento aumentaba conforme se incrementaba el contenido de Ni en el baño de zinc <sup>(20)</sup>.

## 2.11 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE LA LÁMINA ( $T_{\text{LÁMINA}}$ ) Y DE LA TEMPERATURA DEL BAÑO DE ZINC ( $T_{\text{BAÑO}}$ ).

La influencia de los parámetros de proceso como son:  $Al_{\text{baño}}$ , y  $T_{\text{lámina}}$  fueron estudiados por Faderl <sup>(11)</sup>. El encontró que la reducción en el  $Al_{\text{baño}}$  y  $T_{\text{lámina}}$  reducían significativamente el espesor de la capa de inhibición.

Dae-Chul y Jung-Chul <sup>(21)</sup> mostraron el efecto de la temperatura de entrada de la lámina en la adherencia del recubrimiento y la composición del recubrimiento (ver Figura 2.15). El contenido de aluminio en el recubrimiento siempre es mayor que el del baño de zinc, esto se debe a que la velocidad de reacción entre el hierro y el aluminio es mayor que la de hierro y el zinc. Se puede observar que el incremento en la temperatura de entrada de la lámina de 400 a 460 °C aumenta la cantidad de aluminio en el recubrimiento, mejorando la adherencia del recubrimiento, gracias a la inhibición de las fases Fe-Zn en la interfase, ocasionada por la formación del compuesto Fe-Al. A temperaturas de 480 °C, el aluminio en el recubrimiento disminuye, esto debido al incremento de la velocidad de reacción entre el hierro y el zinc, sin embargo, la adherencia del recubrimiento no es afectada notablemente.



**Figura 2.15.-** Efecto de la temperatura de entrada de la lámina (acero HSLA) en el baño de zinc sobre el contenido de aluminio en el recubrimiento y el índice de adherencia <sup>(21)</sup>.

Investigaciones realizadas por Inagaki <sup>(11)</sup> mostraron que incrementando  $Al_{baño}$  o decrementando la  $T_{baño}$  la estabilidad de la capa inhibidora fue incrementada.

Hertveldt <sup>(11)</sup> encontró que los parámetros como son  $T_{baño}$  y  $T_{lámina}$  tienen una gran influencia en la morfología de la capa de inhibición, como también en la formación de los cristales  $\zeta$ . Aumentando la  $T_{lámina}$  de 460 °C a 500 °C incrementaba la cantidad de hoyos presentes en la capa de inhibición. Además la orientación de los cristales  $\zeta$  desaparece a favor de una precipitación más fina de estos cristales. A  $T_{baño}$  de 480 °C se tiene un efecto destructivo en la capa de inhibición, apareciendo zonas de reacción de Fe-Zn. Comenzando por el diagrama de equilibrio Fe-Al-Zn se pudiera esperar que sólo la fase  $\delta$  y la  $Fe_2Al_5$  nucleen en la interfase acero/recubrimiento a contenidos de  $Al_{baño}$  de 0.125% y 0.14%. Pero sólo detectaron la fase  $\zeta$  y  $Fe_2Al_5$  por difracción de rayos X. No detectaron la fase  $\delta$  ni la fase  $\Gamma$ ; concluyeron que este hecho era debido a una fuerte desviación de las condiciones de equilibrio, probablemente durante el enfriamiento después de la inmersión. <sup>(11)</sup>

## 2.12 EFECTO DE LA QUÍMICA DEL ACERO.

Ha sido reconocido que la composición química del sustrato (acero) tiene una <sup>(20,22,23)</sup> significativa influencia en la reactividad del acero durante el galvanneal. Se ha reportado <sup>(20,22,23)</sup> que el carbono, silicio y fósforo presentes en el acero, retardan la formación de las fases de aleación de Fe-Zn, mientras que el titanio y niobio promueven la reacción entre hierro y zinc.

El contenido de silicio presente en el acero también juega un papel muy importante en la reactividad del acero. Kim y Chung <sup>(20)</sup> mostraron que el contenido de hierro presente en el recubrimiento disminuye con el aumento de contenido de silicio presente en el acero. Es decir, el silicio retarda la reacción de aleación de Fe-Zn. Esto es debido a que el silicio segrega en los límites de grano de la ferrita durante el tratamiento

térmico o recocido de la lámina, por lo tanto impide la difusión a través de los límites de grano de la ferrita.

El mecanismo más aceptado para explicar el efecto de retardar la formación de las reacciones de Fe-Zn es que el carbono y el fósforo, al igual que el silicio segrega en los límites de grano de la ferrita, bloqueando la trayectoria de difusión de los átomos de Zinc. Lin y Meshii <sup>(7,24)</sup> propusieron que la segregación superficial, en lugar de la segregación de fósforo en los límites de grano jugaba un mayor papel para el cambio en la cinética de nucleación de varias fases intermetálicas de Fe-Zn.

Herveldt <sup>(7)</sup> indicó que altas concentraciones de elementos endurecedores como son: fósforo, manganeso y silicio, reducen la reactividad (facilidad de reacción de aleación de Fe-Zn) del galvanneal. Se reportó que un acero con una química de 738 ppm de fósforo, 4000 ppm de manganeso, 1322 ppm de silicio, 238 ppm de titanio, 283 ppm de niobio, no pudo ser galvanizado completamente. La mojabilidad de la lámina de acero por el zinc fue insuficiente para todos los casos. Esto pudiera ser debido al alto contenido de silicio, así como también el alto contenido de manganeso. La segregación en la superficie y la oxidación del silicio y del manganeso podrían haber tomado lugar cambiando el estado de la superficie del acero considerablemente.

Como la cinética de galvanneal es más baja en los HSS-IF, se requieren tiempos de galvanneal más largos y temperaturas más altas para obtener una completa aleación del recubrimiento de galvanneal. Esto pudiera tener los siguientes efectos en el procesamiento:

- Pudiera ser necesario un incremento en la potencia del horno de galvanneal, para obtener temperaturas más altas.
- Tiempos más largos de galvanneal resultan en menores velocidades de la línea de proceso y tiempos más largos de inmersión. Esto último, pudiera influir en la recolección del Al y el rompimiento de la capa de inhibición.

- A menores velocidades de línea se incrementa el tiempo de residencia de la lámina de acero en el horno de recocido continuo y en los equipos de enfriamiento. Dando como resultado que las propiedades del sustrato pudieran ser alteradas, como son: tamaño de grano, propiedades mecánicas, y condiciones de la superficie.
- Finalmente, a velocidades más bajas de la línea de proceso, resulta una línea de baja productividad, durante el procesamiento del galvanneal<sup>(7)</sup>.

Se propuso que el mecanismo de supresión de las zonas donde se inicia la formación de las fases Fe-Zn, era debido a que el fósforo segregaba en los límites de grano de la ferrita y restringía la difusión del zinc por los límites de grano. Esto impedía el inicio de la formación de las fases Fe-Zn en los límites de grano de la ferrita.<sup>(14)</sup>

Coffin<sup>(7)</sup> observó menos zonas de reacción Fe-Zn, periodos más largos de incubación para la nucleación de las fases  $\delta$  y  $\Gamma$  y velocidades de crecimiento más lentas de las fases  $\delta$  y  $\Gamma$  en los aceros TiNb IF con 0.07 % de fósforo en peso, comparada con el acero base TiNb IF, confirmando el mecanismo de formación de las zonas de reacción de Fe-Zn.<sup>(14)</sup>

Takechi<sup>(25)</sup> propuso que cuando un acero HSS era sujeto a galvanizado por inmersión en caliente, el silicio y el manganeso se concentraban en la superficie del acero durante el calentamiento a una atmósfera reductora, resultando en un incremento de manchas después de galvanizado. Aún si estas manchas no aparecían, la adherencia del recubrimiento se reducía.

Isobe<sup>(23)</sup> mostró que dependiendo de los óxidos complejos que se forman en la superficie después del proceso de recocido del acero con silicio y manganeso, la mojabilidad de la lámina con el zinc era influenciada.



Guttman <sup>(7)</sup> propuso que el efecto de la inhibición del fósforo, pudiera ser explicado por el impedimento de la difusión del zinc por los límites de grano en la capa de inhibición, durante el rompimiento de la capa de inhibición.

El acero de ultra bajo carbono, el principal acero para el galvanizado continuo, es prácticamente hierro puro y su superficie es químicamente activada después de ser limpiada por completo. Al exponerse al zinc fundido, el hierro rápidamente se disuelve de la lámina. La cantidad de hierro disuelto es siempre más que el depositado en el substrato como compuestos intermetálicos, entonces se produce escoria constantemente en el baño de galvanizado. <sup>(14)</sup>

### 2.13 EFECTO DE OTRAS VARIABLES.

Nakamori <sup>(11)</sup> reportó que la formación y el comportamiento de crecimiento de los compuestos intermetálicos en el acero IF fueron afectados por la orientación cristalográfica de los granos de la ferrita, especialmente para  $Al_{baño} < 0.12\%$ . Cristales  $\zeta$  precipitados ordenadamente en  $(111)_{\alpha}$ , y desordenadamente con una velocidad de crecimiento más grande, en  $(001)_{\alpha}$ , y  $(101)_{\alpha}$ . La formación y crecimiento de los intermetálicos de Fe-Zn en  $(001)_{\alpha}$ , y  $(101)_{\alpha}$  es retardada a bajas  $T_{lámina}$  a 0.1 %  $Al_{baño}$ .

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

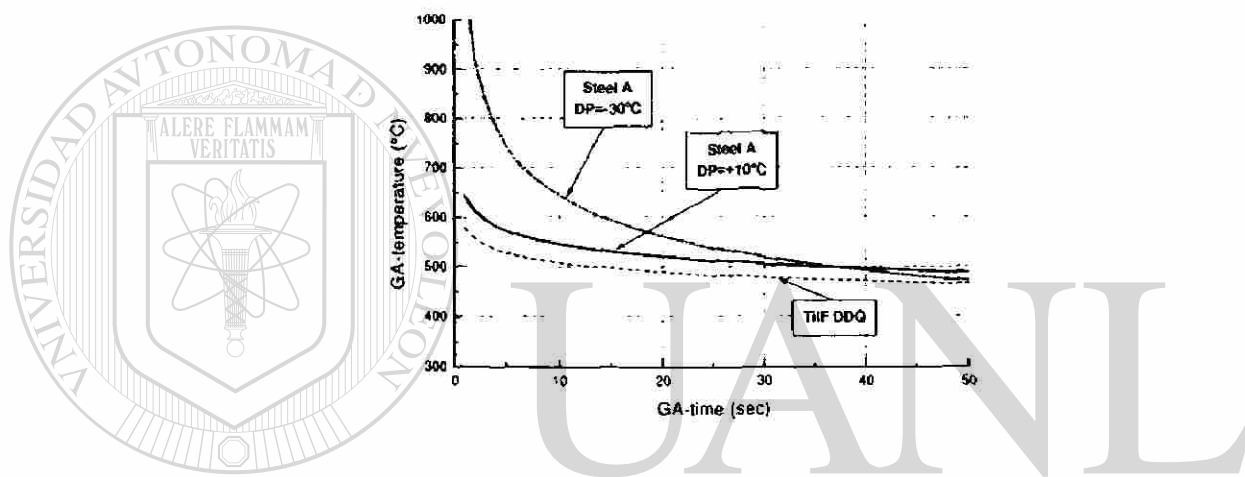
Herveldt <sup>(7)</sup> mostró que en ciertos casos específicos, un incremento del punto de rocío durante la recristalización en el recocido, puede influir en la mojabilidad del substrato durante la inmersión y en la reactividad durante el galvanneal.

Koesveld <sup>(7)</sup> reportó un incremento de la reactividad del galvanneal cuando el recocido de la lámina se llevaba a cabo en atmósferas con altos valores de punto de rocío. Altos puntos de rocío conducían a una oxidación selectiva, con la creación de finos nódulos de óxidos por debajo de la superficie, mientras que menores puntos de rocío, conducían a una oxidación externa, menos numerosa, pero mayores nódulos de óxidos en la superficie. Una alta oxidación interna selectiva tiende a incrementar la



reactividad Fe-Zn en la superficie de la lámina. Además, confirmaron el fuerte enriquecimiento en la capa de inhibición de todos los elementos de aleación que estaban envueltos en el fenómeno de oxidación selectiva (boro, silicio y manganeso).

El uso de puntos de rocío más altos se menciona en la literatura como una influencia positiva en la cinética de galvanneal<sup>(7)</sup>. Una clara influencia del punto de rocío en la cinética de galvanneal se muestra en la Figura 2.16.



**Figura 2.16.-** Efecto del punto de rocío en la cinética de reacción de la muestra, las líneas representan contenidos de hierro de  $5\text{g/m}^2$ <sup>(7)</sup>

Se observa que el recocido a una atmósfera con un punto de rocío más alta resulta en un incremento en la reacción de galvanneal. El acero A (TiNb HS IF) contenía la siguiente composición: 840 ppm de fósforo, 1100 ppm de manganeso, 10 ppm de silicio, 240 ppm de titanio, 260 ppm de niobio.

Aceros HS-IF con altos contenidos de manganeso fueron galvanizados solamente después de haber sido recocidos en atmósferas con alto punto de rocío (+10 °C). La mojabilidad del substrato además fue mejorada considerablemente.<sup>(7)</sup>

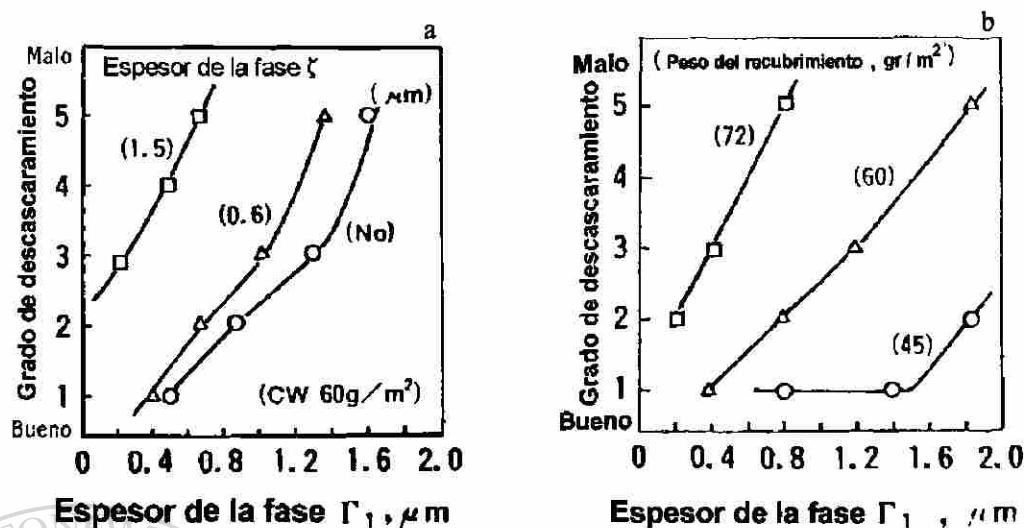
## 2.14 INTEGRIDAD DEL RECUBRIMIENTO.

Los recubrimientos con galvanneal son especialmente susceptibles a su degradación en estados de deformación compresiva <sup>(10)</sup>

Como se mencionó anteriormente el powdering se define como la desintegración del recubrimiento frágil, durante condiciones severas de formado. En general, el powdering se incrementa con un grado de aleación mayor, una temperatura mayor de galvanneal un mayor peso del recubrimiento <sup>(7,10,12,16,26)</sup>. Otros factores que afectan la integridad del recubrimiento son: la química del recubrimiento y la microestructura del mismo. <sup>(7, 10, 12)</sup>

T. Kanamaru <sup>(12)</sup> mostró que la fase gamma ( $\Gamma$ ) en la interfase acero/recubrimiento, contribuía al incremento del powdering, en tanto que la presencia de la fase zeta en la superficie, podría contribuir a reducirla, en ausencia del deslizamiento contra una superficie de la herramienta, pero podría incrementar la pérdida de masa del recubrimiento, cuando un significativo deslizamiento ocurre, como resultado de un esfuerzo más alto por fricción.

La fase  $\zeta$  está presente en la superficie del recubrimiento galvanneal, es relativamente suave y exhibe una alta resistencia a la fricción al contacto con las herramientas formadoras. El incremento de espesor de la fase  $\zeta$  disminuye las condiciones de formabilidad bajo las cuales los paneles pueden ser formados sin rompimiento y sin causar el descascamiento del recubrimiento galvanneal. En otras palabras, el alto esfuerzo de corte causado por la fase  $\zeta$  introduce grietas en la dura y frágil fase  $\Gamma$  o  $\Gamma_1$  en la cual las grietas se propagan rápidamente en el recubrimiento, el cual es eventualmente descascarado. El incremento del espesor de las fases  $\Gamma$  o  $\Gamma_1$  fomenta el descascamiento del recubrimiento galvanneal. Desde el punto de vista de formabilidad, por lo tanto, es importante hacer las fases  $\zeta$ ,  $\Gamma$  o  $\Gamma_1$  tan delgadas como sea posible. <sup>(12)</sup>



**Figura 2.17.-** Efecto del espesor de las Fases  $\Gamma$  y  $\zeta$  y de la capa de recubrimiento en el grado de descascaramiento del material <sup>(12)</sup>.

En la Figura 2.17a se muestra la resistencia al descascarado en relación a los espesores de las fases  $\zeta$  y  $\Gamma_1$ . En aquellas condiciones de formado en las que el esfuerzo de corte es producto del deslizamiento, las fases  $\zeta$  y  $\Gamma_1$  deben ser reducidas en espesor. En la Figura 2.17b se muestra la resistencia al descascarado del recubrimiento galvanneal en función del espesor del recubrimiento y la fase  $\Gamma_1$ . Como el esfuerzo de corte es proporcional a la suma de la dureza multiplicada por el espesor de la capa, la resistencia al descascarado del recubrimiento de galvanneal depende principalmente de la fase más dura  $\Gamma_1$  y el espesor del recubrimiento. El crecimiento de la fase  $\Gamma_1$  debe ser inhibido severamente con altos espesores <sup>(12)</sup>.

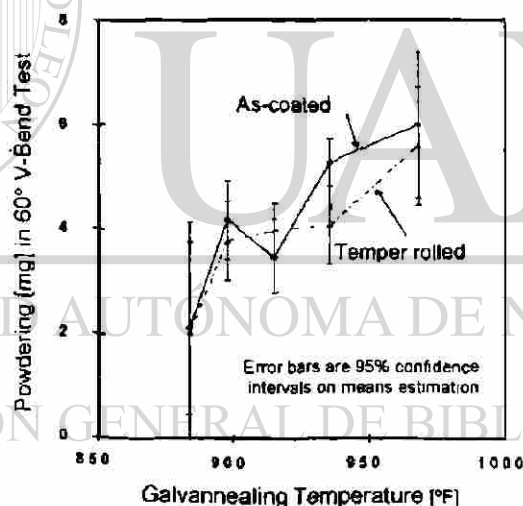
Chiaki Kato <sup>(15)</sup> relacionó el espesor de la fase  $\Gamma$  con la integridad del recubrimiento, se encontró que un incremento del espesor de la fase  $\Gamma$  incrementaba la cantidad de material desprendido del recubrimiento. Además, la integridad del recubrimiento disminuía con un aumento en la cantidad de Fe en el recubrimiento.

A. van der Heiden <sup>(13)</sup> no sólo atribuyó la integridad del recubrimiento a la fase  $\Gamma$  sino también a la fase  $\delta$  rica en hierro de 12 a 14 %. Chang <sup>(16)</sup> mostró resultados

similares, en los cuales la pobre resistencia al powdering fue atribuida a la fase delta rica en hierro (por encima de 12 %).

Nakamori <sup>(26)</sup> concluyó que la fase  $\Gamma$  ( $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$  o  $\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$ ) no podría ser la causa esencial del deterioro de la resistencia al powdering. Indicó que la formación de la fase delta rica en hierro (12 a 14 % de Fe) pudiera ser la causante de este deterioro. El incremento en peso del recubrimiento, contenido de Fe presente en el recubrimiento y temperatura de galvanneal disminuían la resistencia al powdering del material.

H.Ortiz y Rangarajan <sup>(10)</sup> reportaron la integridad del recubrimiento en un ensayo de doblez en V de 60° (V-bend 60°), variando la temperatura de galvanneal como se muestra en la Figura 2.18.

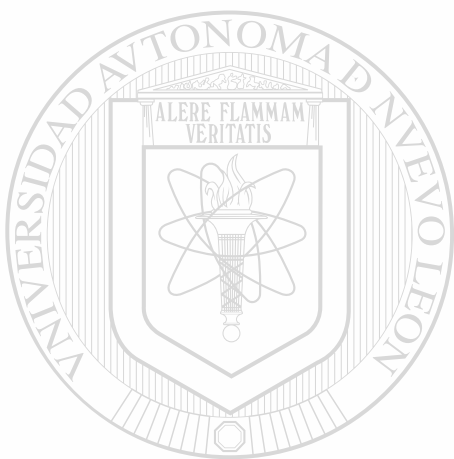


**Figura 2.18.-** Efecto de la temperatura de galvanneal sobre la cantidad de powdering en un ensayo de doblez en V de 60° <sup>(10)</sup>.

Alpas e Inagaki <sup>(27)</sup> mostraron que, durante un ensayo de estirado, el peso perdido por un acero IF estabilizado con Ti recubierto con galvanneal, aumentaba con el incremento del contenido de Fe en el recubrimiento. La pérdida de peso era mínima en contenidos de hasta 9 % Fe en comparación a un incremento notorio encontrado en

contenidos entre 10.9 y 16.36 % Fe. Esto se atribuyó a la diferencia en la propagación de grietas entre las diferentes fases formadas en el recubrimiento.

El tipo de calentamiento, ya sea por medio de inducción, quemadores de gas o por resistencia eléctrica durante el proceso de galvanneal, parece no tener efecto en la integridad del recubrimiento. <sup>(13)</sup>



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPITULO III

# SOLDADURA POR RESISTENCIA

### 3.1 INTRODUCCIÓN.

La soldadura por resistencia (RW) agrupa a un grupo de procesos en el cual el calor para soldar es generado por la resistencia al flujo de la corriente eléctrica a través de las partes a ser unidas. Es comúnmente usada para soldar dos hojas traslapadas o platos, los cuales podrían tener diferente espesor. Un par de electrodos conducen la corriente eléctrica a la unión. La resistencia al flujo de la corriente eléctrica calienta las superficies unidas (faying), formando la soldadura. Los electrodos sujetan las hojas bajo presión para proporcionar un buen contacto eléctrico y contener el metal fundido en la unión. Las superficies unidas deben de estar limpias para obtener una resistencia eléctrica de contacto consistente para así obtener un tamaño uniforme de la soldadura.

El calor requerido, generado a través de la resistencia eléctrica de los dos cuerpos a ser soldados está dado por:

$$H = I^2Rt \quad (3.1)$$

**Donde:**

**H** es el calor generado en joules.

**I** es la corriente en amperes.

**R** es la resistencia en ohms.

**t** es el tiempo del flujo de corriente, en segundos.<sup>(28,29)</sup>

La temperatura alcanzada en la unión depende de una interrelación de tres componentes variables. Estas variables están afectadas por:

- Efecto del enfriamiento del electrodo.
- Efecto consecutivo (follow up) en la resistencia.
- Efecto de la desviación de la corriente.

La presión es aplicada antes que la corriente sea activada para asegurar una buena unión. La resistencia de la unión depende de la limpieza de ambas superficies, aunque el proceso es más tolerante a la presencia de capas de óxido y contaminantes que otros procesos de soldadura. El proceso de soldadura por resistencia requiere equipo especial, pero tiene mayores ventajas como son: no requieren metales rellenos o de aportación, gases protectores, etc.<sup>(28)</sup>

Los principales procesos de soldadura por resistencia se describen a continuación:

Soldadura por puntos (RSW Spot welding).- Es el proceso discontinuo de soldadura por resistencia más común. Es usualmente empleado para soldar hojas delgadas de acero y es realizado colocando las hojas entre los electrodos móviles de una aleación de cobre. Los electrodos llevan la corriente de soldadura y pueden ser accionados para aplicar una fuerza apropiada de aplicación de los electrodos durante el ciclo de soldado.<sup>(28, 30)</sup>

Soldadura por costura (RSEW Seam welding).- Es fundamentalmente un proceso continuo de soldadura por resistencia. Uno o dos electrodos en forma de rueda corre a lo largo de una línea recta, promoviendo una serie de puntos cercanamente espaciados. Las velocidades de soldado están en el intervalo de 0.25 a 1.5 m/min. El espaciamiento de las soldaduras, la corriente de soldado y el tiempo del ciclo son ajustados por el equipo de control.<sup>(28, 30)</sup>

Soldadura por proyección (RPW Projection welding).- Es otro método de soldadura por resistencia. Este difiere de los anteriormente descritos al usar proyecciones o embollamientos para localizar el flujo de la corriente y el calor en determinados puntos. Estas proyecciones pudieran servir como puntos de contactos diseñados en uno, o ambas piezas a soldar. Las piezas son soportadas y presionadas juntas por unos dados especiales durante el soldado. <sup>(28,30)</sup>

Soldadura por rebaba (FW Flash welding).- Es un proceso en el cual la fusión es producida por el alto calor localizado obtenido por la resistencia eléctrica existente entre dos superficies en contacto. En este proceso los artículos a ser soldados se sujetan por dados que conducen la corriente eléctrica, las piezas se calientan y presionan, lo que produce la expulsión de rebaba <sup>(28,30)</sup>.

### 3.2 SOLDADURA POR PUNTOS (RSW).

La soldadura por puntos es la técnica de unión más ampliamente usada para ensamblar productos de hojas de metal, como son los ensambles del cuerpo de automóvil, aparatos domésticos, muebles, productos para construcción y una limitada variedad de componentes de aviación.

Las principales variables del proceso son: corriente de soldado, tiempo de soldado, fuerza de aplicación del electrodo, material del electrodo y diseño. Se requieren altas corrientes de soldado para calentar y fundir el metal base en un tiempo muy corto. El tiempo para realizar una soldadura por resistencia sencilla es generalmente menor a un segundo. <sup>(31)</sup>

Las superficies en contacto en la región de concentración de la corriente se calientan por un corto pulso de tiempo de bajo voltaje, y alta corriente, para formar la zona de metal soldado. Cuando el flujo de corriente cesa, la fuerza de aplicación del electrodo se mantiene mientras el metal se enfría y solidifica.



La mayor ventaja de la soldadura por puntos incluye altas velocidades de operación y una adecuada optimización o robotización e incluso líneas de ensamble de alta producción junto con otras operaciones de fabricación. El control automático de corriente, tiempo y fuerza de aplicación de los electrodos permite la producción de buenas soldaduras a altas velocidades de producción y a bajos costos laborales, usando operadores con poca capacitación.

Casi todos los metales pueden ser soldados por soldadura por resistencia, si un apropiado equipo es usado, junto con las condiciones adecuadas de soldado. Esto es particularmente cierto para hojas delgadas o productos de lámina de acero, sin recubrimiento o con recubrimiento.<sup>(32)</sup>

El material que se funde por el calor que se genera es el que forma la unión de las piezas, tiene una forma ovalar en sección transversal y, en una vista de planta, tiene la misma forma que la cara del electrodo (la cual es usualmente redonda) y aproximadamente del mismo tamaño, ver Figura 3.1.<sup>(28,31)</sup>

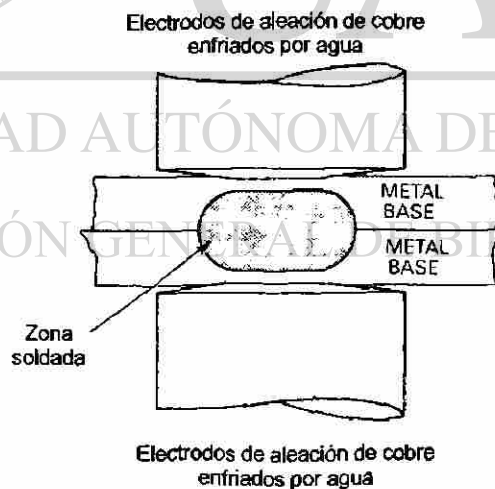


Figura 3.1.- Diagrama esquemático de la soldadura por puntos<sup>(31)</sup>.

Es posible soldar partes con espesores diferentes, el espesor del componente más delgado es tomado como referencia, porque el calor de entrada es el que lo rige. Sin embargo, la masa térmica del componente más grueso puede limitar la soldadura, porque

la sección transversal puede no alcanzar la temperatura de fusión antes de que la pieza delgada este fundida. El límite para soldar piezas de igual espesor con un flujo ininterrumpido de corriente parece ser de aproximadamente 3.2 mm (1/8 pulgada.).<sup>(28)</sup>

La soldabilidad de un metal está controlada por tres factores: (1) resistencia específica, (2) conductividad térmica y (3) temperatura de fusión. El metal con una alta resistencia al flujo de la corriente, una baja conductividad térmica y una temperatura de fusión relativamente baja es fácilmente soldable.

El incremento de la temperatura ( $\Delta T$ ) del material a soldar debido al calor generado por la máquina se deduce de la siguiente ecuación:

$$Q = H = mC_p\Delta T \quad (3.2)$$

Que, en combinación con la Ec. (3.1) da:

$$\Delta T = \frac{I^2 R t}{m C_p} \quad (3.3)$$

**Donde:**

$m$  = masa del material

$C_p$  = calor específico del material

Para que el material llegue a soldarse fácilmente se puede concluir de la Ec. (3.3) que el material deberá contar con un volumen a soldar pequeño y con un calor específico bajo.

La velocidad con la que se pierde energía en la zona soldada es directamente proporcional a la conductividad térmica del material y al gradiente de temperaturas, además es inversamente proporcional a la capacidad calorífica<sup>(31)</sup>.

### 3.2.1 Parámetros importantes en la soldadura.

La soldabilidad de las láminas depende en gran forma, de su espesor, condición de la superficie y de sus propiedades físicas y mecánicas. <sup>(33)</sup> El proceso de soldadura por resistencia emplea una combinación de fuerza y calor para producir la soldadura entre las piezas de trabajo. El calor por resistencia ocurre cuando la corriente eléctrica fluye a través de las piezas de trabajo. Las piezas de trabajo son generalmente el circuito secundario de un transformador, el cual convierte el potencial comercial de alto voltaje, baja corriente, en una adecuada potencia para soldar de alta corriente, bajo voltaje. <sup>(6,31)</sup>

Como se mencionó anteriormente, el calor generado por la corriente puede ser expresado como se indica en la Ec. (3.1.). La corriente para soldar y el tiempo pueden ser medidos fácilmente, pero la resistencia es un factor complejo y difícil de medir. Esta variable está afectada por varios componentes:

- (1) La resistencia de contacto entre los electrodos y las piezas de trabajo.
- (2) La resistencia de contacto entre las piezas de trabajo.
- (3) La resistencia del cuerpo de las piezas de trabajo.
- (4) La resistencia de los electrodos.

La resistencia de contacto es fuertemente afectada por las condiciones de la superficie, como son: limpieza, ausencia de óxidos u otros compuestos químicos y por la rugosidad de la superficie. La resistencia del cuerpo está directamente relacionada con las resistividades de los materiales en contacto e inversamente relacionada a la presión en el área de contacto. La presión de soldado de los electrodos llega a ser el mayor factor en la determinación de la resistencia de contacto en partes con superficies uniformes. Superficies de óxidos no uniformes, como son las costras en el acero, hacen que el control de la uniformidad sea difícil. Es entonces preferible remover estos óxidos químicamente o mecánicamente previo al soldado. <sup>(31)</sup>

La resistencia del metal base es proporcional a la resistividad del material y a la longitud de la dirección de la corriente e inversamente proporcional al área de la trayectoria de la corriente. Para materiales de alta resistividad y espesores grandes, la resistencia del metal llega a ser más importante y la resistencia de contacto llega a ser menos importante. Para materiales de alta conductividad eléctrica, la resistencia de contacto es la más importante. Diferencias en resistividad son reflejadas en las amplias diferencias de corrientes que se requieren al hacer el mismo tamaño de soldadura en varios materiales. En general, la magnitud de la resistencia involucrada es de alrededor de  $100 \mu\Omega$ , dando como resultado, que las corrientes sean superiores a  $10^3 \text{ A}$  <sup>(31)</sup>.

La resistencia de contacto entre la pieza de trabajo de acero desaparece fuertemente durante el primer medio ciclo del flujo de corriente alterna. Sin embargo, el calor generado en las superficies a soldar (interfase lámina/lámina) durante el primer medio ciclo incrementa la temperatura del metal base y causa un incremento significativo en la resistencia del metal base, la cual se incrementa con el aumento de la temperatura. El incremento de la resistencia del metal base hace que la corriente para soldar sea más efectiva en producir una soldadura. <sup>(31)</sup>

---

La cantidad de energía que se requiere para producir una soldadura con una resistencia dada se determina por varios factores. El área de soldado deseada (volumen calentado), temperatura máxima, calor específico de las piezas de trabajo y la pérdida de calor en los alrededores del metal y en los electrodos son factores claves. Un incremento de uno o más de estos factores requiere de su correspondiente incremento de energía para soldar. <sup>(31)</sup>

La pérdida de calor llega a ser significativamente más grande cuando la duración del flujo de corriente se incrementa. Por lo tanto, tiempos largos de soldado requieren un correspondiente incremento en la energía de entrada para realizar la soldadura para poder compensar las pérdidas de calor. <sup>(31)</sup>

### 3.2.2 Resistencia eléctrica del material.

La importancia de la resistividad eléctrica en la mayoría de los procesos de soldadura no puede ser ignorada. Su papel en la soldadura por resistencia es obvia, porque este parámetro está directamente relacionado al calor generado para una determinada corriente. Se ha reportado la resistencia eléctrica del material en dos formas: resistencia estática y la curva de resistencia dinámica.

#### 3.2.2.1 Resistencia eléctrica estática.

La resistencia estática es aquel valor que se obtiene al usar un ohmetro de baja resistencia. Los valores de algunos metales y aleaciones se muestran en la Tabla 3.1.

TABLA 3.1 (a 20 °C)		
Metal	Temperatura de fusión	Resistividad
	(°C)	$10^{-8} \Omega m$
Aluminio		
99.9 Puro	660.37	2.65
*99.996 Puro	660	2.6548
Aleaciones para forja	630-650	2.8-6.7
Aleaciones para fundición	500-650	3.0-7.0
Cobre		
99.9 Puro	1084.4	1.68
90 Cu, 10 Al Bronce al Al	1050-1070	12-14
90 Cu, 10 Zn Bronce comercia	1050-1070	3.92
Hierro		
99.9 Puro	1538	9.69
Acero de baja aleación	1430-1500	10-20
Acero inox. martensítico	1480-1540	54-69
Acero inox. austenítico	1370-1450	71-79
Tungsteno	3387	5.42
Zinc <sup>(46)</sup>	419.5	5.916
Oro <sup>(46)</sup>	1063	2.35
Plata <sup>(46)</sup>	960.8	1.59
Platino 99.85 Puro <sup>(46)</sup>	1769	10.6

**Tabla 3.1.- Resistencia eléctrica de algunos materiales a 20 °C <sup>(31)</sup>.**

Los valores que se muestran en la Tabla 3.1 fueron determinados a temperatura ambiente. En todos los casos la resistividad incrementa casi linealmente con la temperatura, sin embargo la tasa de incremento es diferente en los diferentes materiales.<sup>(31)</sup>

### 3.2.2.2 Curvas de resistencia eléctrica dinámica.

Las curva de la resistencia dinámica (variación continua de la resistencia) se puede obtener por medio de los siguientes métodos: 1).- Obteniendo la corriente y el voltaje cuando la corriente esta en su pico (esto es  $di/dt = 0$ ), 2).- Obteniendo ambos corriente y voltaje cuando están en sus respectivos picos (corriente y voltaje no son obtenidos al mismo tiempo), 3).- Muestreo secuencial de alta velocidad de la corriente y el voltaje (por encima de 1000 Hz), y 4).- Monitoreando el factor de potencia, como un indicativo directo del cambio de la resistencia.<sup>(34,35)</sup>

Dickinson<sup>(36, 37)</sup> presenta esquemáticamente las diferentes etapas que se presentan en la curva de resistencia dinámica, Figura 3.2. En la etapa 1 las láminas a soldar se ponen en contacto por medio de la fuerza de aplicación de los electrodos, creando áreas de contacto eléctrico en las asperezas de la superficie. Los óxidos y otros contaminantes pueden encontrarse presentes en las piezas a soldar, por lo tanto la resistencia de contacto en esta etapa pudiera ser muy alta. El calor generado puede ser concentrado en las superficies, principalmente en las asperezas de contacto, el rompimiento de los contaminantes de la superficie.

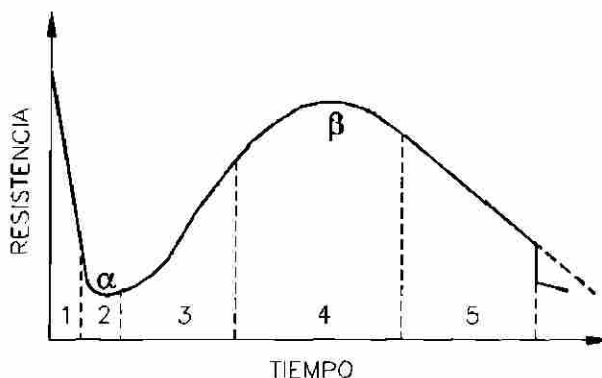


Figura 3.2.- Ilustración esquemática de una curva de resistencia dinámica<sup>(36)</sup>.

Inmediatamente después de la ruptura de los contaminantes de la superficie se inicia la etapa 2. En esta etapa el calor se concentra en la interfase lámina/lámina, principalmente alrededor de las asperezas que se encuentran en contacto, estas asperezas tienden a ablandarse y entonces el área de contacto se incrementa, provocando por lo tanto un decremento en la resistencia. Al mismo tiempo, el calor generado en esta región fluye radialmente en todo el material, causando un incremento en la resistencia debido al aumento de la temperatura.

Este aumento en la resistencia es evidente en la etapa 3. El final de esta etapa pudiera corresponder a la fusión localizada.

En la etapa 4 el crecimiento de la zona soldada continua hasta que el material sólido que lo rodea no puede soportar la fuerza de aplicación de los electrodos. El pico  $\beta$  indica el inicio de la estabilidad de la temperatura, mientras que el crecimiento de la zona soldada y el colapso mecánico comienzan a dominar el proceso, por consecuencia la resistencia eléctrica empieza a decrementar.

Durante la etapa 5, después del punto  $\beta$  el crecimiento de la zona soldada y el colapso mecánico continúan, causando un decremento de la resistencia. Si la zona soldada crece a un tamaño tal que no pueda ser contenida por material sólido bajo la presión de los electrodos su expulsión puede ocurrir.

Gedeon <sup>(38,39)</sup> observó un comportamiento similar en los experimentos que realizó en aceros recubiertos, con la excepción que encontró 8 etapas. La primera la asocio a la disminución de la resistencia debido al rompimiento de las películas aislantes (óxidos, contaminantes, etc.) y al colapso de las asperezas en la interfase. La etapa 2 con un pequeño incremento de la resistencia eléctrica, debido al calentamiento del recubrimiento (zinc y Fe-Zn) en la interfase lámina/electrodo. La etapa 3 corresponde a la caída de la resistencia dinámica, debida a la fusión de las interfases, ya que el metal líquido presente en la interfase reduce la resistencia de contacto al permitir un contacto



íntimo. En la etapa 4 se observa el incremento de resistencia debido al aumento de la temperatura. En la etapa 5 el incremento del tamaño del halo (recubrimiento líquido formado alrededor de la zona soldada) incrementa el área por donde fluye la corriente, reduciendo la resistencia total. El halo que se forma en los recubrimientos de zinc es un excelente conductor y ayuda a bajar más la resistencia. Los aceros recubiertos con galvanneal no exhiben esta etapa, debido a que no se presenta el fenómeno de crecimiento de halo. Los materiales no recubiertos no presentan formación de halo. En la etapa 6 el incremento de la resistencia es debido al calentamiento de la interfase lamina/lamina y al calentamiento del sustrato. Cuando una cantidad considerable de metal alcanza la temperatura de fusión o de ablandamiento, etapa 7, la pendiente de la resistencia dinámica pudiera decrementar, alcanzando un valor máximo para después disminuir. Esto es debido principalmente, al colapso de la interfase lámina/electrodo y al ablandamiento del material teniendo como consecuencia la penetración de los electrodos en el material. La disminución del espesor del material, así como el incremento del área de contacto en la interfase lámina/lamina y lámina/electrodo reducen la resistencia. La resistencia dinámica se reduce rápidamente cuando el material es expulsado bruscamente, etapa 8.

---

Somsky <sup>(38,39)</sup> mostró que la interfase lámina/electrodo no se llega a fundir cuando se sueldan aceros no recubiertos. A diferencia con los aceros recubiertos con zinc, que llegan a fundirse en los primeros instantes. Debido a esto, existen diferencias entre las curvas de resistencia dinámica de aceros recubiertos y no recubiertos.

Howe <sup>(34)</sup> concluyó que el galvanneal presentaba, en promedio, un mayor valor en la resistencia dinámica del material, debido a su más alto contenido de Fe presente en el recubrimiento con respecto a los materiales galvanizados.

### **3.3 SOLDABILIDAD.**

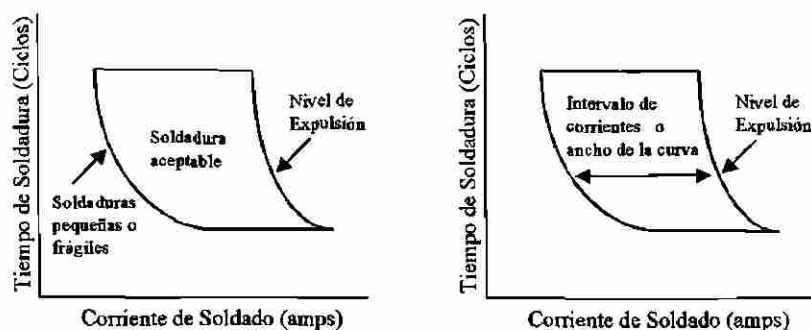
La soldabilidad de un material puede definirse como la capacidad de dicho material para obtener una soldadura de buena calidad bajo las condiciones establecidas por diferentes procedimientos.

#### **3.3.1 Generalidades.**

Una soldadura de buena calidad debe contar con un tamaño mínimo, resistencia mecánica adecuada, cumplir con la corriente máxima señalada y un bajo desgaste de los electrodos. Existen diferentes maneras de evaluar la soldabilidad de un material como son: curvas de soldabilidad, corriente máxima utilizada para obtener el diámetro mínimo de zona soldada, número de soldaduras realizadas antes de que sufran los electrodos un desgaste considerable, etc.

#### **3.3.2- Curvas de soldabilidad.**

A la combinación del intervalo de corriente y tiempo que permite obtener una soldadura satisfactoria se le conoce como curva de soldabilidad<sup>(33)</sup>. Dickinson<sup>(37)</sup> definió como curva de soldabilidad a la representación gráfica de los intervalos de las variables de soldado, en los cuales se obtenían soldaduras aceptables en un mismo material a una determinada fuerza de aplicación de los electrodos. La curva se construye combinando diferentes tiempos de soldadura con diferentes corrientes de soldado. En la Figura 3.3, se muestra un diagrama esquemático de una típica curva de soldabilidad.



**Figura 3.3.-** Diagrama esquemático de una curva de soldabilidad <sup>(37)</sup>.

Dickinson <sup>(36, 37)</sup> reportó que un incremento en la fuerza de aplicación de los electrodos desplazaba las curvas de soldabilidad hacia la derecha. El ancho de la curva puede ser tomada como una medida de soldabilidad del material. Además el inicio de la curva de soldabilidad, puede ser influenciada por el tipo de acero o material que se trate.

(6)

### 3.4 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS RECUBIERTOS.

Los diseñadores de la industria automotriz han incrementado, en los últimos años, la cantidad de zinc en los aceros recubiertos, principalmente para incrementar la protección en contra de la corrosión <sup>(18, 34)</sup>. Durante la soldadura de un acero recubierto galvanizado, el zinc presente en la interfase lámina - lámina se funde y se desplaza radialmente de la zona soldada (halo). Esta zona de zinc fundido que rodea la soldadura, desvía algo de la corriente alrededor de la zona soldada, provocando un decremento de la corriente disponible para formar la soldadura. Dando como resultado un incremento de la corriente necesaria para generar la unión en un acero recubierto. <sup>(34)</sup>

Otro de los aspectos a considerar para calificar un material con una buena soldabilidad, consiste en fijar los parámetros de operación de una línea de galvanizado

limitando el Al<sub>baño</sub> a 0.15% puede minimizar la cantidad de Al presente en el recubrimiento, por lo tanto mejorando la soldabilidad de la lámina galvanizada. <sup>(14)</sup>

Debido a que los aceros recubiertos requieren corrientes y tiempos de soldado mayores que los aceros no recubiertos, incrementan el grado de aleación y la difusión del material al electrodo. <sup>(29)</sup>

### 3.5 INFLUENCIA DE LOS DIVERSOS PARÁMETROS.

Como se mencionó anteriormente, el calor generado en la soldadura, puede variar directamente con la resistencia eléctrica, tiempo de soldadura y por la corriente de soldadura. Este calor generado es el responsable de la formación y resistencia mecánica de la soldadura <sup>(33)</sup>.

La resistencia eléctrica varía en una manera compleja y se ve afectada por la fuerza de aplicación de los electrodos, condición de la superficie de las láminas a soldar y por la geometría de la punta de los electrodos <sup>(33)</sup>.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

#### 3.5.1 Corriente de soldadura.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La corriente de soldado tiene un marcado efecto en el proceso. Un incremento en la corriente incrementa el diámetro de la zona soldada y su resistencia mecánica. Sin embargo, con altas corrientes, la resistencia de la soldadura alcanza un valor máximo para después decrementar. La razón de este comportamiento es debido a la expulsión de material líquido. La expulsión de material en la interfase resulta en la disminución del espesor del material, provocando una reducción en la resistencia de las partes soldadas. <sup>(33)</sup>

De A <sup>(33)</sup> mostró que al incrementar la corriente de soldado, el punto  $\beta$  de una curva dinámica se desplazaba hacia tiempos más cortos de soldado, es decir el punto  $\beta$  se desplazaba hacia la izquierda de la gráfica mostrada en la Figura 3.2. Lo cual indica que el punto  $\beta$  es causado por la interacción entre el incremento de la resistencia en el material con la temperatura y del decremento de la resistencia en la interfase.

Cuando la corriente se incrementa más allá de un nivel crítico, el tamaño de la zona soldada pudiera incrementarse tanto hasta llegar a la condición de expulsión de material. A esta condición la soldadura es considerada inaceptable, independientemente del diámetro de la zona soldada. <sup>(29)</sup>

### 3.5.2 Tiempo de soldado.

El tiempo de soldado aumenta la resistencia mecánica del material hasta un cierto valor, después tiene un comportamiento estable a altos valores de corriente de soldado. Este mismo comportamiento se observa con respecto al diámetro de la zona soldada. Una vez que la superficie de la interfase lámina/lámina se funde, la resistencia de contacto llega a ser mínima, el aumento del diámetro de la soldadura se mantiene por la resistencia total del material a temperaturas más altas. Un tiempo de soldado excesivo, pudiera causar un calentamiento extra en la interfase lámina/electrodo, reduciendo la vida del electrodo. <sup>(19)</sup>

Kaiser <sup>(40)</sup> indicó que la expulsión de material era causada por el ablandamiento térmico del material sólido que se encuentra adyacente a la zona soldada. Proponiendo dos condiciones para que exista la expulsión. La primera era para tiempos largos de soldadura, en la cual la expulsión pudiera ser causada por el ablandamiento del material que sirve como barrera debido al calentamiento producido por el aumento de la resistencia eléctrica de todo el material. La segunda era para tiempos cortos de soldadura (necesidad de mayor corriente de soldadura) que resulta de una flash expulsión, debido a que la tasa de calentamiento en la interfase lámina/lámina es mayor que la de disipación

de calor, generando un calentamiento excesivo. Este tipo de expulsión pudiera ocurrir además a bajas corrientes de soldado, en materiales donde la resistencia eléctrica de la interfase es extremadamente alta.

### 3.5.3 Fuerza de aplicación de los electrodos.

El área de contacto de la interfase lámina/lámina aumenta a altos valores de fuerza de aplicación de los electrodos, reduciendo la resistencia eléctrica de esta interfase y provocando un menor calentamiento lo que trae como consecuencia una disminución del diámetro de la soldadura y, ocasiona una disminución en su resistencia mecánica. Debido a esto se requieren valores más altos de corriente de soldado para lograr un diámetro adecuado. <sup>(33)</sup>

De A <sup>(33)</sup> concluyó que al incrementar la fuerza de aplicación de los electrodos, el punto  $\beta$  aparecía a tiempos más altos, es decir el crecimiento de soldadura sufría un retardo con resistencias eléctricas dinámicas más bajas, esto fue reportado también por Dickinson <sup>(22)</sup>.

Kaiser <sup>(40)</sup> mostró que un incremento de la fuerza de aplicación de los electrodos desplazaba la curva de soldabilidad hacia niveles de corriente más altos (se desplazaba a la derecha) y además reducía la resistencia estática del material ensayado. Por otra parte, indicó que la fuerza óptima de aplicación de los electrodos era aquella la cual producía el mayor intervalo de corrientes de la curva de soldabilidad. Por otra parte, en los ensayos realizados, se mostró que un incremento de la fuerza de aplicación de los electrodos reducía significativamente la resistencia eléctrica de las interfases, requiriendo corrientes de soldado mayores, pero con tiempos de soldadura más cortos.

Es común que los aceros endurecidos por precipitación requieran más fuerzas de aplicación de los electrodos que los aceros no aleados. <sup>(29)</sup>

### 3.5.4 Efecto de la superficie de la lámina.

El efecto de la superficie también juega un papel importante en la calidad de la soldadura, principalmente por una formación de soldadura insatisfactoria. <sup>(29)</sup>

Dickinson <sup>(36)</sup> realizó experimentos en aceros laminados en caliente, a los cuales les realizó tres tratamientos para modificar la rugosidad de la superficie. Encontró, que el material que presentaba mayor rugosidad y, por lo tanto, mayor resistencia estática, presentaba una curva de soldabilidad localizada hacia los niveles de corriente más bajos entre los ensayos realizados. Esto era esperado, debido a que una mayor resistencia eléctrica provocaba un nivel de corriente menor para la formación de la soldadura. El material que contaba con menor rugosidad, presentaba una curva de soldabilidad localizada a niveles más altos de corriente. Concluyendo que en los aceros laminados en caliente, la rugosidad jugaba un factor muy importante.

Gedeon <sup>(39,39)</sup> concluyó que la rugosidad de recubrimientos galvanizados o con galvaneal no afectaba al momento de soldarlos. También mostró que diferencias en soldabilidad pudiera darse entre recubrimientos de galvaneal, dependiendo del procesamiento, si los cristales de Fe-Zn crecían de un líquido (inmersión) o de un sólido (horno de inducción).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 3.5.5 Efecto del espesor del recubrimiento.

Gedeon <sup>(38)</sup> mostró que pequeñas variaciones en el recubrimiento no tenían un efecto importante en la localización de la curva de soldabilidad o el intervalo de corrientes adecuadas para obtener un diámetro mínimo de soldadura.

Howe <sup>(34)</sup> mostró que los aceros recubiertos con zinc por electrodepositado e inmersión mostraban una dependencia al incrementar la capa de zinc. Esto es, el intervalo de corrientes para producir una soldadura aceptable en una curva de



soldabilidad antes de que ocurra la expulsión, se incrementaba conforme aumentaba el espesor del recubrimiento de zinc. Esto se debía a la desviación de la corriente producida por el zinc líquido que rodeaba la soldadura, disminuyendo la densidad de corriente y produciendo un aumento en la corriente necesaria para que ocurra la expulsión. Se concluye que mayor recubrimiento disponible produce un incremento en la cantidad de zinc fundido alrededor de la soldadura, produciendo, por lo tanto, un efecto mayor en la desviación de la corriente. Este zinc líquido también actuaba como una barrera efectiva para inhibir la expulsión.

El posicionamiento y ancho de la curva de soldabilidad de los aceros recubiertos con zinc por inmersión no son afectados por el espesor de recubrimiento <sup>(29)</sup>. Mathieu y Patou <sup>(41)</sup> mostraron resultados diferentes, ya que concluyeron que un incremento del espesor del recubrimiento galvanizado dirigía a un incremento del nivel de corriente desplazando la curva de soldabilidad hacia valores más altos de corriente.

### 3.5.6 Tipo de electrodos.

De A <sup>(33)</sup> concluyó que al utilizar electrodos con punta redondeada o esférica, la tendencia a la expulsión del material al momento de realizar la soldadura, era menor comparado con los electrodos de punta cónica.

## 3.6 CALIDAD DE LA SOLDADURA.

La calidad de una soldadura por resistencia, se juzga por su comportamiento en pruebas mecánicas, en las que los materiales soldados se separan y se observa el modo de falla de la soldadura, así como el tamaño de la misma. En algunos casos, la separación ocurre a través de la soldadura y a lo largo de la interfase original de los materiales (falla interfásial) y en otros casos el material es arrancado alrededor de la zona soldada (falla conectada). La falla del material completamente arrancado o falla



conectada es indicativo de una buena soldadura, mientras que la falla o fractura interfásica, está asociada con una soldadura frágil o de una soldadura demasiado pequeña. Los ensayos de tensión, usando configuraciones de corte o cruzada son también empleados para evaluar la resistencia estática de las soldaduras. <sup>(6)</sup>

### 3.7 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 el tiempo de soldadura, presión y corriente. Cambios de 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. <sup>(29)</sup>

Algunas de las posibles causas de fallas en las soldaduras por resistencia se describen enseguida <sup>(29)</sup>.

Inclusiones.- Contaminantes presentes en la superficie como son suciedad, óxidos, escorias, ciertos tipos de recubrimientos y, en algunos casos aceite y grasa pudieran causar inclusiones en la soldadura. Estas inclusiones se pudieran causar 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 causar porosidades, las cuales son consideradas indeseables, pero si se excede 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 la corriente, presión excesiva o por material no adecuado.

**Grietas.**- Las soldaduras que contienen grietas son resultado generalmente del sobrecalentamiento, una inapropiada fuerza de aplicación de los electrodos o por el uso de programas de soldadura que no favorecen 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 de la soldadura la debilitan considerablemente, en cambio, si se encuentran al centro de la soldadura no causan efecto. Las grietas pueden ser evitadas con un control de la fuerza de aplicación apropiada, especialmente la de forjado al final del ciclo de soldadura.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

### **3.8 ESFUERZOS RESIDUALES EN SOLDADURAS.**

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La generación de esfuerzos de contracción y la transformación de fase pueden llegar a causar grietas durante el enfriamiento brusco. <sup>(29)</sup>

Los esfuerzos residuales surgen de la contracción del metal solidificado en presencia de 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 ser eliminados. Los esfuerzos residuales para estar internamente balanceados, deben de ser tensiles y compresivos para poder así mantener el equilibrio. <sup>(42)</sup>

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 vida a la fatiga de la muestra. La vida total a la fatiga puede ser dividida en: etapa 1.- iniciación de la grieta, etapa 2.- crecimiento estable de la grieta y etapa 3.- falla repentina. <sup>(42)</sup>

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 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. <sup>(42)</sup>

# CAPITULO V

## RESULTADOS

Para conocer el efecto que pudiera tener el espesor y las fases del recubrimiento sobre la soldabilidad del material y la integridad del recubrimiento, se procedió a examinar los recubrimientos de los materiales.

Se realizaron pruebas de soldadura a las mismas condiciones a todos los materiales entregados (muestra A, B, C, D y decapada) por una empresa en la localidad (ver Anexo 3). Se analizó la evolución de la zona soldada con respecto a la variación de la corriente de soldadura suministrada, para así poder concluir si existían diferencias entre los materiales.

### 5.1 Material

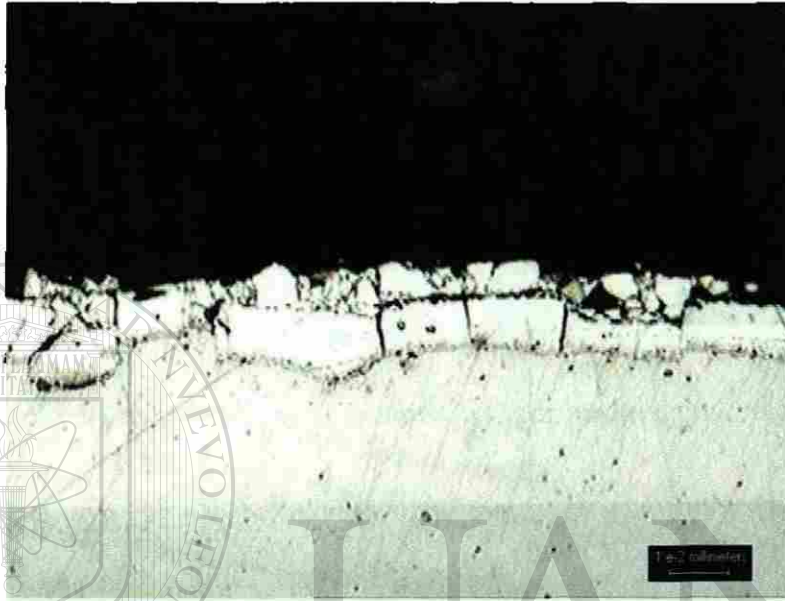
La microestructura del material y la composición química proporcionada por la empresa muestran que es un acero libre de intersticiales (IF). En la Figura 5.1 se muestra la microestructura totalmente ferrítica que presentaron todos los materiales analizados.



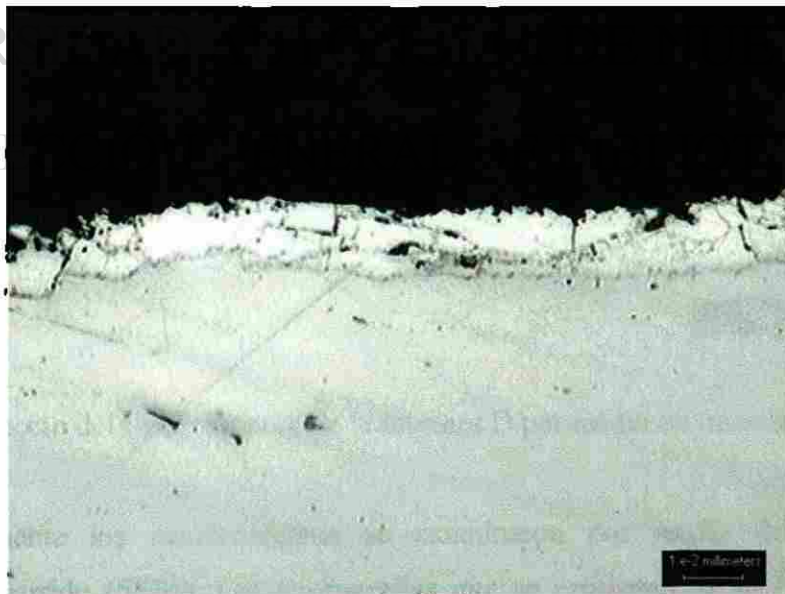
Figura 5.1.- Microestructura del acero libre de intersticiales.

## 5.2. RECUBRIMIENTO.

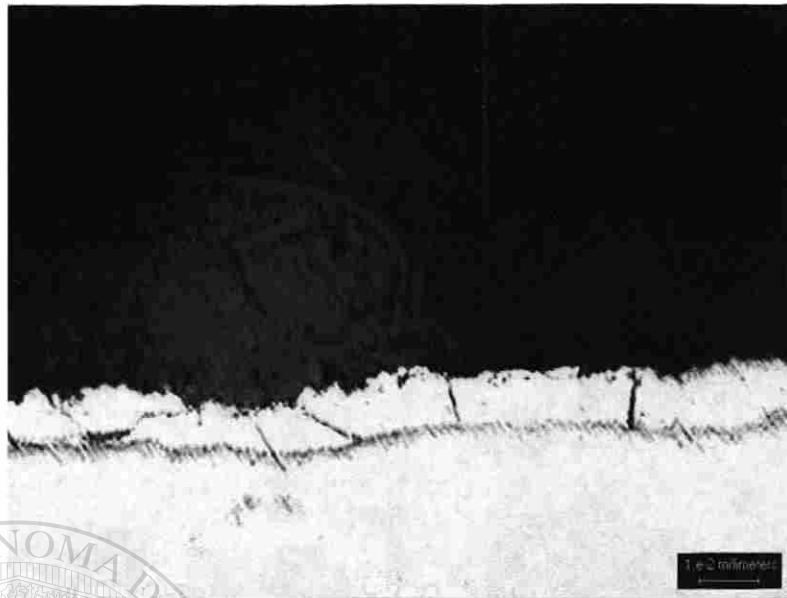
El recubrimiento se observó en forma transversal en todas las muestras por medio del microscopio óptico. Las Figuras 5.2 a la 5.5 muestran el aspecto de los recubrimientos.



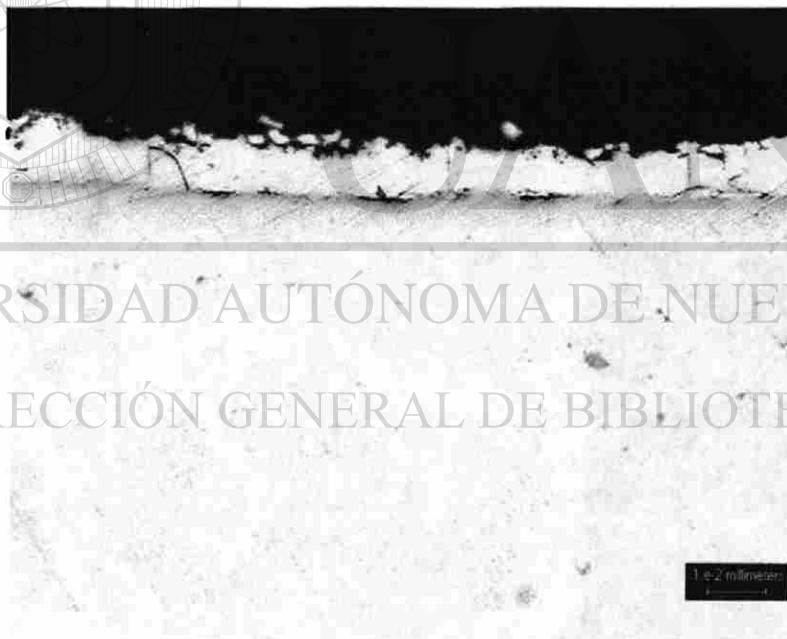
**Figura 5.2.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra A por medio de microscopio óptico.



**Figura 5.3.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra B por medio de microscopio óptico.



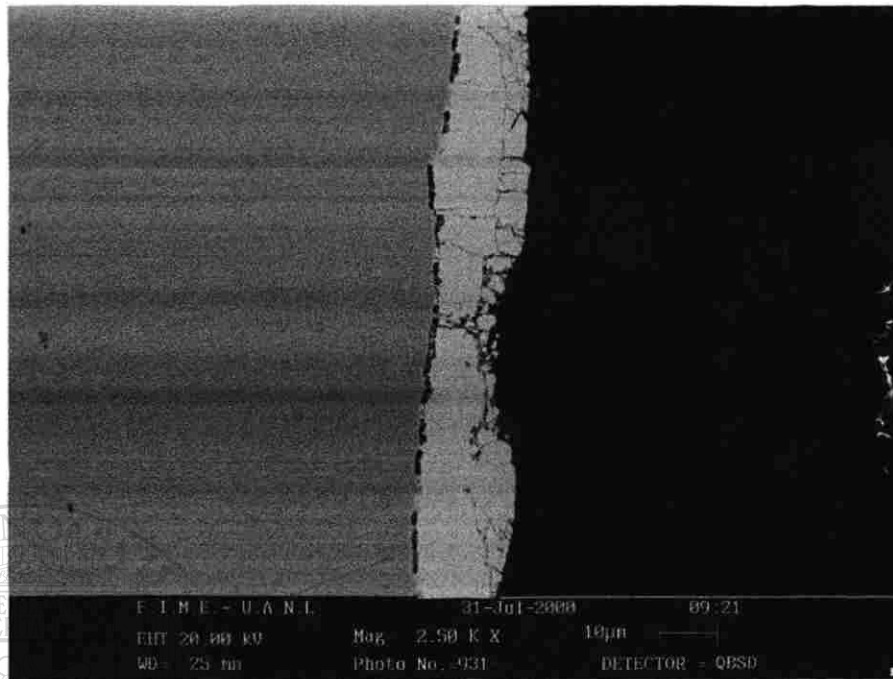
**Figura 5.4.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra C por medio de microscopio óptico.



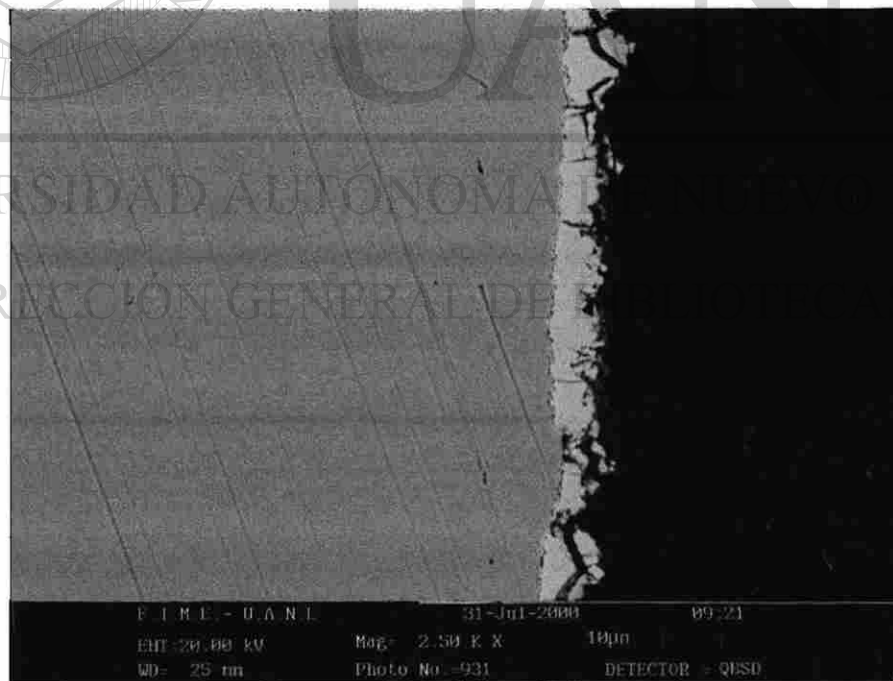
**Figura 5.5.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra D por medio de microscopio óptico.

Posteriormente los recubrimientos se examinaron por medio del microscopio electrónico de barrido (SEM). Las micrografías que se presentan de la Figura 5.6 a la Figura 5.9 se obtuvieron con el detector de electrones retrodispersados.

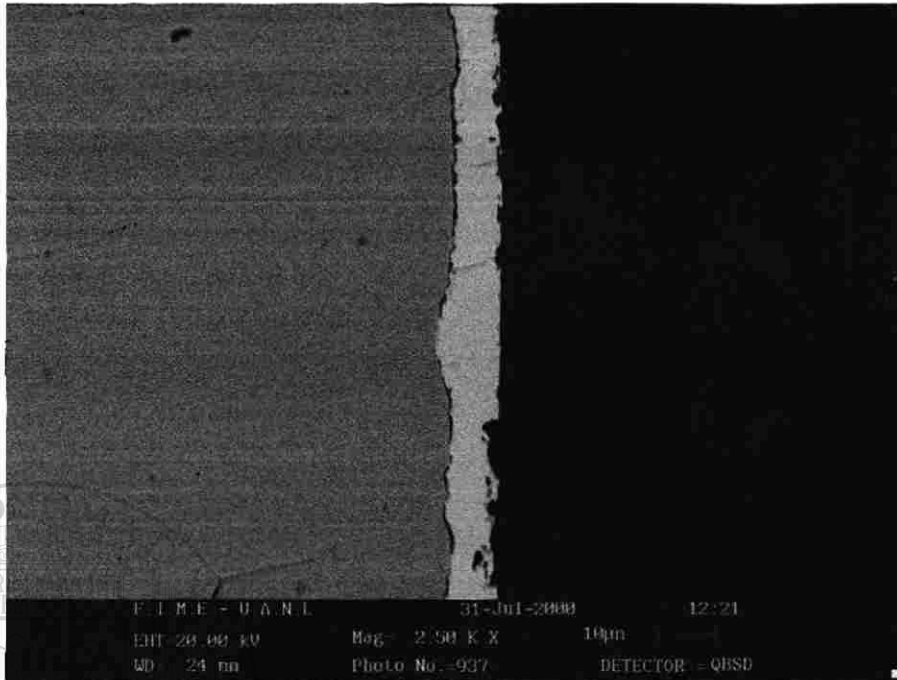




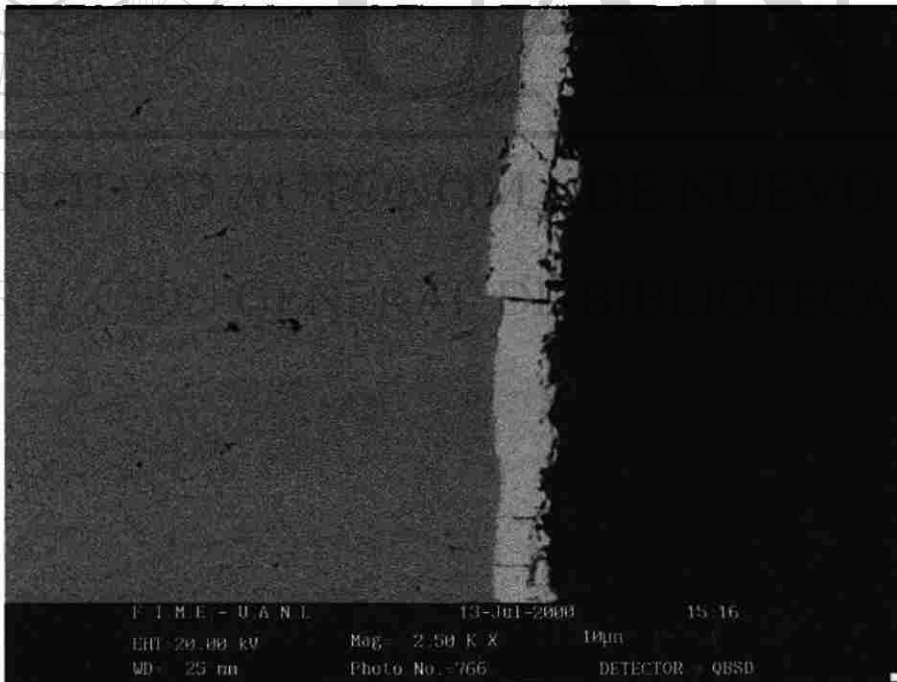
**Figura 5.6.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra A por medio de SEM.



**Figura 5.7.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra B por medio de SEM.



**Figura 5.8.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra C por medio de SEM.



**Figura 5.9.-** Aspecto del recubrimiento de la muestra D por medio de SEM.



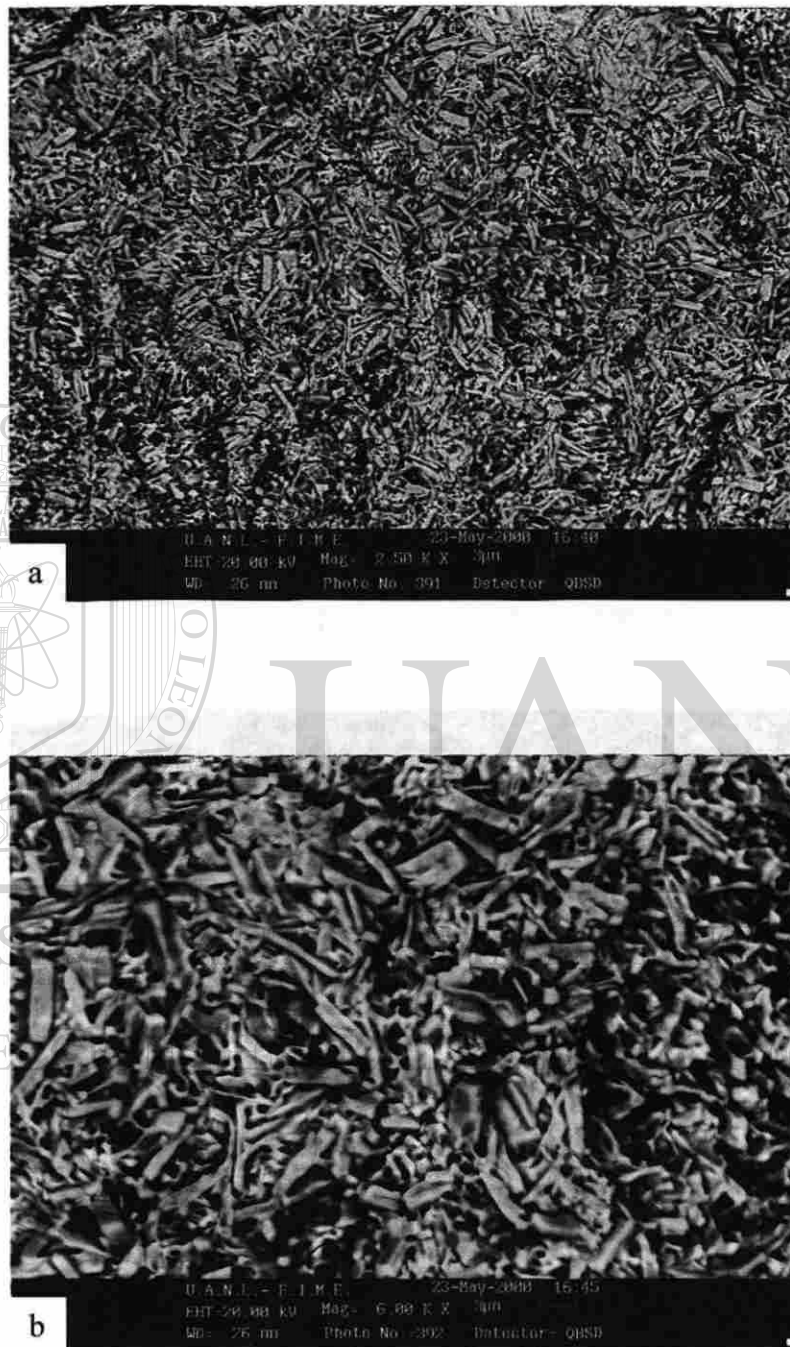
El aspecto y calidad superficial del recubrimiento también se analizaron mediante el SEM. Las micrografías con el detector de electrones retrodispersados de la superficie del recubrimiento se muestran de la Figura 5.10 a la Figura 5.13.



**Figura 5.10.-** Micrografías de la superficie del recubrimiento A, a) 2500x, b).- 6000x



**Figura 5.11.-** Micrografías de la superficie del recubrimiento B, a) 2500x, b).- 6000x



**Figura 5.12.-** Micrografías de la superficie del recubrimiento C, a) 2500x, b).- 6000x



**Figura 5.13.-** Micrografías de la superficie del recubrimiento D, a) 2500x, b).- 6000x

Las muestras analizadas en el presente estudio fueron sometidas a una laminación superficial para controlar su rugosidad. Como se muestra en la Figura 5.14, este proceso tiene como función secundaria disminuir la rugosidad por medio del aplastamiento de las asperezas presentes en la superficie del recubrimiento.

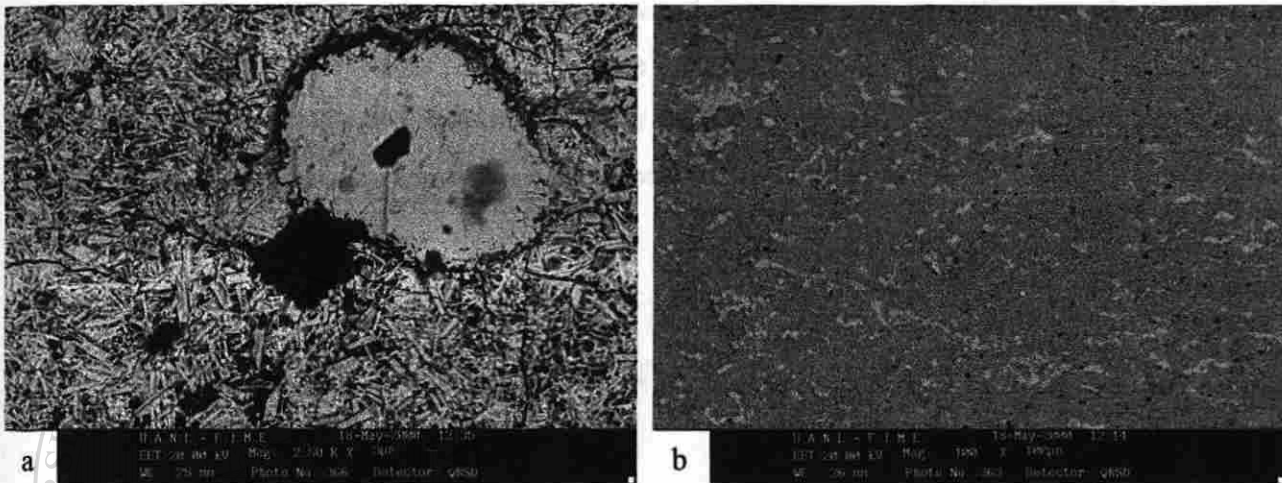


Figura 5.14.- Efecto de la laminación superficial sobre el recubrimiento, con el detector de electrones retrodispersados, a).- 2500x, b).-100x.

Se realizaron una serie de mediciones en diferentes puntos de las muestras para obtener los espesores promedio de los recubrimientos. En la Tabla 5.1 se muestran estos resultados, además de la rugosidad de cada uno. El promedio de las rugosidades se obtuvo de las mediciones realizadas con un equipo SurfTest 301 marca Mitutoyo, modelo MST-301, serie 178 con un intervalo de mediciones de  $R_a$  de 0.05 a 40  $\mu\text{m}$ . La muestra decapada mostró una rugosidad en la dirección de rolado (RD) de 1.57 $\mu\text{m}$  y 1.40  $\mu\text{m}$  a 90° de RD (TD).

Muestra	Espesor ( $\mu\text{m}$ )	Desv. Std ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )			
			RD	Desv. Std ( $\mu\text{m}$ )	TD	Desv. Std ( $\mu\text{m}$ )
A	13.09	3.13	2.06	0.42	1.91	0.36
B	9.79	1.55	1.98	0.34	1.84	0.20
C	10.11	2.41	1.59	0.23	1.85	0.42
D	9.54	1.88	1.43	0.29	1.39	0.28

RD: Dirección de laminado

TD: 90° a RD

Tabla 5.1.- Espesores de los recubrimientos y rugosidades del mismo.

### 5.3 PERFIL DE CONCENTRACIÓN DE Fe PRESENTE EN EL RECUBRIMIENTO.

Las fases presentes en el recubrimiento se detectaron mediante el análisis semicuantitativo del espectro de rayos X a través del mismo. Esto se realizó con el criterio de la Tabla 5.2. Las pruebas se realizaron a una distancia determinada por medio de análisis puntual. Los muestreos se iniciaron alrededor de la interfase acero/recubrimiento en una línea recta hasta llegar a la superficie del recubrimiento. De la Figura 5.15 a la Figura 5.18, se muestran estos resultados.

Fase	% Fe (peso)
Gama $\Gamma$	28.46 a 12.05
Delta $\delta$	12.05 a 7.08
Zeta $\zeta$	6.15

\* Valores obtenidos del Diagrama Fe-Zn a 500 °C (ver Anexo 1)

Tabla 5.2.- Contenido de Fe establecido para el presente estudio en cada fase.

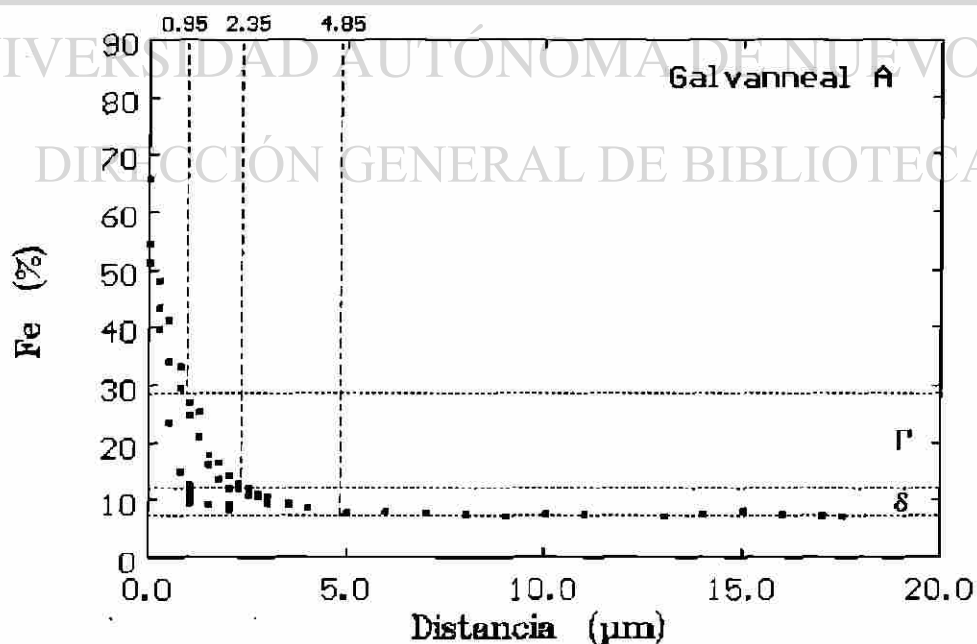


Figura 5.15.- Perfil de concentración de Fe presente en el recubrimiento A.



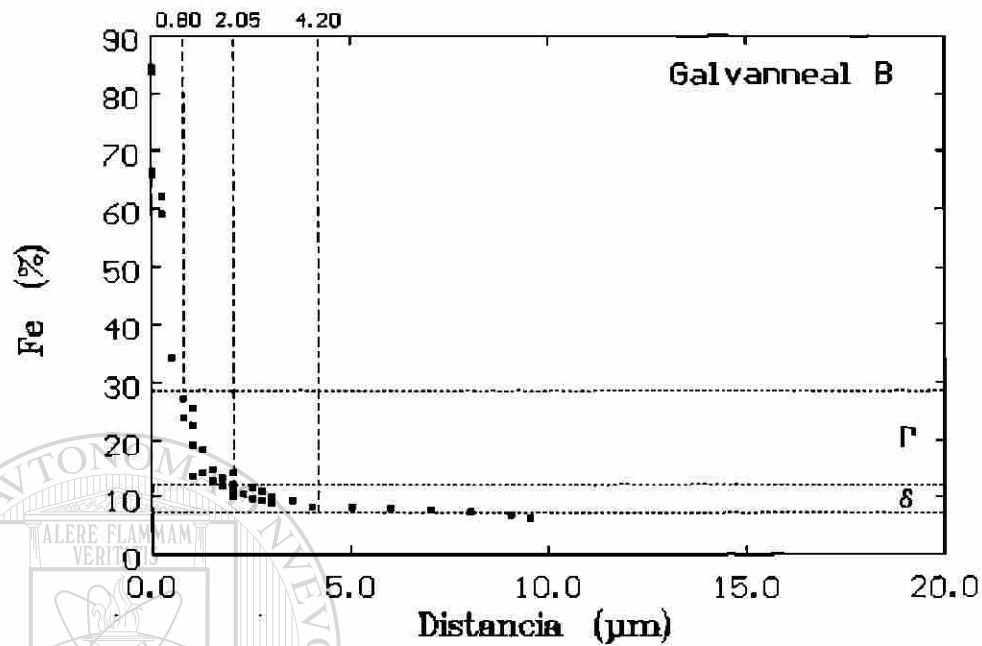


Figura 5.16.- Perfil de concentración de Fe presente en el recubrimiento B.

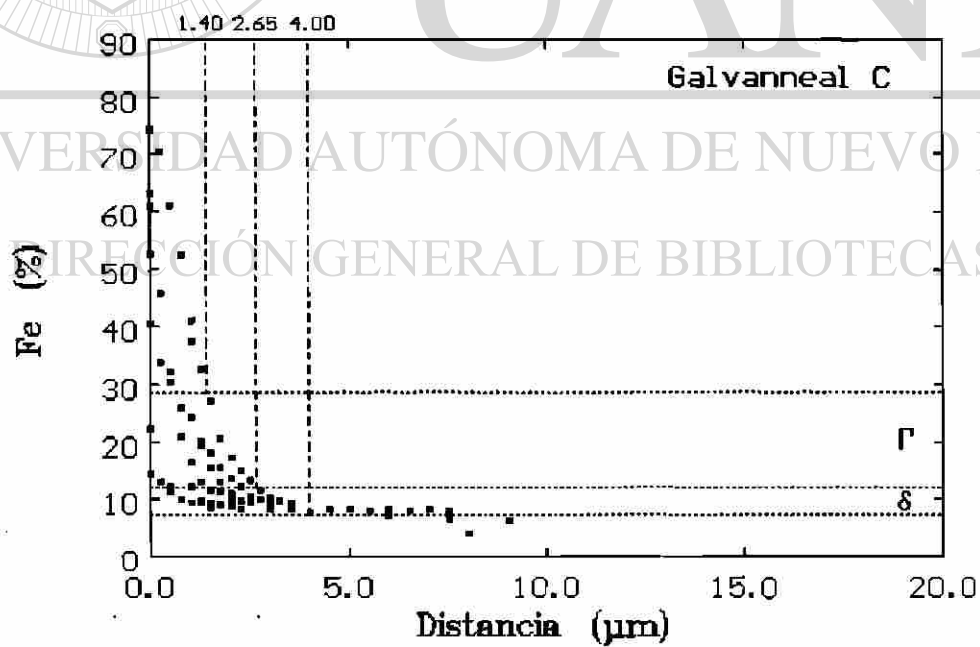


Figura 5.17.- Perfil de concentración de Fe presente en el recubrimiento C.

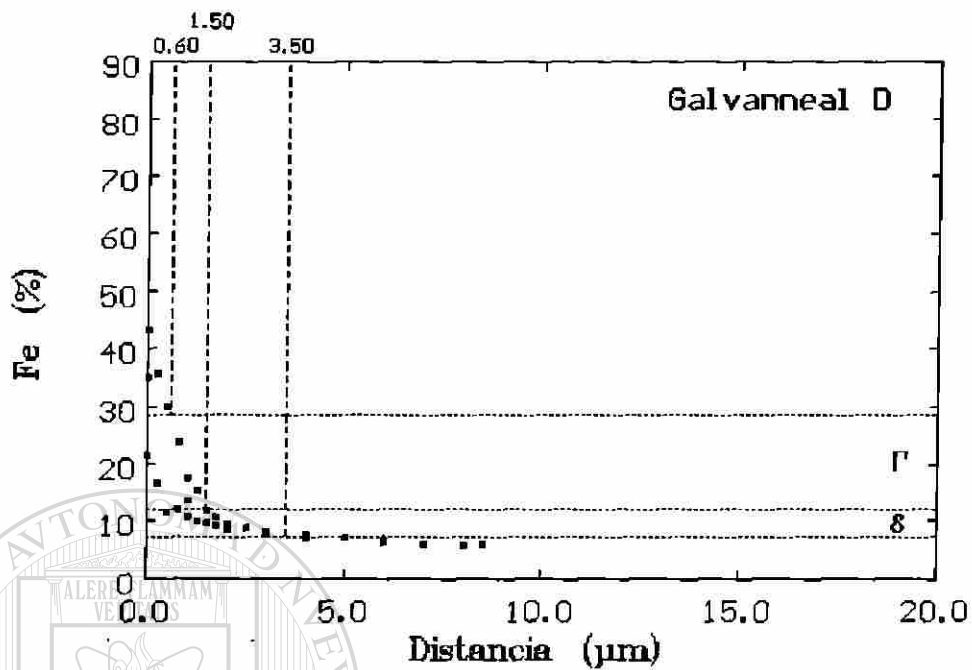


Figura 5.18.- Perfil de concentración de Fe presente en el recubrimiento D.

En la Figura 5.19 se presenta el perfil de concentración promedio de Fe de cada uno de los recubrimientos, obtenido de las gráficas anteriores.

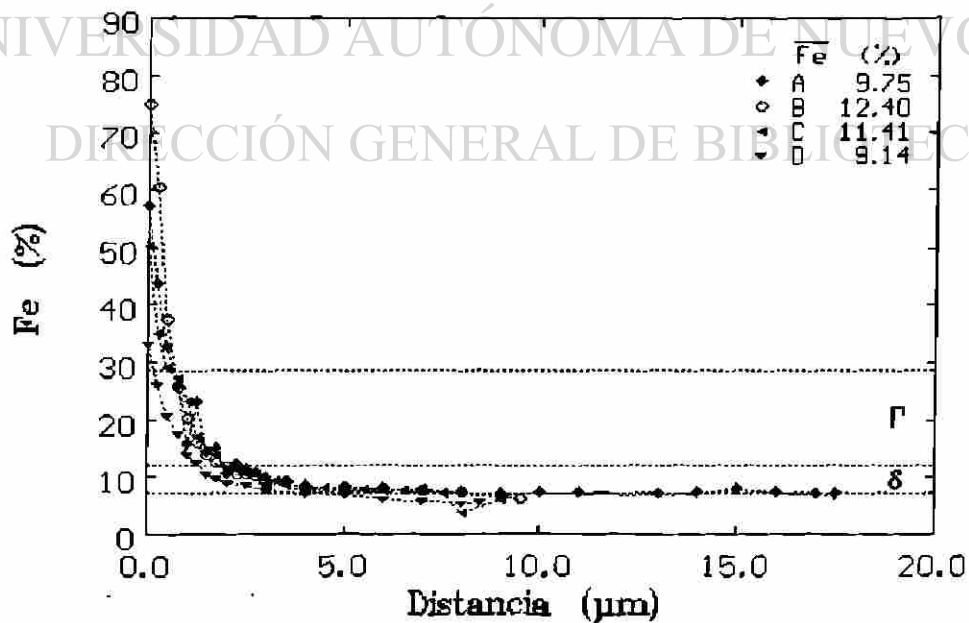


Figura 5.19.- Perfil de concentración promedio de Fe presente en los recubrimientos.



Se realizaron análisis químicos de los recubrimientos por vía húmeda en una empresa de la localidad. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 5.3, la cual muestra el contenido de Fe y Al presente en el recubrimiento, así como la capa del mismo.

Muestra	A	B	C	D
Po (g)	45.5147	44.8206	45.4105	45.3564
Pi (g)	44.799	44.2231	44.8678	44.8056
Diferencia (g/m <sup>2</sup> )	0.7157	0.5975	0.5427	0.5508
Capa (oz/ft <sup>2</sup> ) *	0.47	0.39	0.36	0.36
Capa (g/m <sup>2</sup> ) *	143	119	109	110
Capa	G-47	G-39	G-36	G-36
% Al	0.1916	0.1785	0.2212	0.2973
% Fe	11.10	10.01	11.07	10.61

**Tabla 5.3.-** Análisis químico obtenido por vía húmeda de las muestras analizadas.

## 5.4 CONTENIDO DE Fe EN LA SUPERFICIE DEL RECUBRIMIENTO.

El contenido de Fe presente en la superficie de los recubrimientos se determinó por medio de análisis semicuantitativos del espectro de la imagen del SEM. En la Tabla 5.4 se muestran los contenidos de Fe, Zn y Al en los recubrimientos.

Muestra	Elemento		
	Fe [%]	Zn [%]	Al [%]
A	8.80	90.04	1.13
B	9.04	90.02	0.93
C	9.00	89.71	1.29
D	9.14	89.84	1.02

**Tabla 5.4.-** Composición química de la muestra en la superficie de los diferentes recubrimientos tomadas con un voltaje de excitación de 20 kV, resultados obtenidos por SEM.

Otra característica observada por medio del SEM es la presencia de dos diferentes tamaños de cristales, como se puede observar en las Figuras 5.10 a la 5.13. Por tal motivo, se procedió a realizar una serie de análisis semicuantitativos en los diferentes cristales, para conocer si se trataba de cristales diferentes. Estas diferencias fueron más notorias en las muestras del material D. Los resultados se muestran en la Tabla 5.5 y en la Figura 5.20.

Cristales	Fe (%)		Al (%)	
	Promedio	Desv. Std.	Promedio	Desv. Std.
Chico	7.32	0.11	0.97	0.30
Grande	6.48	0.45	0.51	0.26

Tabla 5.5.- Resultados del análisis semicuantitativo puntual del espectro de rayos X en la muestra D.

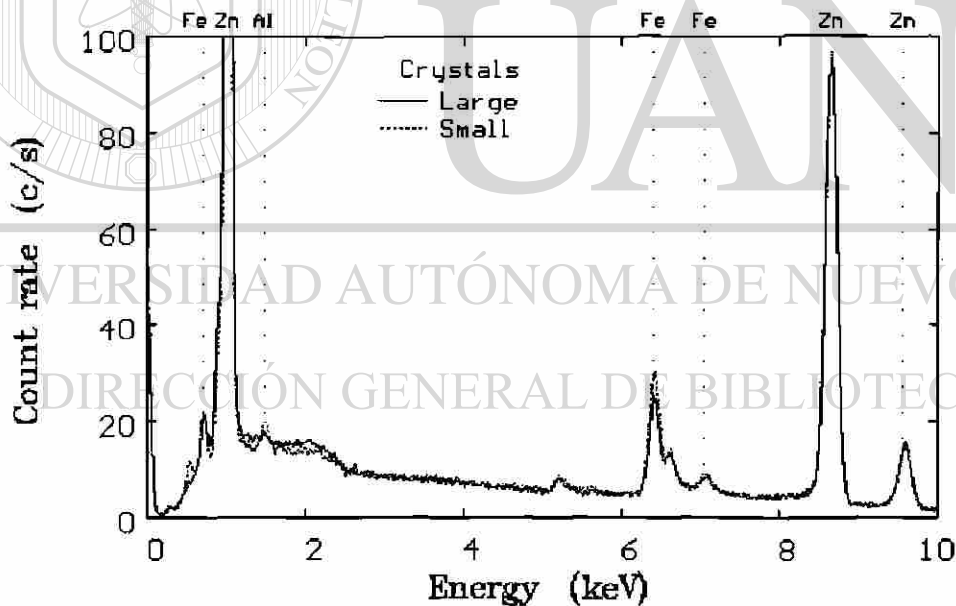
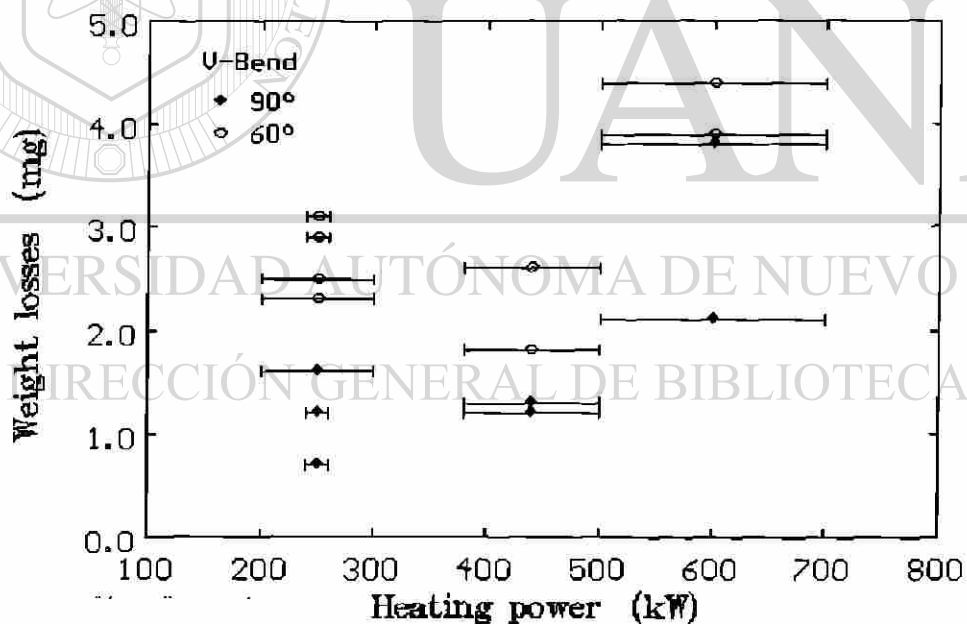


Figura 5.20.- Espectro puntual de rayos X de cristales de tamaño diferente de la muestra D.

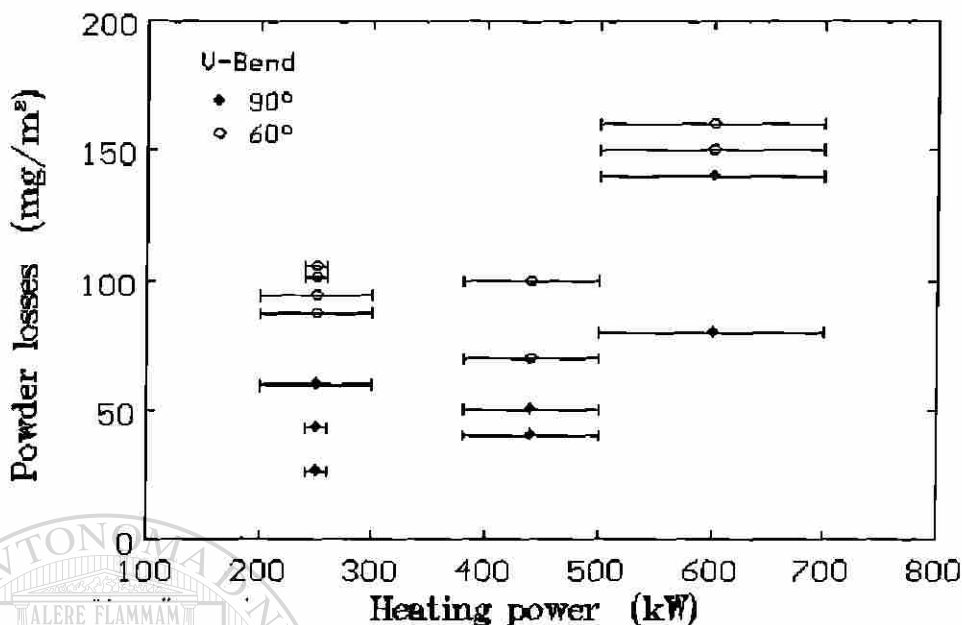
## 5.5 INTEGRIDAD DEL RECUBRIMIENTO.

Durante un proceso de formado se desea que la lámina recubierta con galvanneal presente una buena integridad del recubrimiento, esto quiere decir que no sufra pérdida de recubrimiento durante el estampado.

En las Figuras 5.21 y 5.22 se muestran los resultados obtenidos durante los ensayos de doblez en V (V-bend) aplicados sobre el material para evaluar la integridad del recubrimiento de acuerdo a la variación de la potencia suministrada por el horno de inducción durante el galvanneal. El ensayo reversible de doblez aplica fuerzas de tensión y compresión durante el ensayo. La Figura 5.21 muestra la pérdida de peso de la probeta después de realizado el ensayo, mientras que la Figura 5.21 muestra la cantidad perdida según la Ec. 4.1 para cada probeta.



**Figura 5.21.-** Pérdida de peso del material en base a la potencia suministrada por el horno de inducción durante el proceso de galvanneal.

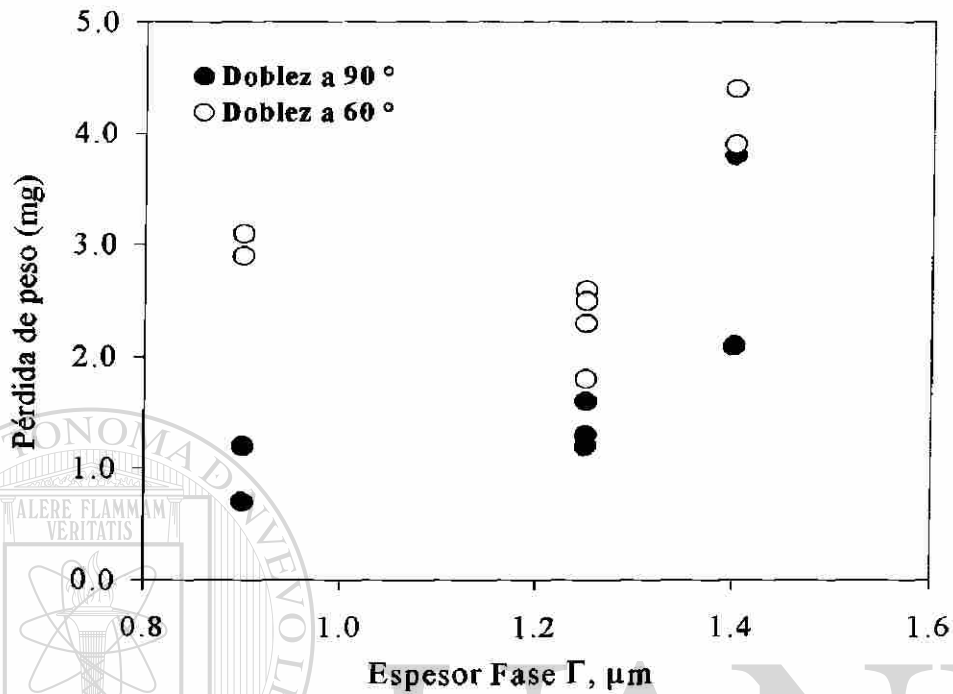


**Figura 5.22.-** Cantidad de recubrimiento perdido (ver Ec. 4.1) según la potencia suministrada por el horno de inducción utilizada el proceso de galvanneal.

Para conocer el efecto que tiene el espesor de la fase gama ( $\Gamma$ ) sobre la integridad del recubrimiento de las diferentes muestras, se calculó el espesor de la fase de acuerdo a los análisis mostrados en las Figuras 5.15 a la 5.18, los valores indicados en la parte superior indica los valores máximos de inicio y final de dicha fase en cada muestra, además de los espesores de las fases delta y zeta. Los resultados obtenidos se muestran en la en la Tabla 5.6 y en la Figura 5.23.

Muestra	Espesor de la Fase ( $\mu\text{m}$ )		
	$\Gamma$	$\delta$	$\zeta$
A	1.40	15.15	<1.00
B	1.25	6.95	1.00
C	1.25	5.05	1.50
D	0.90	4.20	2.50

**Tabla 5.6.-** Espesor de las fases de cada recubrimiento obtenidos del perfil de contenido de Fe en cada muestra.



**Figura 5.23.-** Efecto del espesor de la fase  $\Gamma$  sobre la cantidad de material perdido.

Debido a que el peso del recubrimiento ( $\text{g}/\text{m}^2$ ) también ha sido reportado como una variable a considerar para evaluar la integridad del recubrimiento, se procedió a analizar el efecto de esta variable (ver Tabla 5.3) sobre la cantidad de material perdido de las muestras analizadas, Figura 5.24.

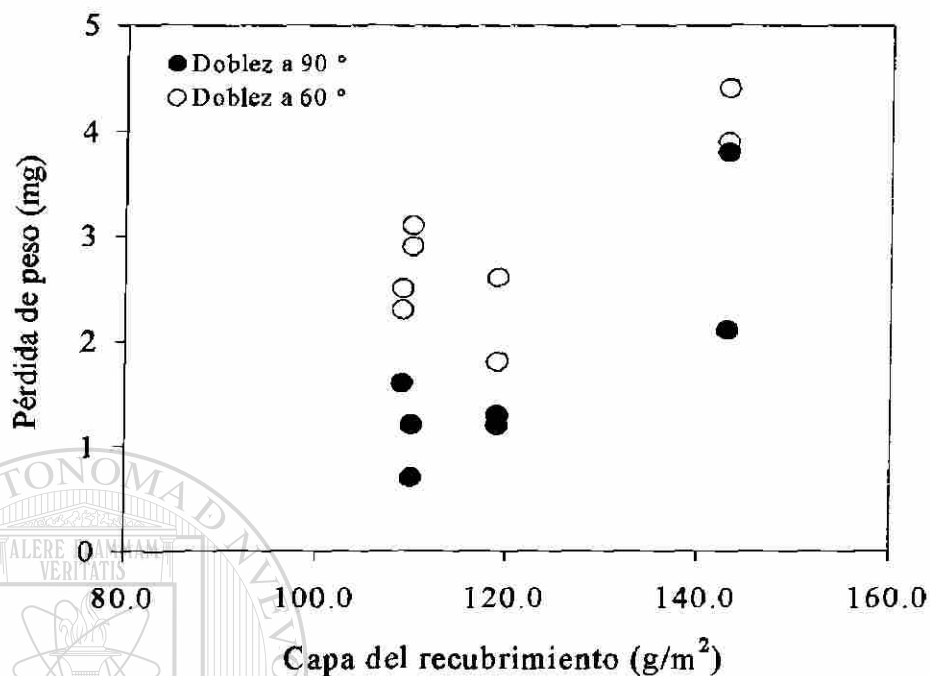
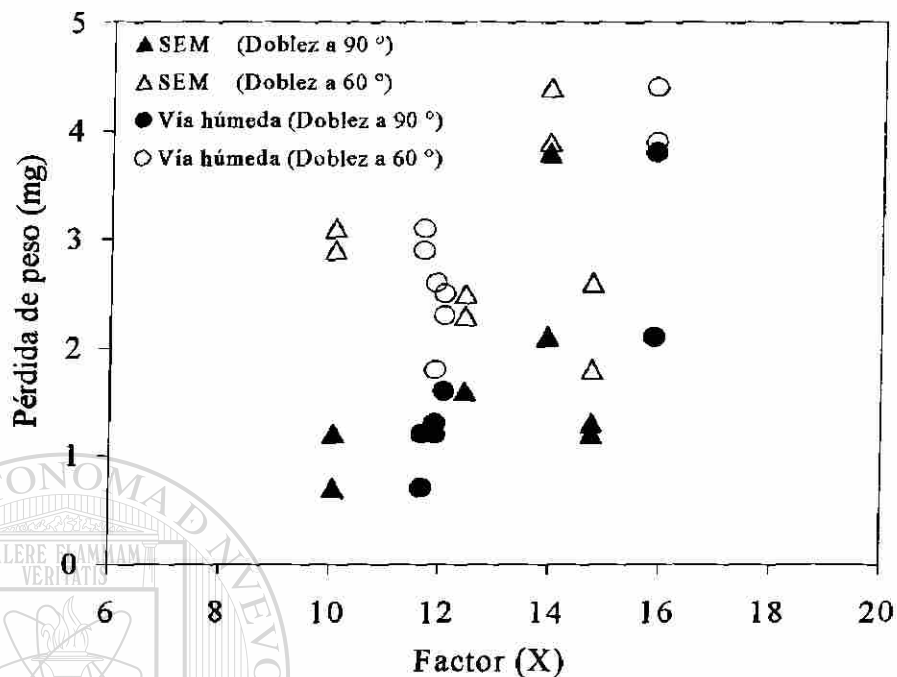


Figura 5.24.- Efecto del peso del recubrimiento sobre la cantidad de material perdido.

Otros autores <sup>(33)</sup> han considerado que además de la capa del recubrimiento, el contenido de Fe presente en el recubrimiento juega un papel importante en la integridad del recubrimiento y han reportado un factor (X) que incluye el porcentaje de Fe presente en el recubrimiento y al espesor del mismo para evaluar la integridad del recubrimiento. Este factor es la multiplicación del porcentaje de Fe dividido entre 100 por la capa del recubrimiento en g/m<sup>2</sup>, ver Ec. 5.1.

$$X = \frac{(\%Fe) * (p)}{100} \quad (5.1)$$

Donde **p** es el peso o capa del recubrimiento en g/m<sup>2</sup> obtenido según el estándar ASTM A 90/ A 90M – 95a. El porcentaje de Fe utilizado para obtener el factor (X), se obtuvo de los análisis realizados por SEM y vía húmeda. Ver Figura 5.25.



**Figura 5.25.-** Efecto del factor X del recubrimiento sobre la cantidad de material perdido en las muestras ensayadas.

El efecto del espesor del recubrimiento sobre la integridad del recubrimiento se presenta en las Figuras 5.26 y 5.27. El porcentaje de Fe utilizado para obtener el factor Y (Ec. 5.2) se obtuvo de los análisis realizados en el SEM y el espesor del recubrimiento (e) está en  $\mu\text{m}$ .

$$Y = \frac{(\%Fe)}{100} * (e) \quad (5.2)$$

100



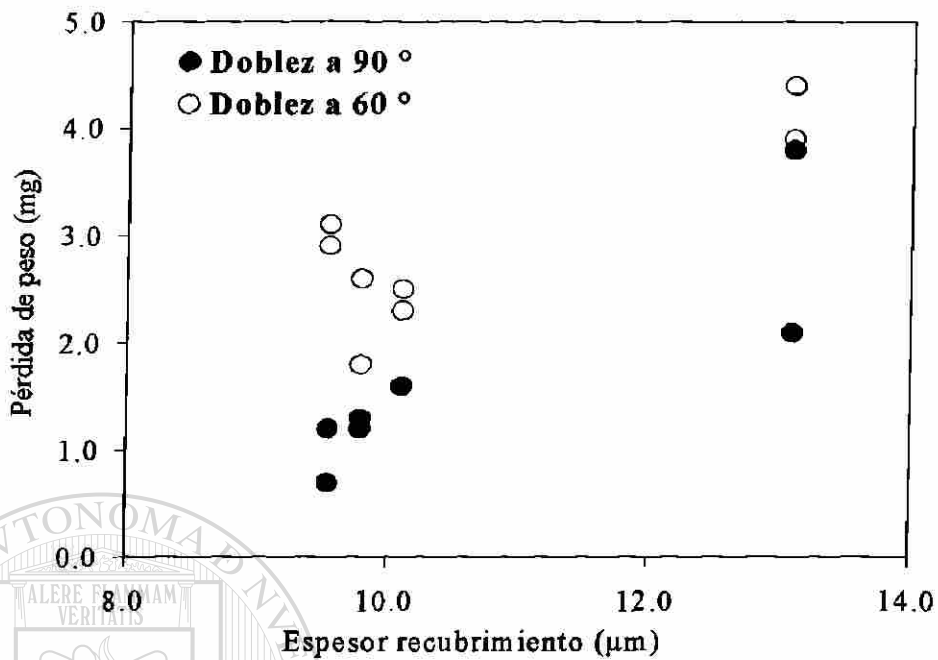


Figura 5.26.- Efecto del espesor del recubrimiento sobre la cantidad de material perdido.

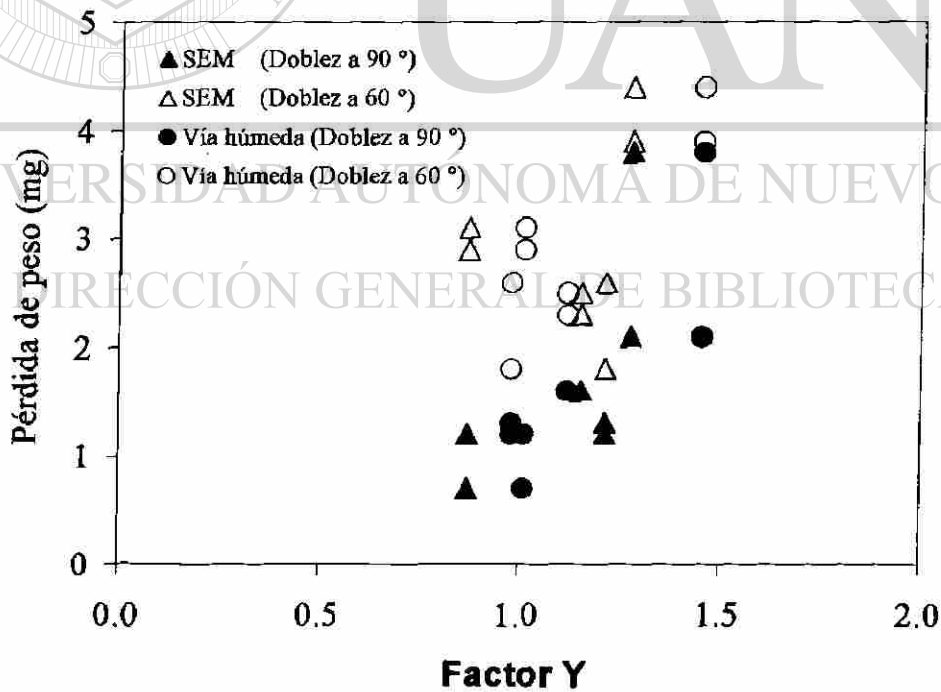
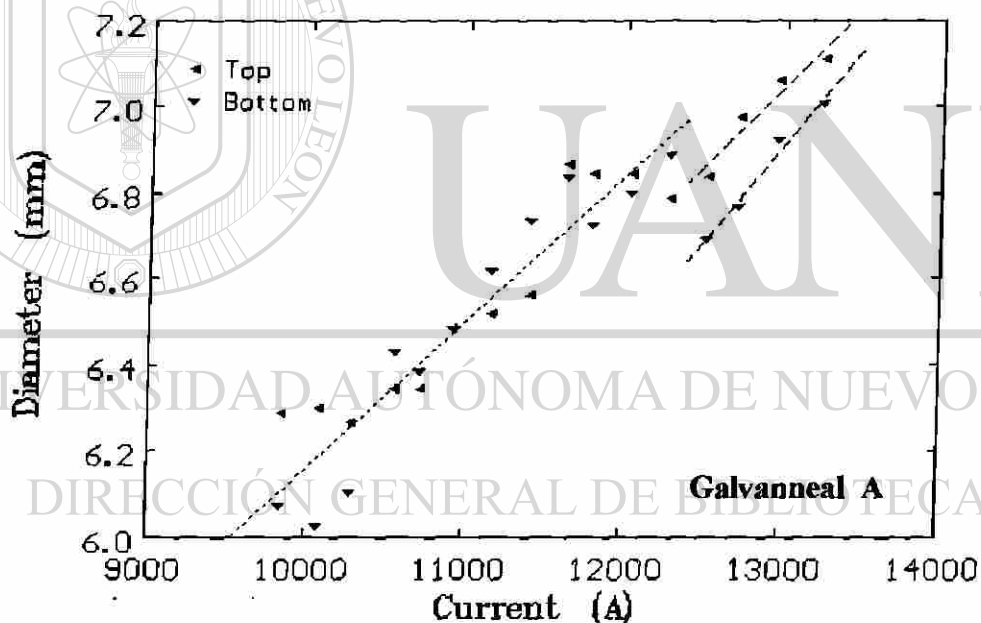


Figura 5.27.- Efecto del factor Y sobre la cantidad de material perdido de las muestras ensayadas.

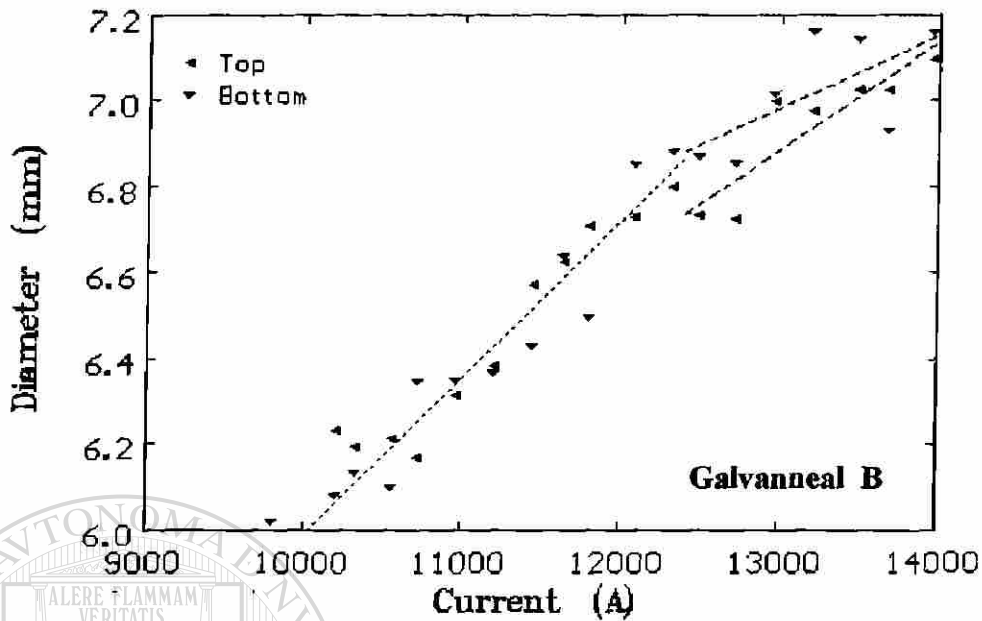
## 5.6 DIÁMETRO DE HUELLA EXTERIOR.

Para los efectos de calidad superficial se decidió considerar el diámetro exterior de la huella dejada por el electrodo. Una buena soldadura es aquella que cumple con los estándares requeridos como son: una corriente de soldadura dentro de los parámetros establecidos, un diámetro de la zona soldada adecuado, penetración máxima establecida de los electrodos, sin deteriorar la calidad superficial del punto de soldadura.

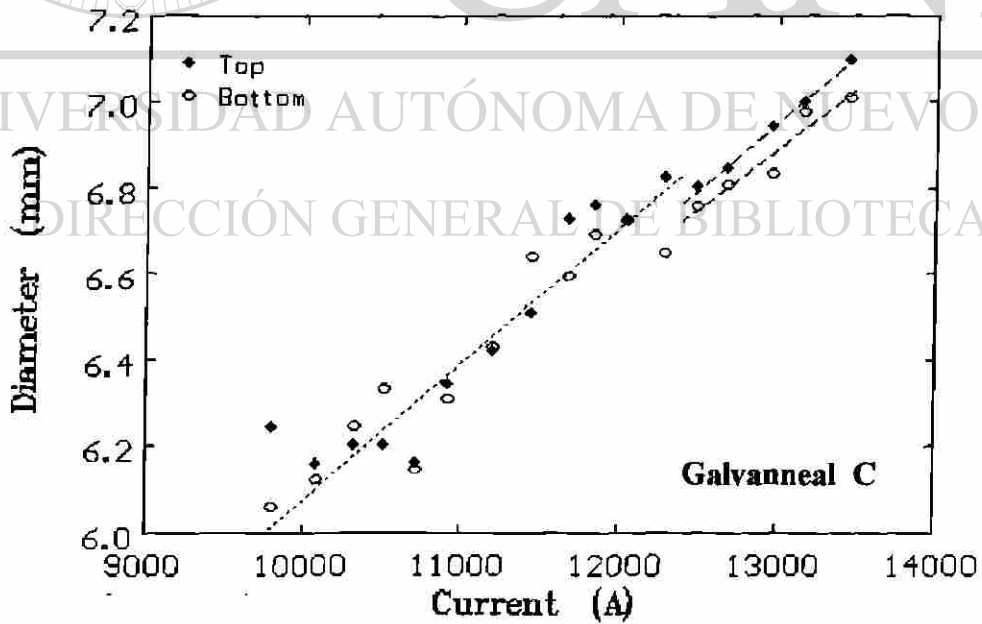
El diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo según la corriente de soldadura utilizada se puede observar en las Figuras 5.28 a la 5.32.



**Figura 5.28.-** Diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo en la muestra A con respecto a la corriente de soldadura aplicada.



**Figura 5.29.-** Diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo en la muestra B con respecto a la corriente de soldadura aplicada.



**Figura 5.30.-** Diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo en la muestra C con respecto a la corriente de soldadura aplicada.

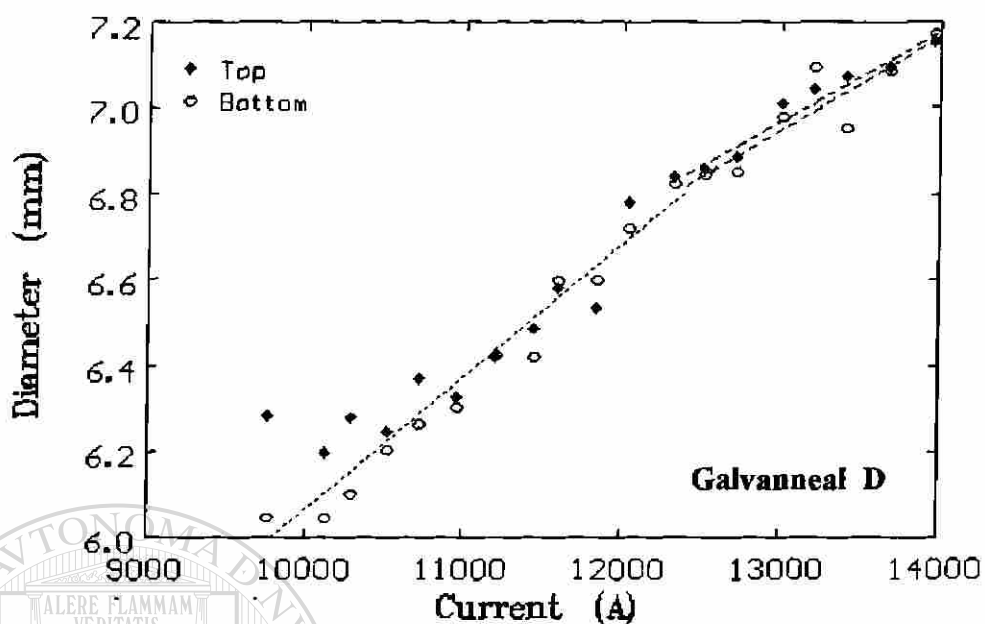


Figura 5.31.- Diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo en la muestra D con respecto a la corriente de soldadura aplicada.

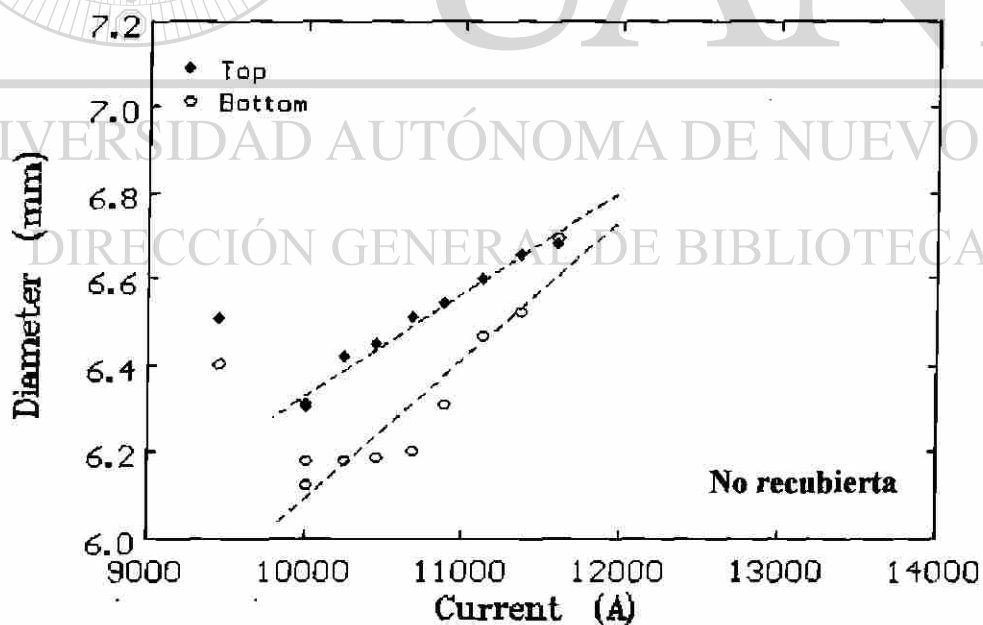
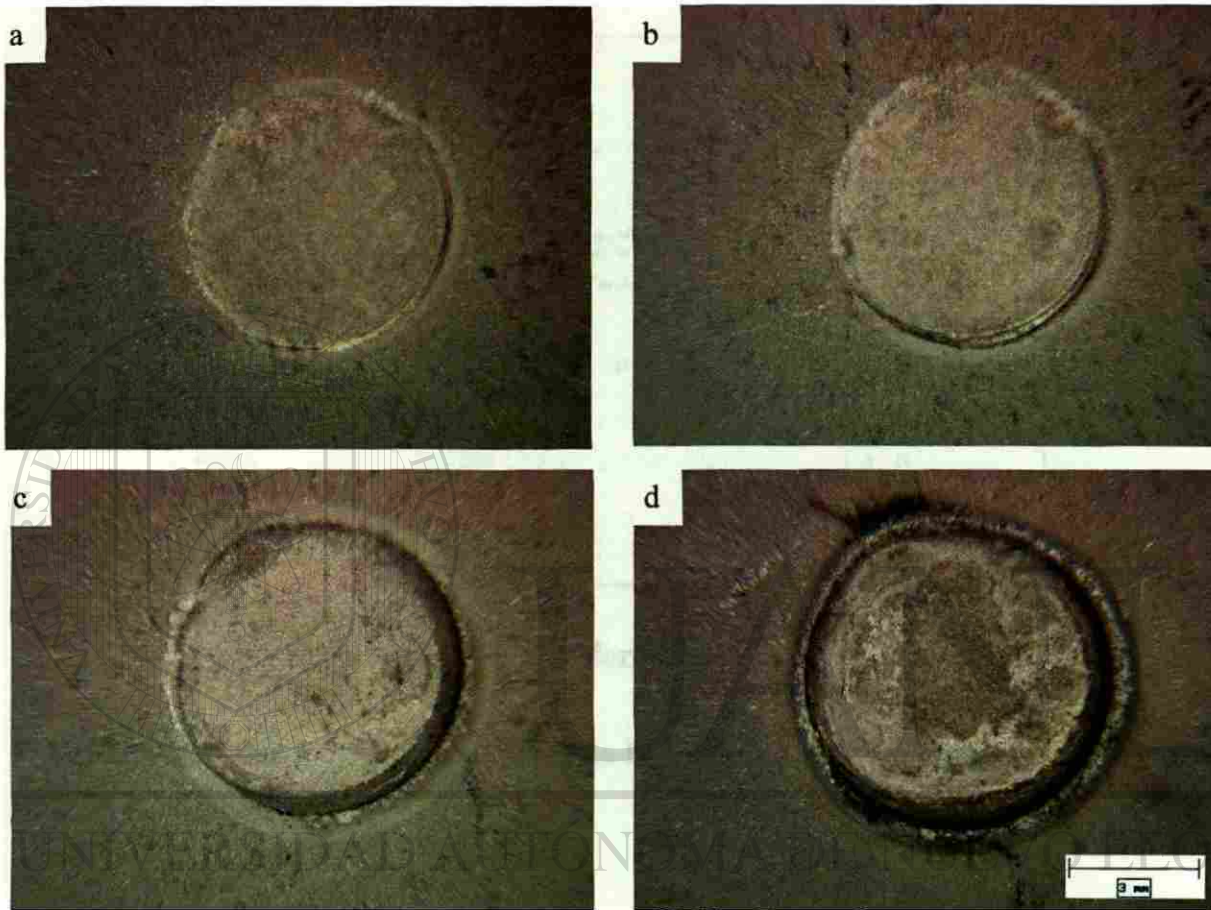


Figura 5.32.- Diámetro promedio de la huella exterior dejada por el electrodo en la muestra sin recubrimiento con respecto a la corriente de soldadura aplicada.

En la Figura 5.33 se presentan una serie de fotografías donde se puede observar claramente que el diámetro de la huella se incrementa conforme se aumenta la corriente de soldadura.



**Figura 5.33.-** Huella del electrodo inferior de la muestra D, a).- 9,760 amps, b).- 10,960 amps, c).- 12,520 amps, d).- 13,960 amps.

### **5.7 DIÁMETRO DE LA ZONA SOLDADA.**

Una de las variables más importantes para evaluar la calidad de la soldadura es el diámetro de la zona soldada, la cual hasta cierto punto, garantiza la resistencia mecánica de la soldadura. En la Figura 5.34 se puede observar como varía el diámetro de la zona soldada con respecto a la corriente de soldadura que es aplicada para las diferentes muestras.

Además se pueden observar los valores de corriente de soldadura y diámetro de la zona soldada que establecen los estándares utilizados como referencia <sup>(38,39)</sup>.

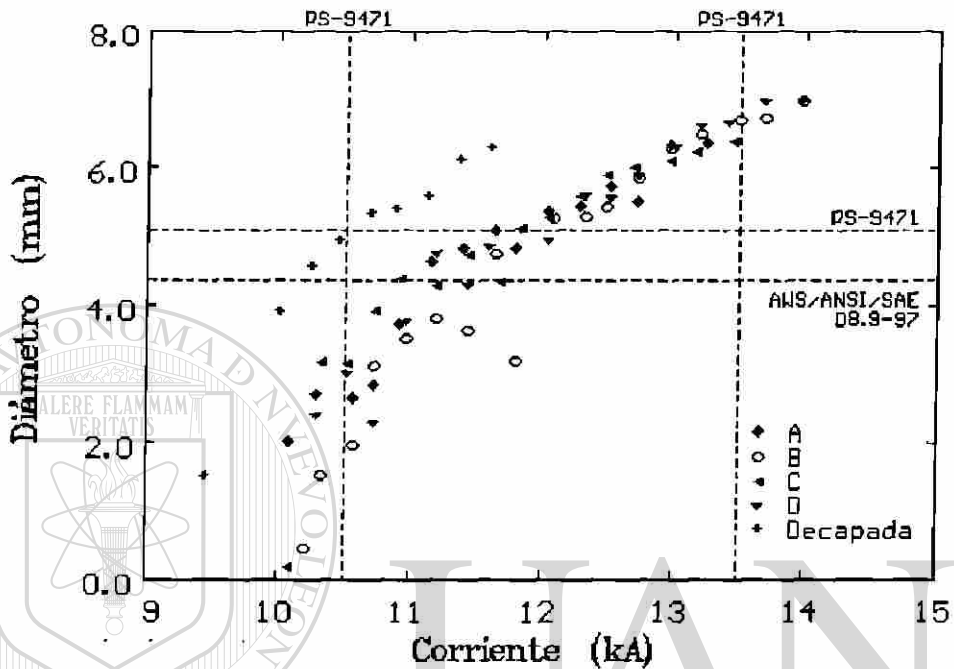
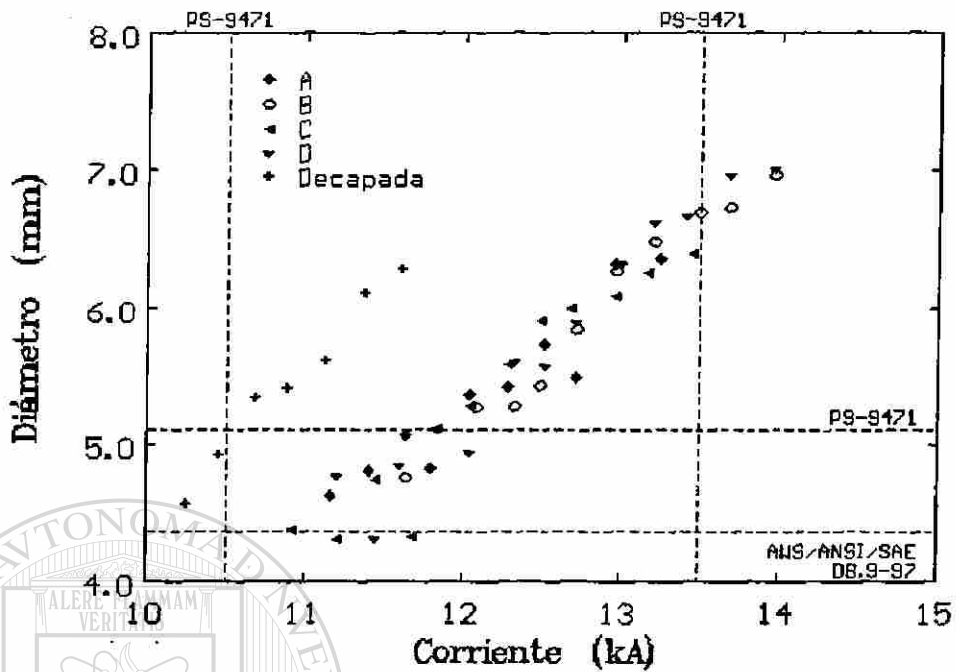


Figura 5.34.- Diámetro de la zona soldada de las muestras con respecto a la corriente de soldadura aplicada.

En la Figura 5.35 se muestra un acercamiento de la Figura 5.34 para poder observar los puntos de la gráfica que cumplen con los mínimos valores establecidos según los estándares anteriormente mencionados.



**Figura 5.35.-** Acercamiento de la Figura 5.34 para poder observar los puntos de la gráfica que cumplen con los estándares establecidos en el presente estudio.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



En las Figuras 5.36, 5.37, 5.38 y 5.39 se puede observar la evolución de la zona soldada conforme se aumenta la corriente de soldadura para las diferentes muestras analizadas.



**Figura 5.36.-** Zona soldada en muestras decapada (a) a 9.44 kA y en muestra A (b) a 9.84 kA.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECA





c



UANL

d



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS

®



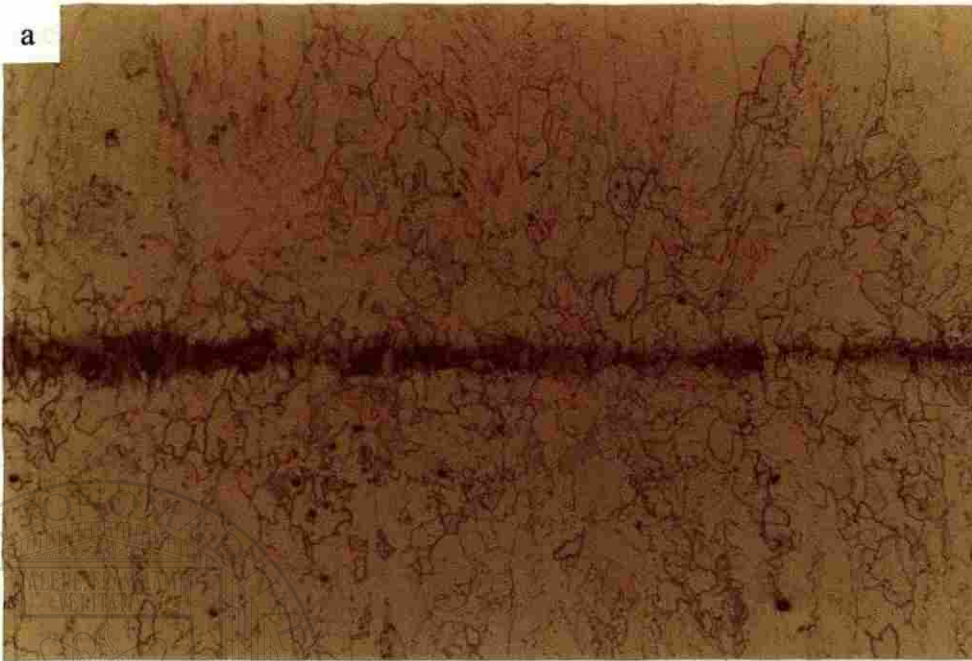


**Figura 5.37.- Zona soldada en muestra decapada (10.0 kA) (a), b) muestra A (10.08 kA), c) muestra B (10.20 kA), d) muestra C (10.08 kA), e) muestra D (10.12 kA).**

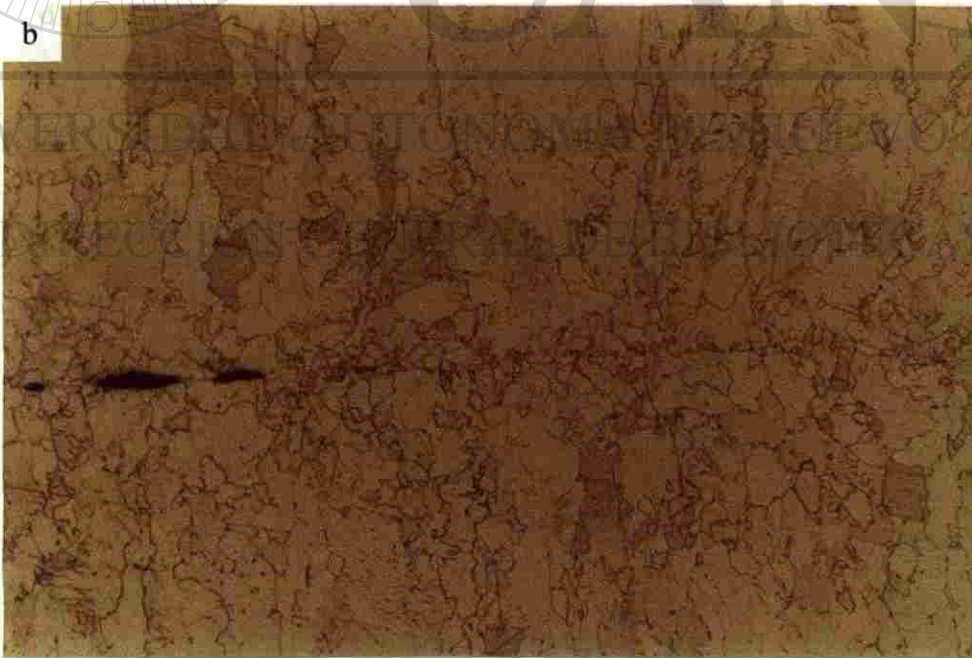
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

a



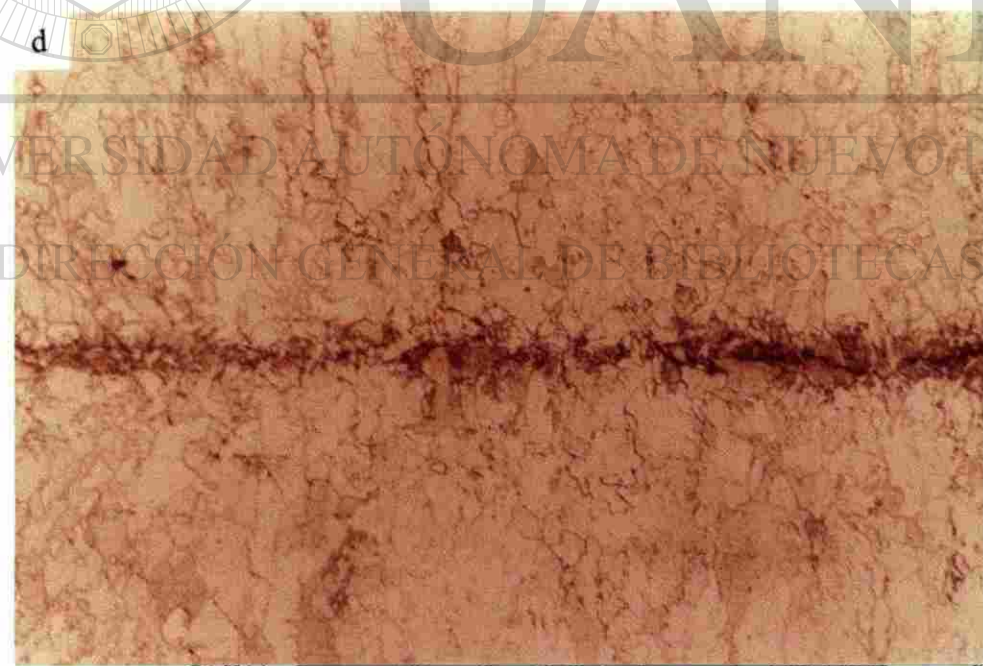
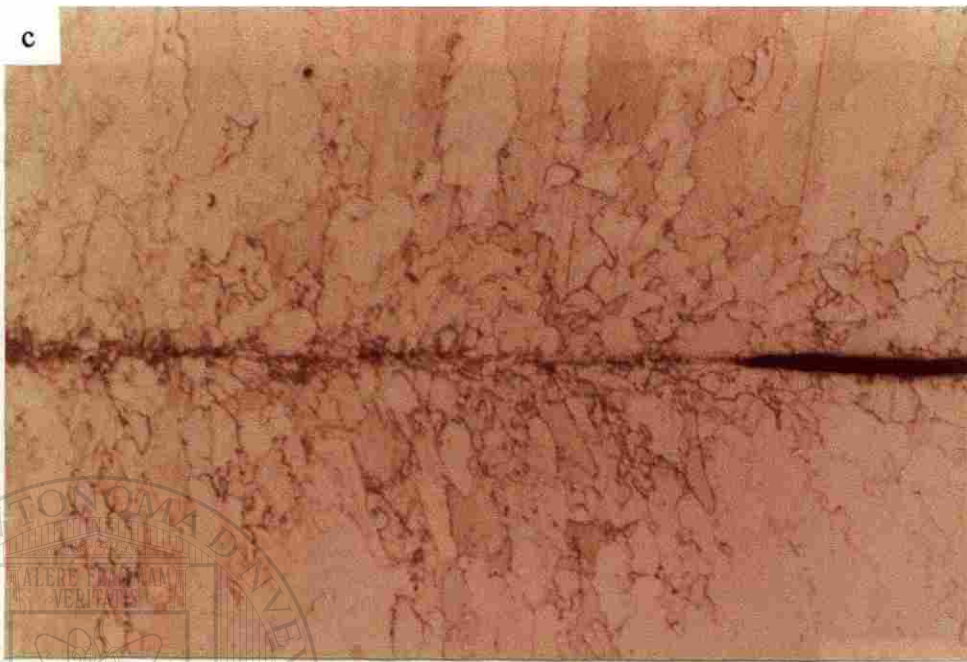
b



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE LEÓN

®



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS

®



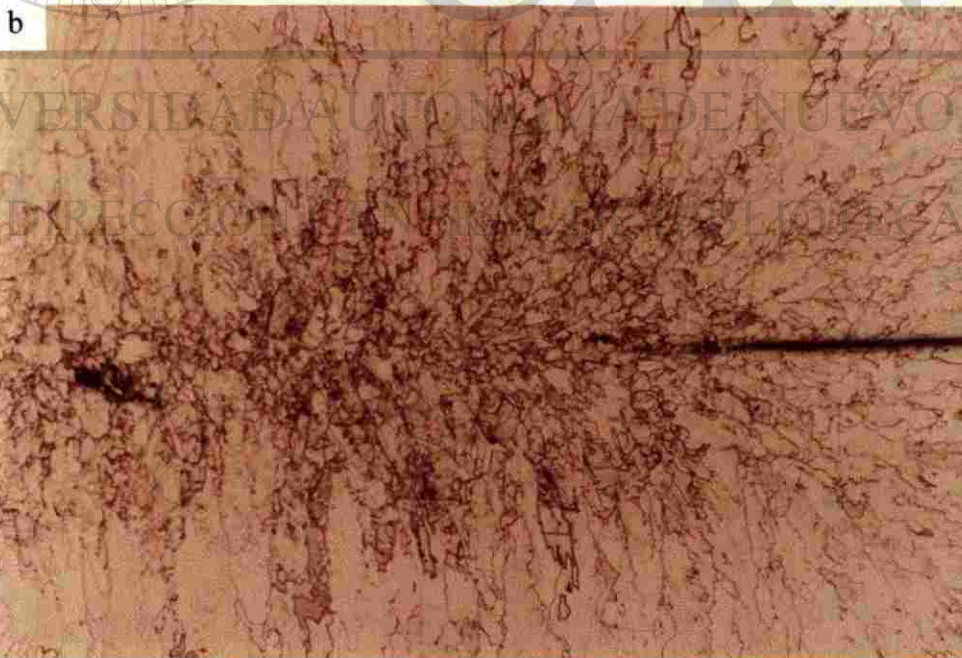
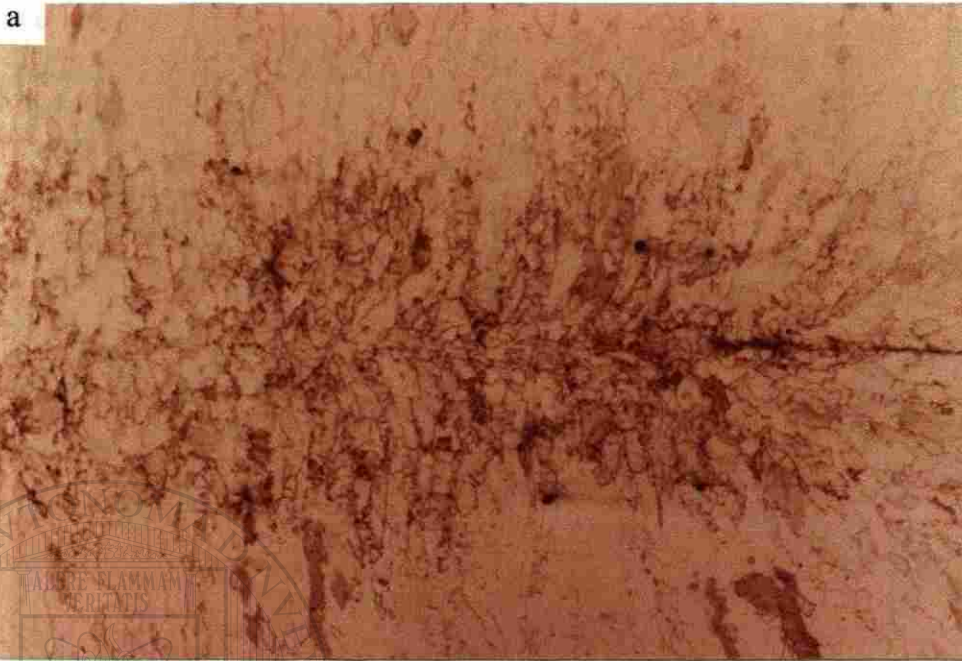
**Figura 5.38.-** Zona soldada en muestra decapada (10.24 kA) (a), b) muestra A (10.28 kA), c) muestra B (10.32 kA), d) muestra C (10.32 kA), e) muestra D (10.28 kA).

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



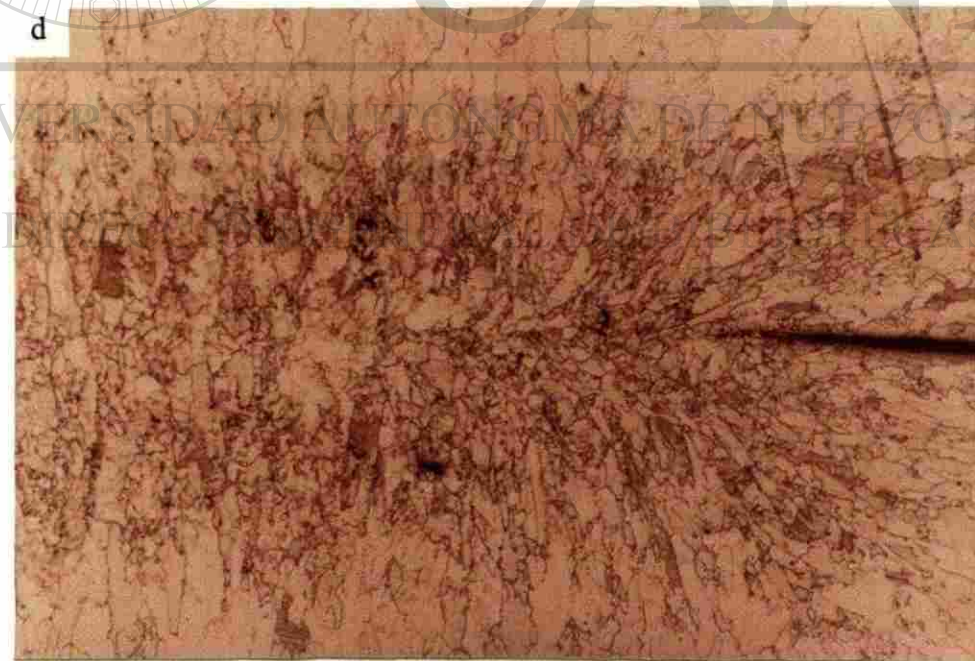


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE ESTUDIOS DE CAS

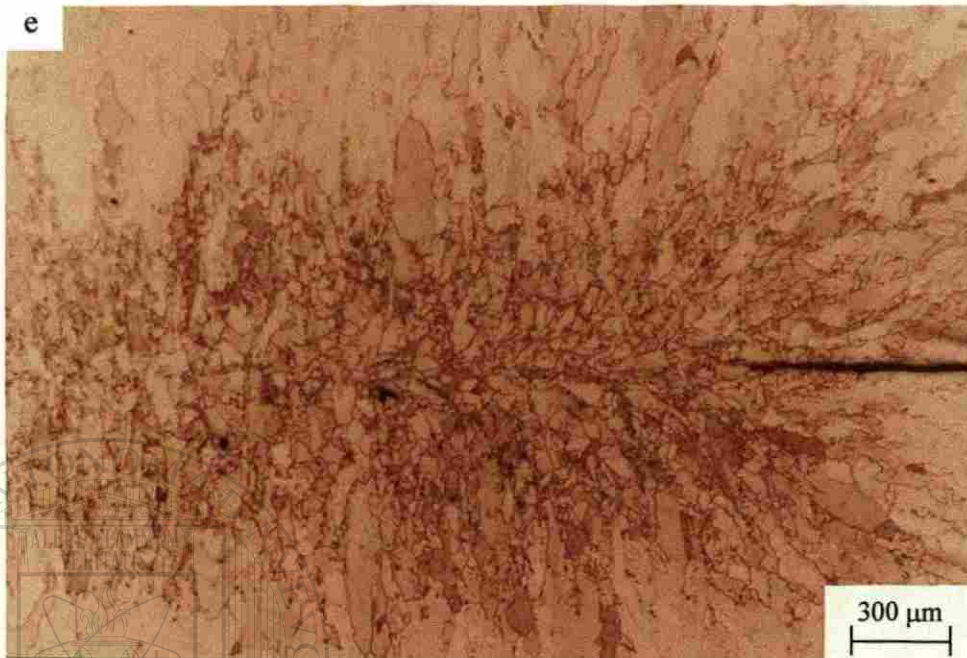
®



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®



**Figura 5.39.-** Zona soldada en la muestra decapada (10.88 kA) (a), b) muestra A (12.28 kA), c) muestra B (12.32 kA), d) muestra C (12.28 kA), e) muestra D (12.32 kA).

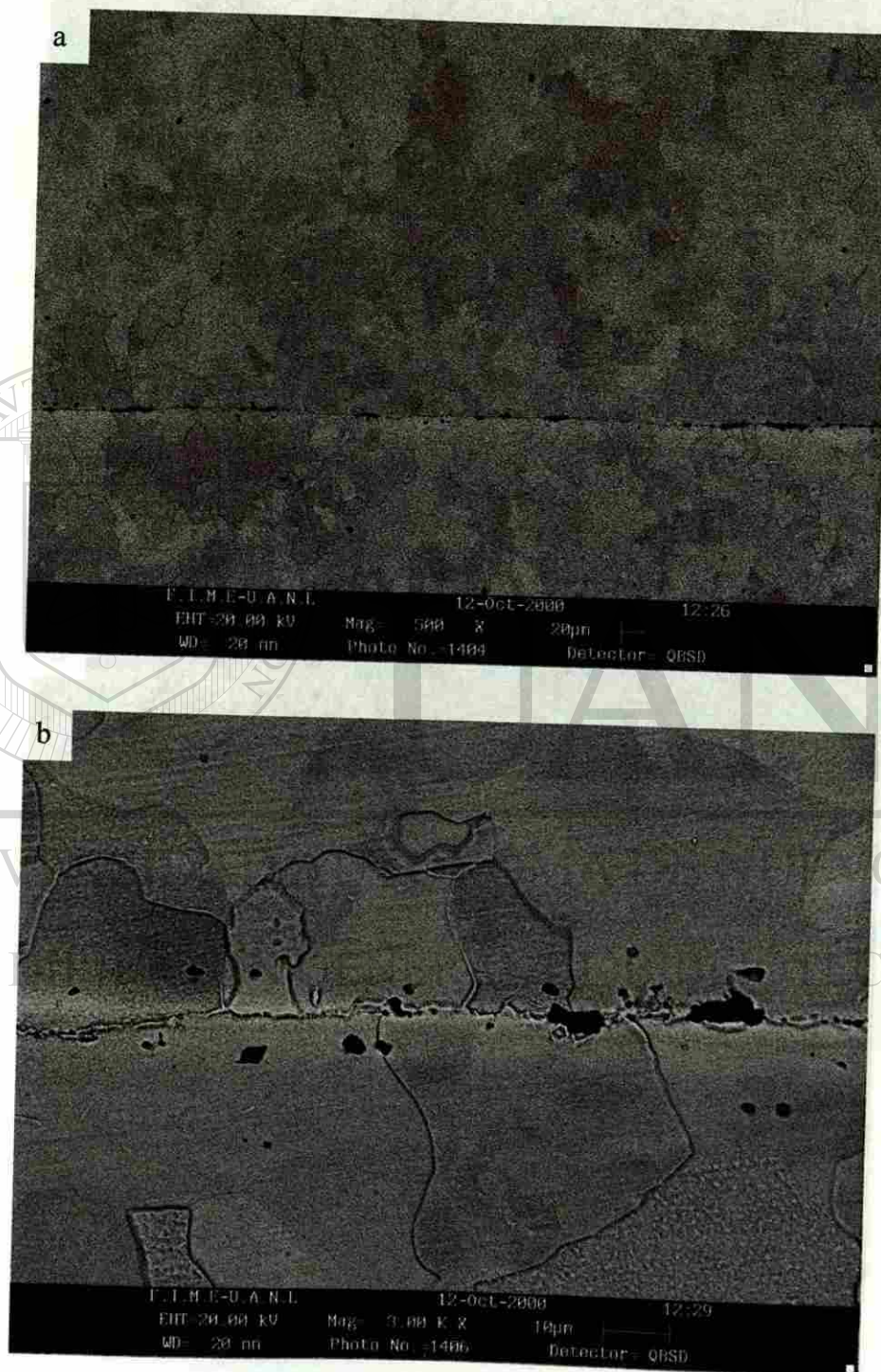
En la Figura 5.40 se presenta la zona soldada con 10.88 kA de la muestra decapada y con 12.32 kA en muestra D. Estas uniones se consideran satisfactorias, ya que no se aprecian ni porosidades ni fallas en la unión.





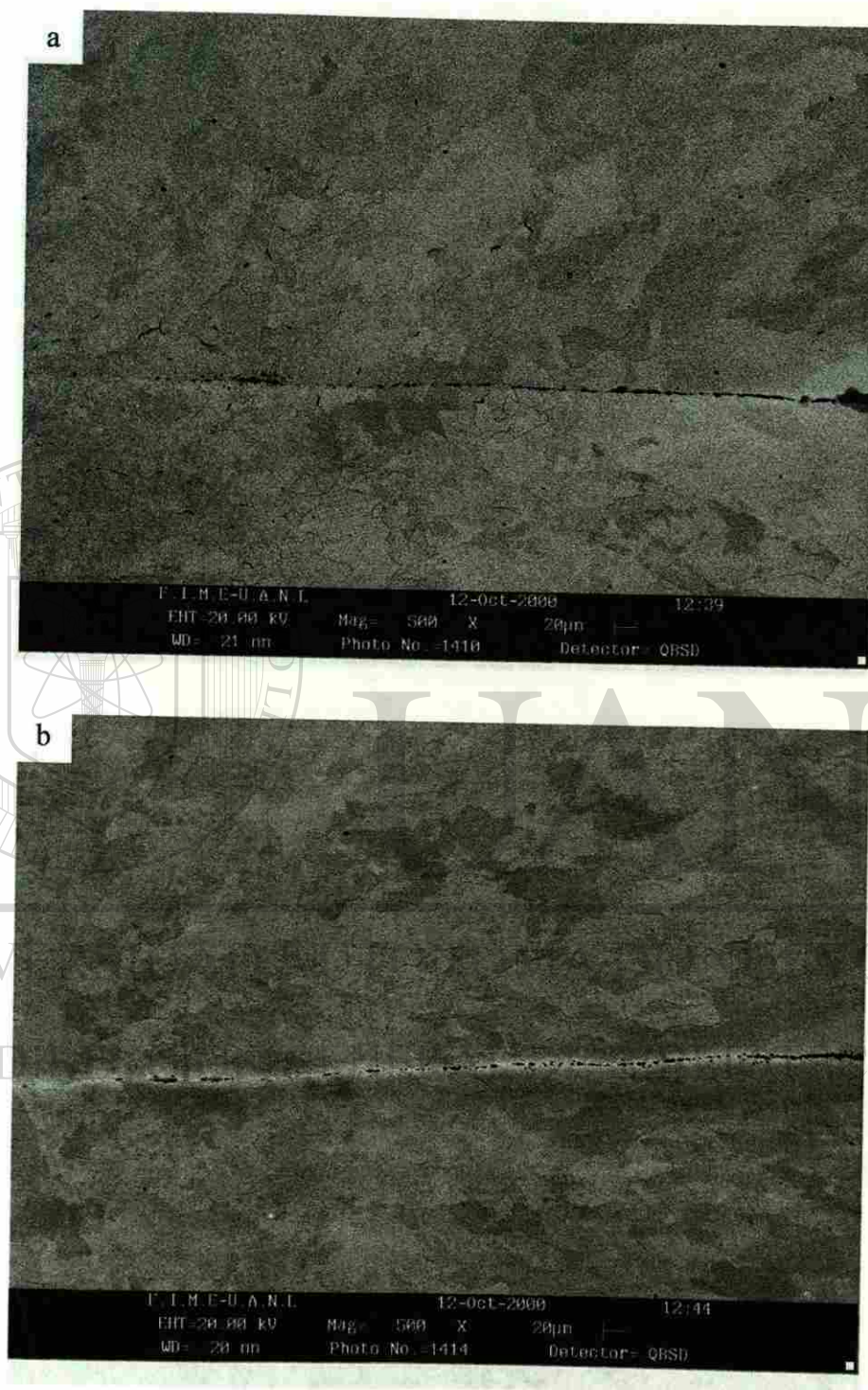
**Figura 5.40.-** Microestructura de la parte central de la soldadura, a) Muestra decapada, (10.88 kA), b) muestra D (12.32 kA).

En las Figuras 5.41 a 5.50 se presentan micrografías por medio de SEM que se tomaron para conocer aspectos relativos al inicio de la formación de la zona soldada que no pudieran ser observados por medio de microscopio óptico.



**Figura 5.41.-** Micrografías de la zona central de la soldadura de la muestra decapada a 9.44 kA, obtenidas con el detector de electrones retrodispersados.



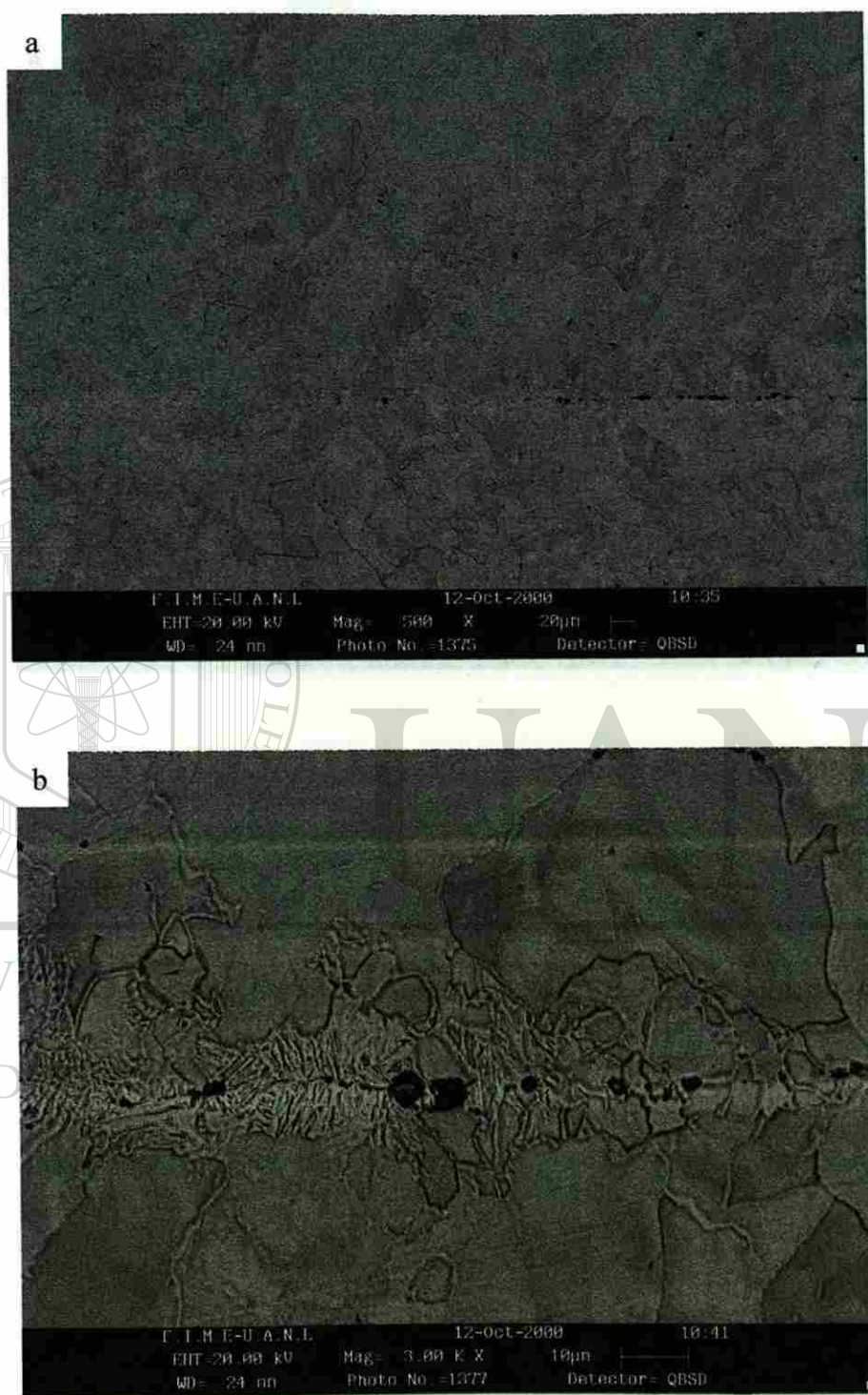


**Figura 5.42.-** Micrografías del extremo de la zona soldada de la muestra decapada con 9.44 kA (a) y 10.0 kA (b), obtenidas con el detector de electrones retrodispersados.

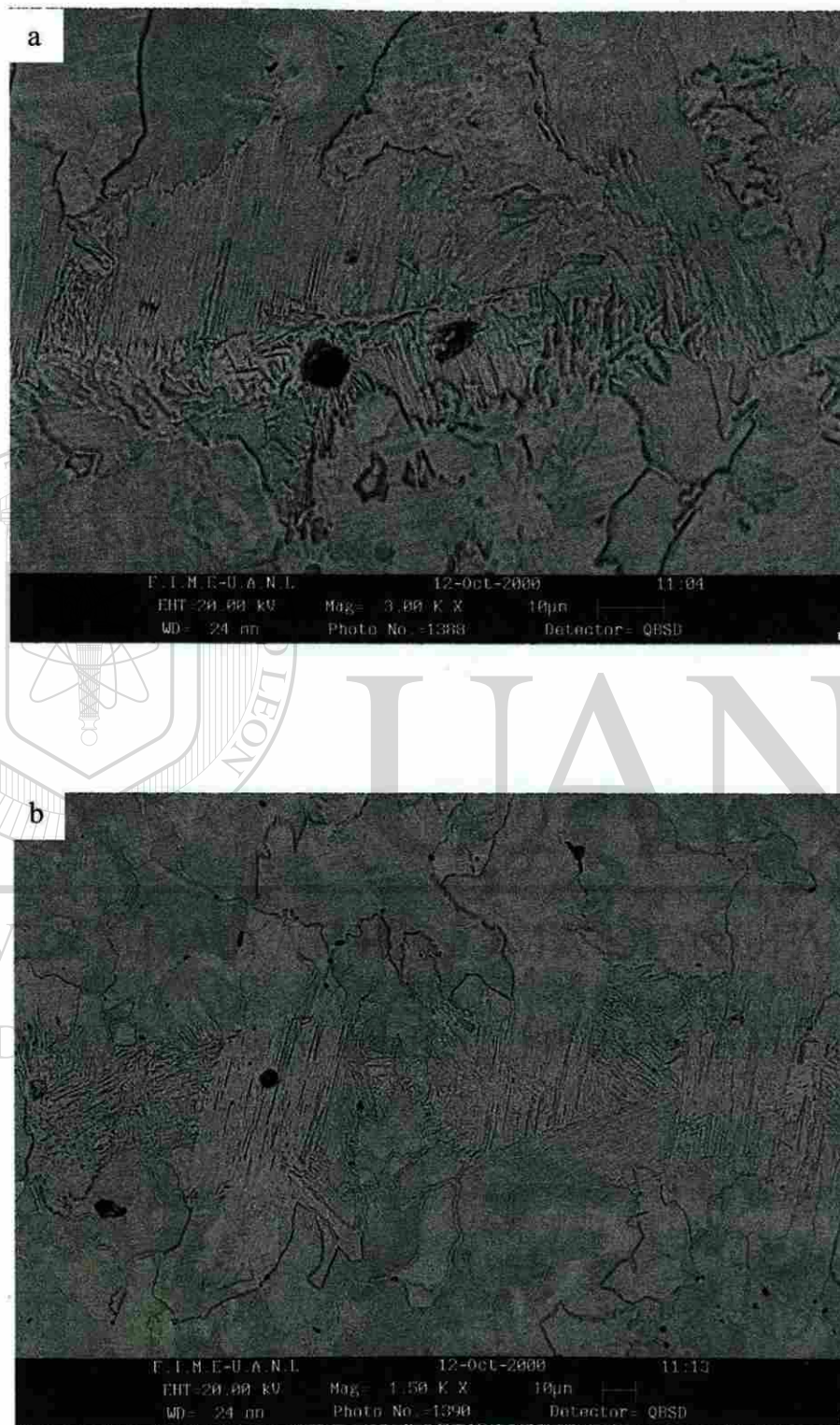


**Figura 5.43.-** Micrografías del centro de la zona soldada con 10.0 kA de la muestra decapada, obtenidas con el detector de electrones retrodispersados.



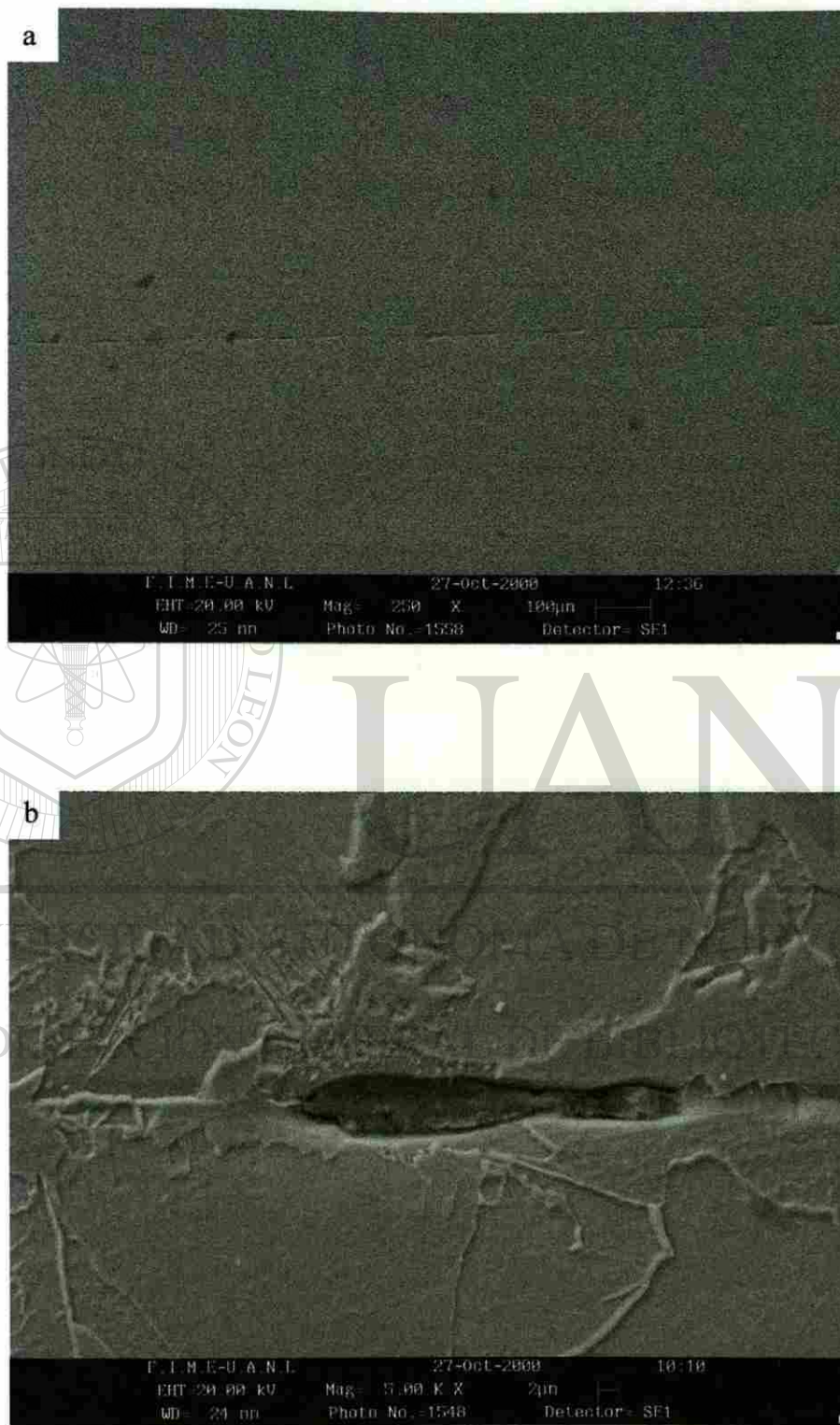


**Figura 5.44-** Micrografías del extremo de la zona soldada con 10.24 kA de la muestra decapada, obtenidas con el detector de electrones retrodispersados.



**Figura 5.45.-** Micrografías del centro de la zona soldada con 10.24 kA de la muestra decapada. obtenidas con el detector de electrones retrodispersados.

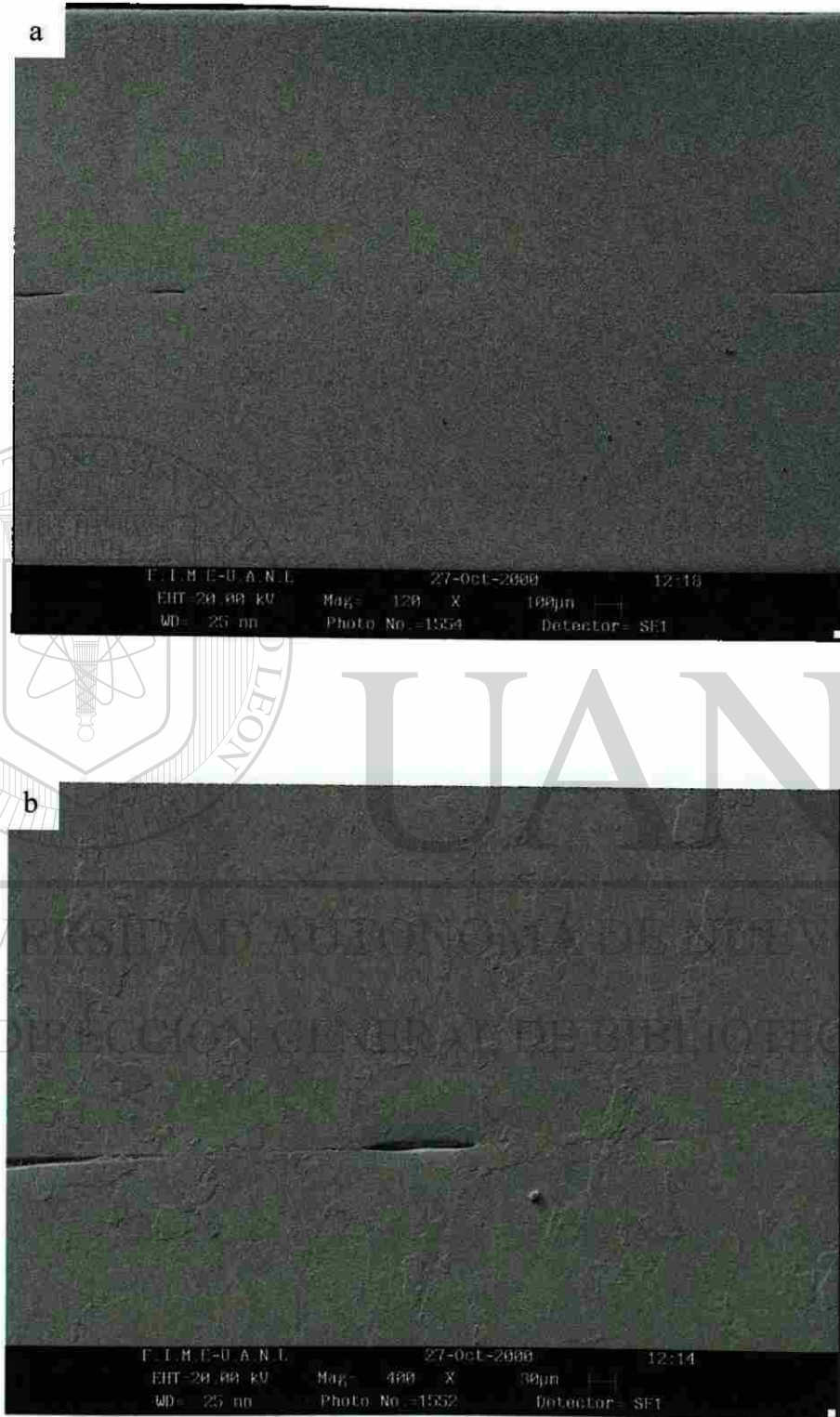




**Figura 5.46.-** Micrografías del centro de la zona soldada 9.84 kA de la muestra A, obtenidas con el detector de electrones secundarios.



**Figura 5.47.-** Micrografías de la zona soldada de la muestra A, a) 10.08 kA, b) 10.28 kA, obtenidas con el detector de electrones secundarios.



**Figura 5.48.-** Micrografías del extremo de la zona soldada con 10.56 kA de la muestra A, obtenidas con el detector de electrones secundarios.





**Figura 5.49.-** Micrografías del extremo de la zona soldada con 12.28 kA de la muestra A obtenidas con el detector de electrones secundarios.





**Figura 5.50.-** Micrografías que muestran la expulsión del recubrimiento durante la soldadura de la muestra A, a) 10.72 kA, obtenida con el detector de electrones retrodispersados, b) 12.28 kA, obtenida con el detector de electrones secundarios.

Se decidió analizar semicuantitativamente los espectros puntuales de rayos X realizados en algunas zonas de la Figura 5.50a, los resultados se muestran en la Tabla 5.7 y la localización de los muestreos se indica en la Figura 5.51.



Lugar	% Elemento		
	Fe	Zn	Al
1	89.65	9.54	0.80
2	88.93	10.17	0.89
3	92.13	7.52	0.35
4	94.77	5.06	0.17
5	97.73	2.27	-
60 µm del punto 4	99.59	0.41	-
120 µm del punto 4	100	-	-

**Tabla 5.7.-** Resultados de los análisis de la Figura 5.51.

**Figura 5.51.-** Localización de análisis puntuales realizados en la muestra.

## 5.8 GRIETAS EN LA SOLDADURA.

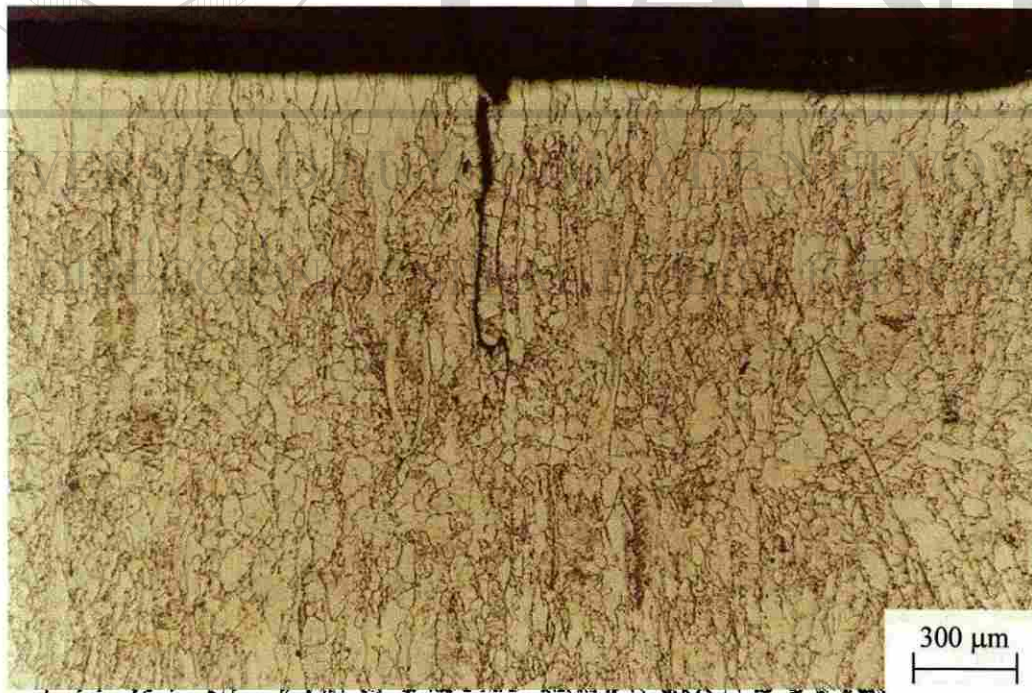
Se pudo observar por medio de microscopio óptico la presencia de grietas en la zona soldada en todas las muestras ensayadas a alta corriente, superior a 12.9 kA para las recubiertas y 11.3 kA las decapadas. Las grietas aparecían principalmente en el área que se encontraba en contacto con el electrodo inferior y su propagación es de la superficie al centro de la pieza. Además las grietas aumentaban en tamaño conforme se incrementaba la corriente de soldadura. En la Figuras 5.52 a la 5.55 se pueden observar las grietas que aparecieron en las muestras examinadas por medios ópticos.

En el Anexo 3, se indica a que corrientes de soldadura aparecieron las grietas en la zona soldada en las muestras después de ser examinadas por medios ópticos.





**Figura 5.52.-** Grietas pequeñas en la cara que se encontraba en contacto con el electrodo inferior, soldadura con 11.6 kA de la muestra decapada.

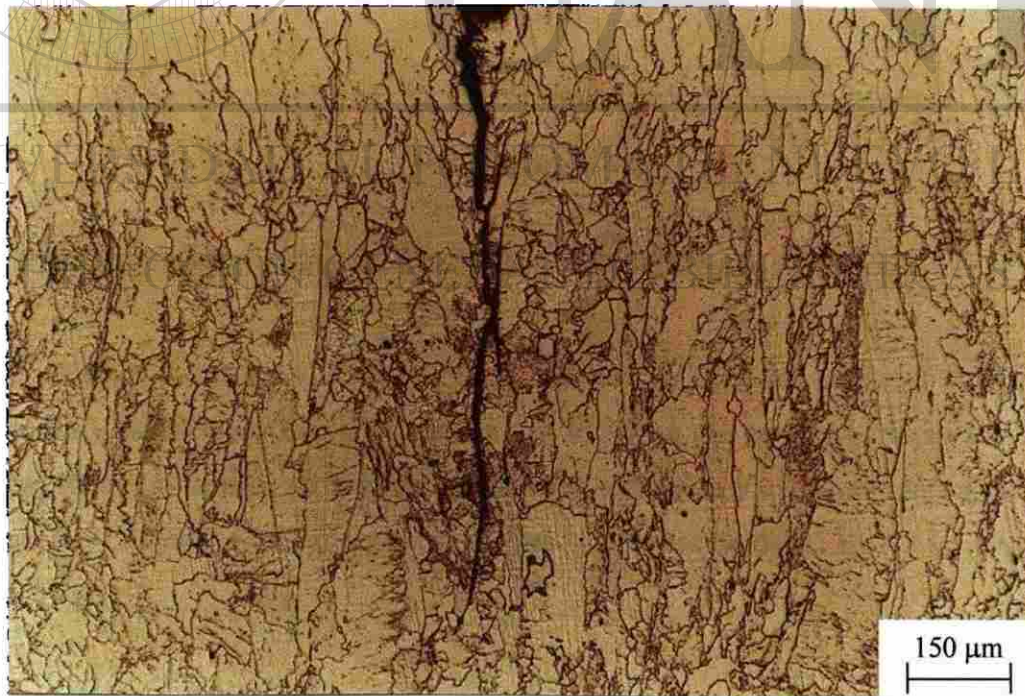


**Figura 5.53.-** Grieta en la cara que se encontraba en contacto con el electrodo inferior, soldadura con 13.68 kA de la muestra D.



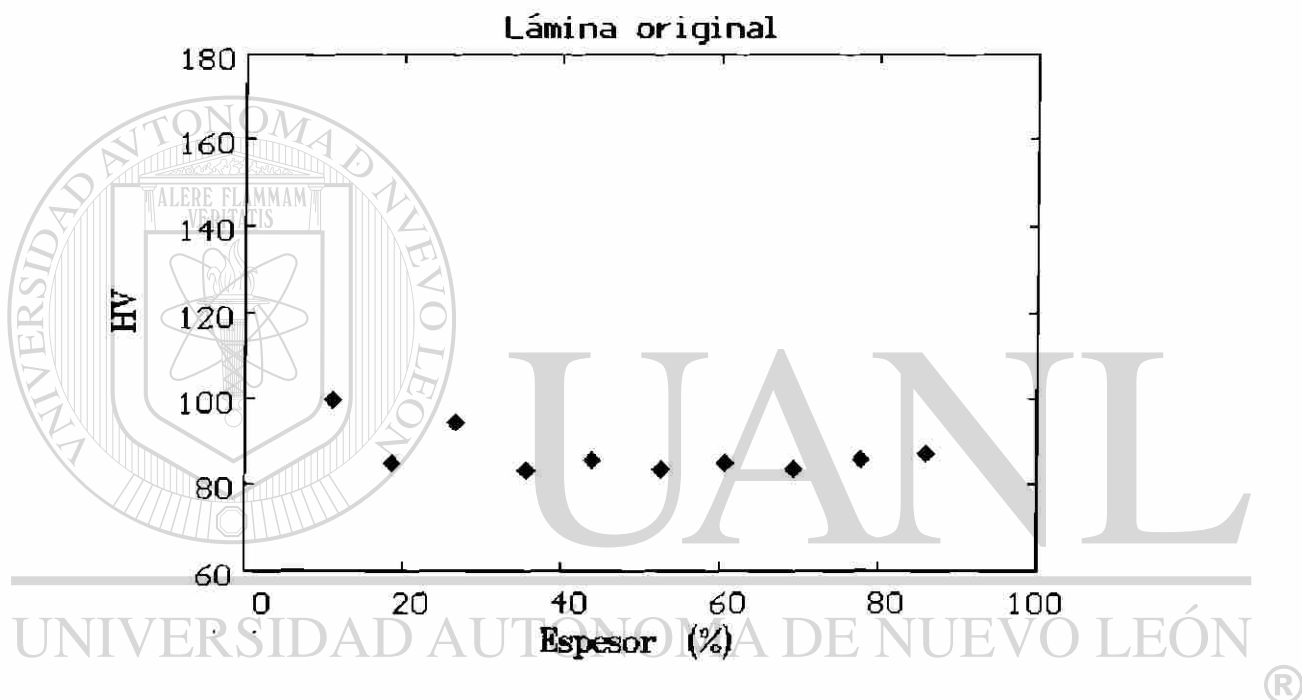


**Figura 5.54.-** Grieta en la cara que se encontraba en contacto con el electrodo inferior, soldadura con 13.96 kA de la muestra D.



**Figura 5.55.-** Grieta de la Figura 5.54 vista a mayor aumentos.

Se decidió obtener un perfil de dureza a través de la zona soldada en diferentes muestras para detectar las variaciones que hay en ellas. Las soldaduras analizadas corresponden aquellas con 12.32 kA y 13.96 kA del material D. Para eliminar cualquier interrogante relativo a las condiciones previas de procesamiento del material se decidió obtener un perfil en la condición con que se recibió la muestra D, Figura 5.56.



**Figura 5.56.-** Perfil de durezas de la muestra D en la condición de recepción.

Se decidió analizar la soldadura con 12.32 kA, la cual presenta condiciones satisfactorias y así compararla con la soldada con 13.96 kA que presenta grietas. Las zonas analizadas fueron al centro, a 1 mm del inicio de la soldadura y a 1.9 mm del inicio de la soldadura (a 0.25 mm de la grieta existente en la muestra soldada con 13.96 kA). Ver Figura 5.57 y 5.58.

En las Figuras 5.59, 5.60 y 5.61 se presenta una comparación del perfil de durezas de las muestras 12 y 19 soldadas a 12.32 y 13.96 kA respectivamente, para diferentes distancias de la soldadura.

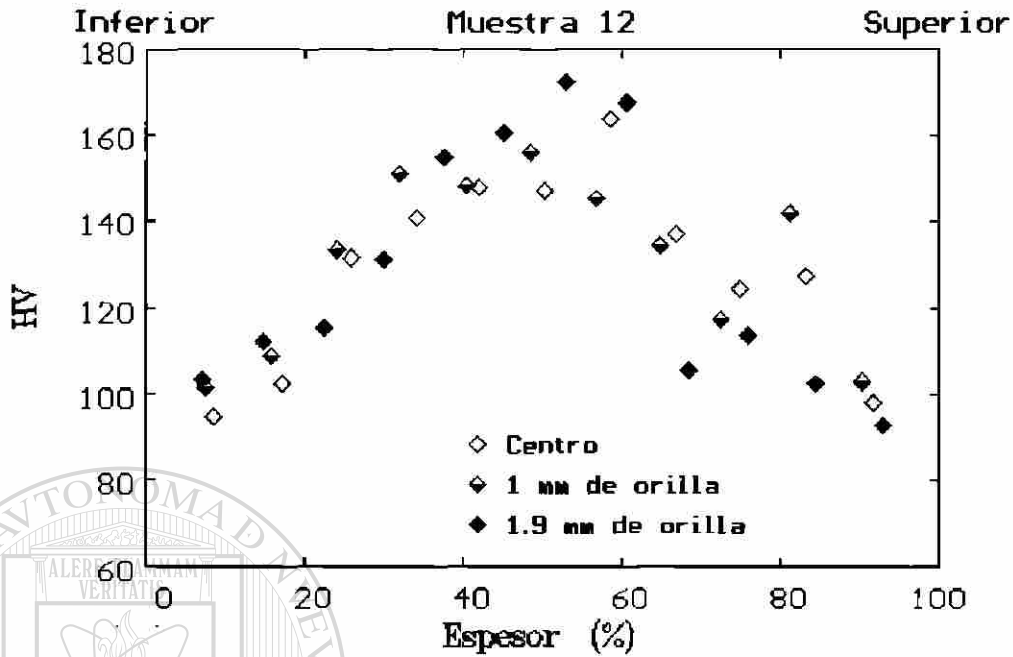


Figura 5.57.- Perfil de durezas de la muestra D soldada con 12.32 kA.

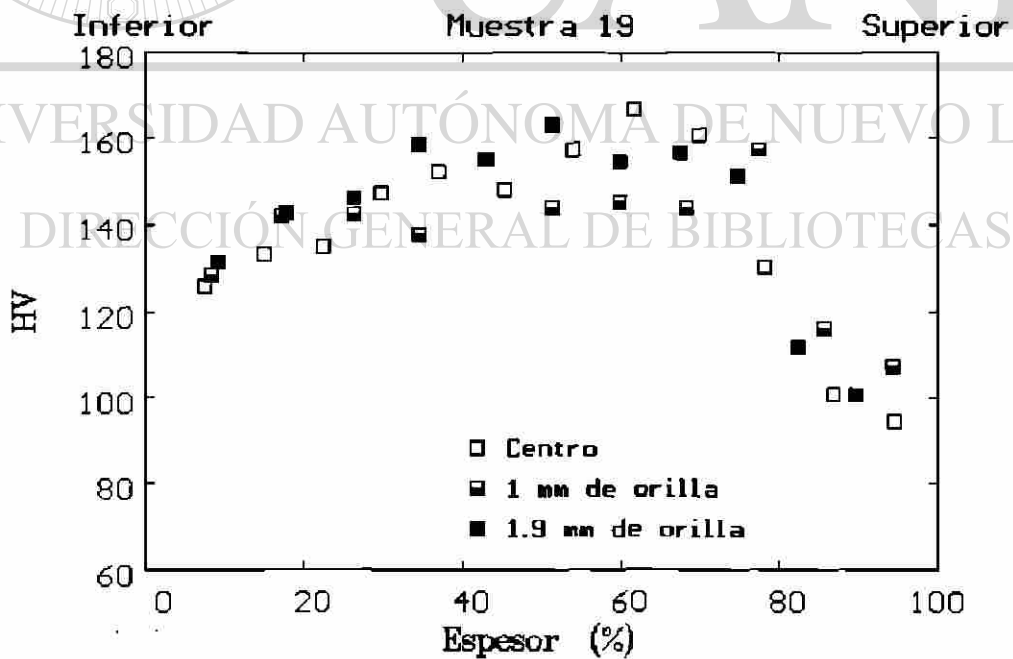
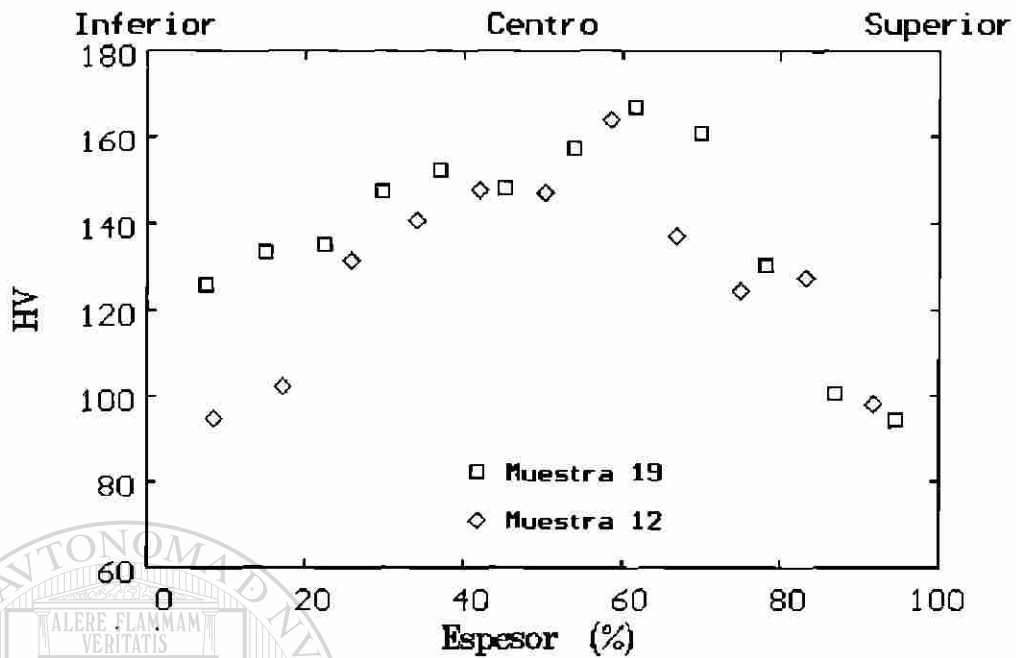
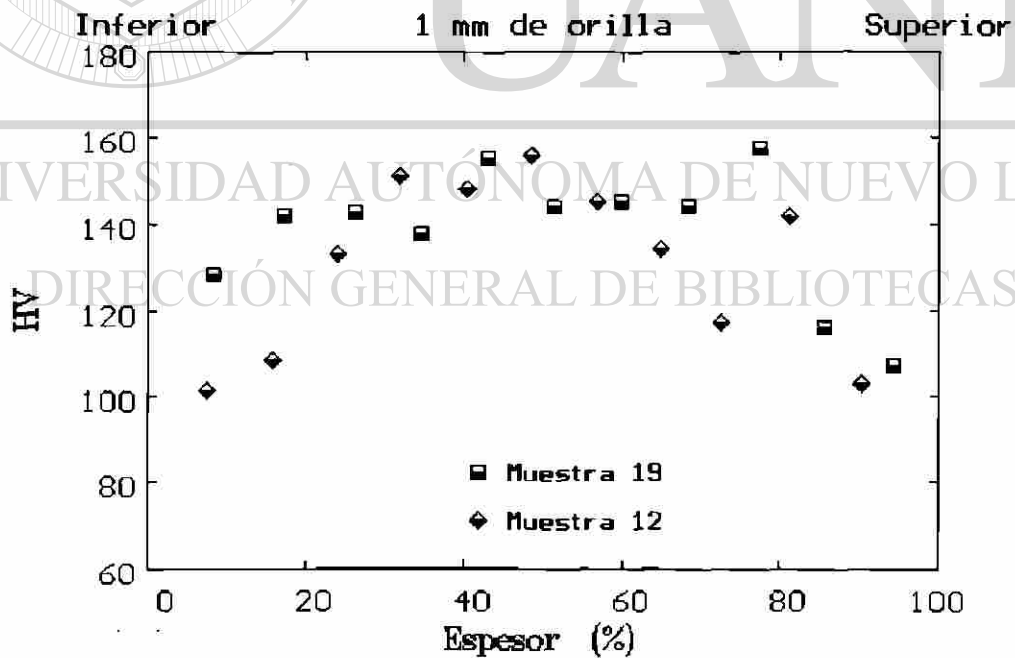


Figura 5.58.- Perfil de durezas de la muestra D soldada con 13.96 kA.

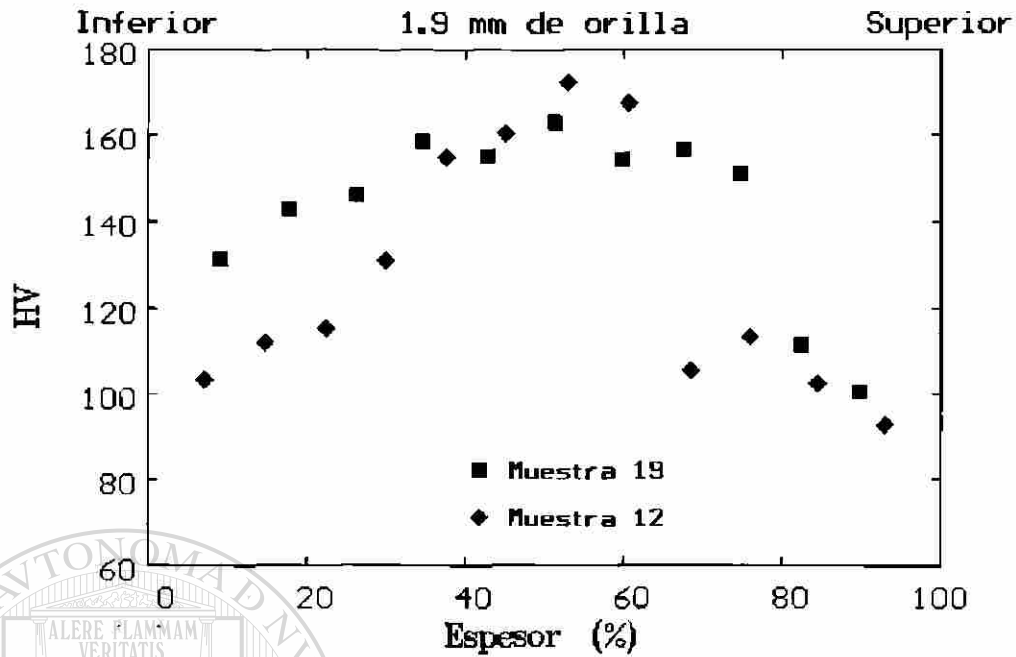




**Figura 5.59.-** Comparación del perfil de durezas de la soldadura 12 (12.32 kA) y 19 (13.96 kA) de la muestra D en la zona centro.



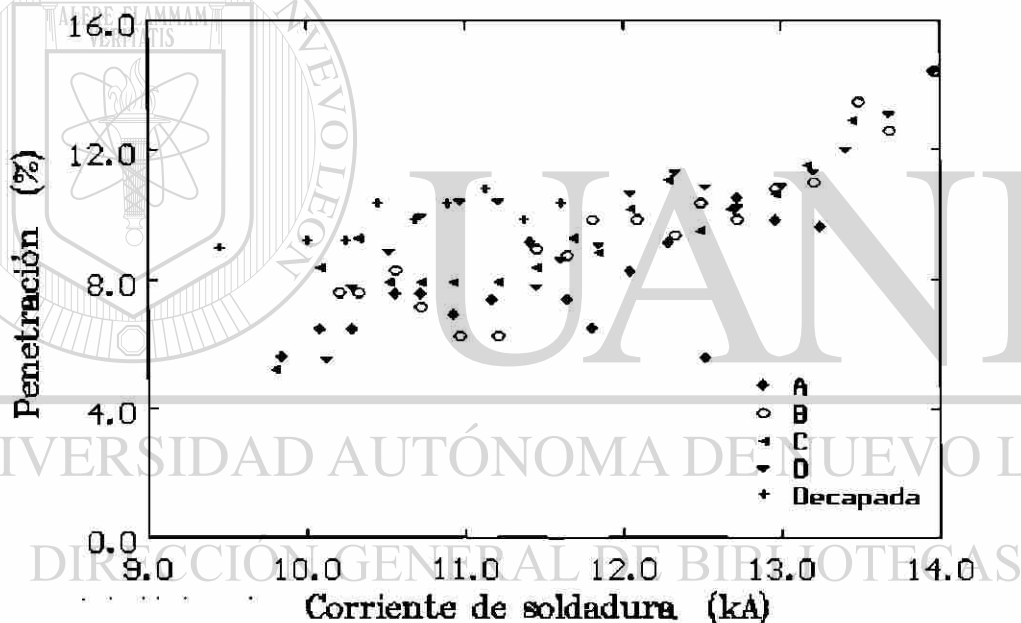
**Figura 5.60.-** Comparación del perfil de durezas de la soldadura 12 (12.32 kA) y 19 (13.96 kA) de la muestra D a la distancia de 1 mm del inicio de la soldadura.



**Figura 5.61.-** Comparación del perfil de durezas de la soldadura 12 (12.32 kA) y 19 (13.96 kA) de la muestra D a la distancia de 1.9 mm del inicio de la soldadura.

## 5.9 PENETRACIÓN DE LOS ELECTRODOS.

La penetración de los electrodos en las láminas a soldar también fue determinada de acuerdo a la corriente de soldadura aplicada durante los ensayos. La penetración de los electrodos es considerada, en algunos casos, como una variable que determina que tan buena es la soldadura. En la Figura 5.62 se muestra la penetración del electrodo en la lámina de acuerdo a la corriente de soldadura para cada muestra. Según el standard de Chrysler <sup>(38)</sup> la penetración de los electrodos no deberá ser mayor de un 20 % del espesor original de la lámina.

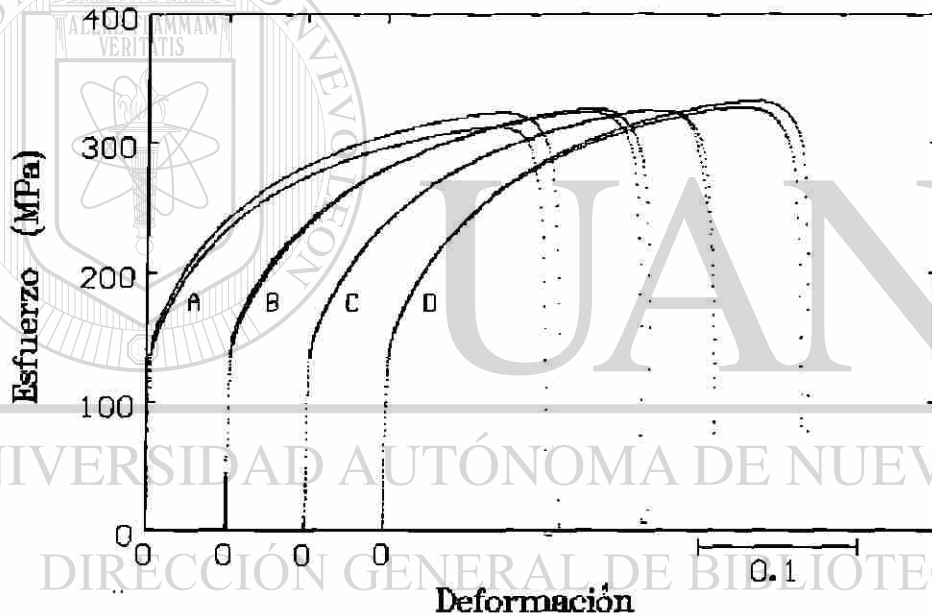


**Figura 5.62.-** Penetración del electrodo en la lámina en función de la corriente de soldadura.

## 5.10 RESISTENCIA MECÁNICA.

La variable más importante para evaluar la calidad de la soldadura es la resistencia mecánica de la misma. Por tal motivo, se decidió evaluar probetas ASTM E8 de las muestras del material, para así obtener la resistencia mecánica de las mismas y compararlas con las probetas soldadas en el presente estudio.

En la Figura 5.63, se presentan las curvas de esfuerzo contra deformación de las probetas del material ensayado en la condición de recepción. Además, en la Tabla 5.8, se muestran algunas propiedades del material.



**Figura 5.63.-** Curva esfuerzo contra deformación para cada una de las muestras ensayadas.

Los resultados de la Figura 5.63 y los presentados en la Tabla 5.8, servirán como referencia para poder evaluar la calidad de la soldadura de las probetas ensayadas. En la Tabla 5.9 se presentan las propiedades registradas por la empresa fabricante.

Muestra	$\sigma_y$ (MPa)	$\epsilon_u$ (mm)	$\sigma_{Tu}$ (MPa)	$\eta$	k	% Red. Área	Carga max. (kN)	HV
A-1	137.0	0.2190	314.0	0.2350	470.0	42.24	3.861	
A-2	140.0	0.2240	323.0	0.2360	483.0	41.40	3.961	
<b>A*</b>	<b>138.5</b>	<b>0.2215</b>	<b>318.5</b>	<b>0.2355</b>	<b>476.5</b>	<b>41.82</b>	<b>3.911</b>	<b>86.31</b>
B-1	142.0	0.2330	324.0	0.2280	471.0	40.94	3.911	
B-2	138.0	0.2340	326.0	0.2460	489.0	41.72	3.916	
<b>B*</b>	<b>140.0</b>	<b>0.2335</b>	<b>325.0</b>	<b>0.2370</b>	<b>480.0</b>	<b>41.33</b>	<b>3.914</b>	<b>88.47</b>
C-1	136.0	0.2230	326.0	0.2410	480.0	41.80	4.002	
C-2	135.0	0.2240	325.0	0.2390	485.0	43.51	3.967	
<b>C*</b>	<b>135.5</b>	<b>0.2235</b>	<b>325.5</b>	<b>0.2400</b>	<b>482.5</b>	<b>42.66</b>	<b>3.985</b>	<b>86.21</b>
D-1	133.0	0.2250	328.0	0.2390	488.0	45.00	4.093	
D-2	131.0	0.2320	333.0	0.2370	485.0	46.95	4.108	
<b>D*</b>	<b>132.0</b>	<b>0.2285</b>	<b>330.5</b>	<b>0.2380</b>	<b>486.5</b>	<b>45.98</b>	<b>4.101</b>	<b>84.07</b>

\* valor promedio

**Tabla 5.8.-** Propiedades mecánicas de las muestras ensayadas en el estudio.

**Donde:**

$\sigma_y$  = Esfuerzo real de cedencia.

$\epsilon_y$  = Deformación última.

$\sigma_{Tu}$  = Esfuerzo real máximo o último.

$\eta$  = Coeficiente de endurecimiento.

$k$  = Coeficiente de la Ec. de Ludwik.

$$\sigma = k\epsilon^\eta$$

**Ec. 5.1**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Muestra	Espesor(mm)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	% Elong.
<b>A</b>	1.155	114.69	289.38	42
<b>B</b>	1.148	137.80	296.27	41
<b>C</b>	1.143	124.02	296.27	41
<b>D</b>	1.155	124.02	303.16	43

\* No son esfuerzos reales

**Tabla 5.9.-** Propiedades mecánicas suministradas por el fabricante de las láminas recubiertas.

Los valores de la carga máxima registrada durante los ensayos de tensión efectuados en probetas soldadas se muestran en función de la corriente de soldadura en la Figura 5.64.

En las Figuras 5.65 a la 5.69 se puede observar algunos aspectos relacionados con la evolución de la zona soldada en las probetas de tensión.

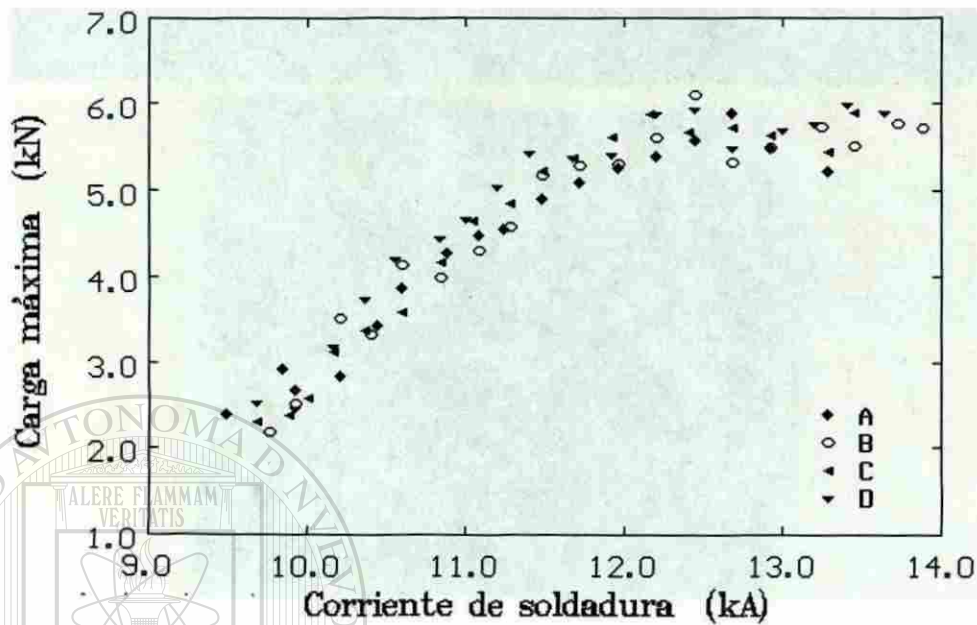


Figura 5.64.- Carga máxima soportada por la probeta en función de la corriente de soldadura.

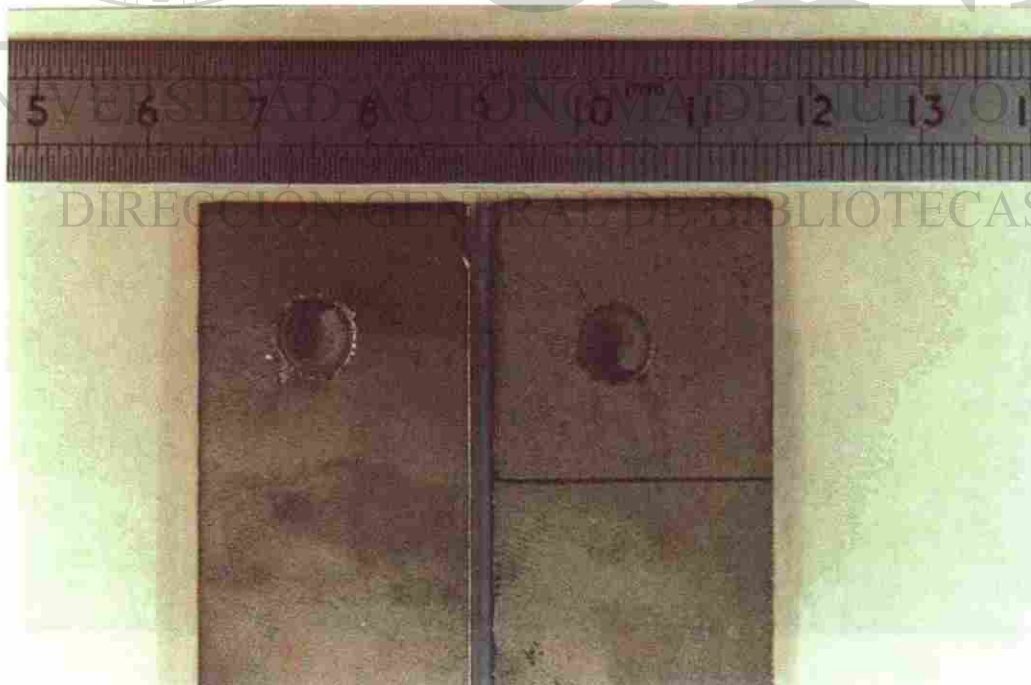
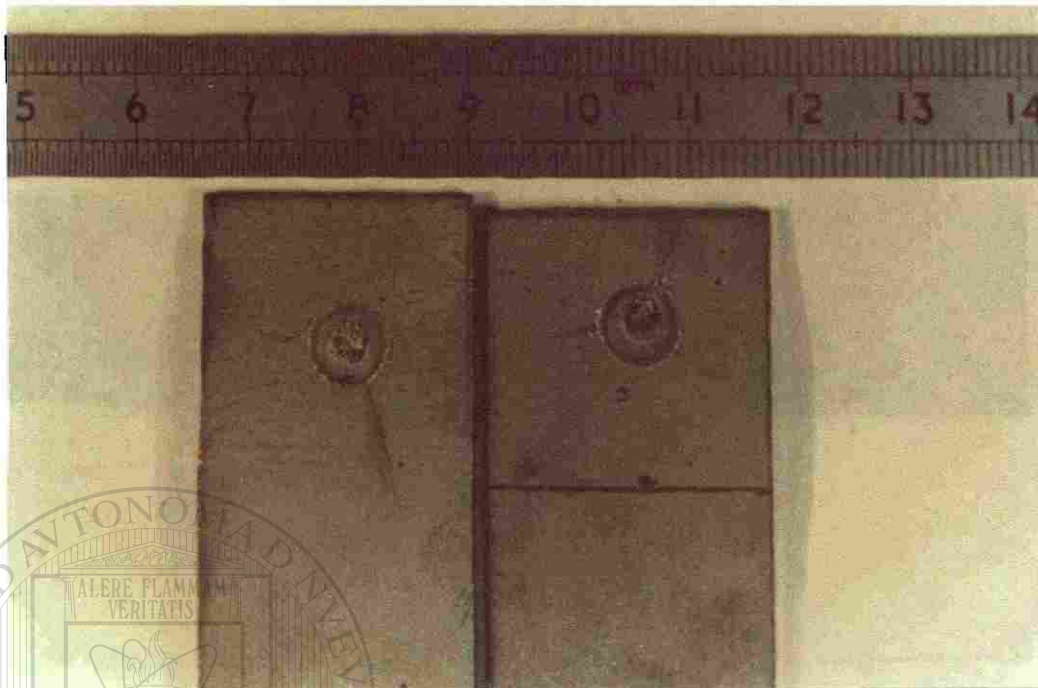


Figura 5.65.- Probeta de tensión de la muestra A soldada con 9.84 kA.

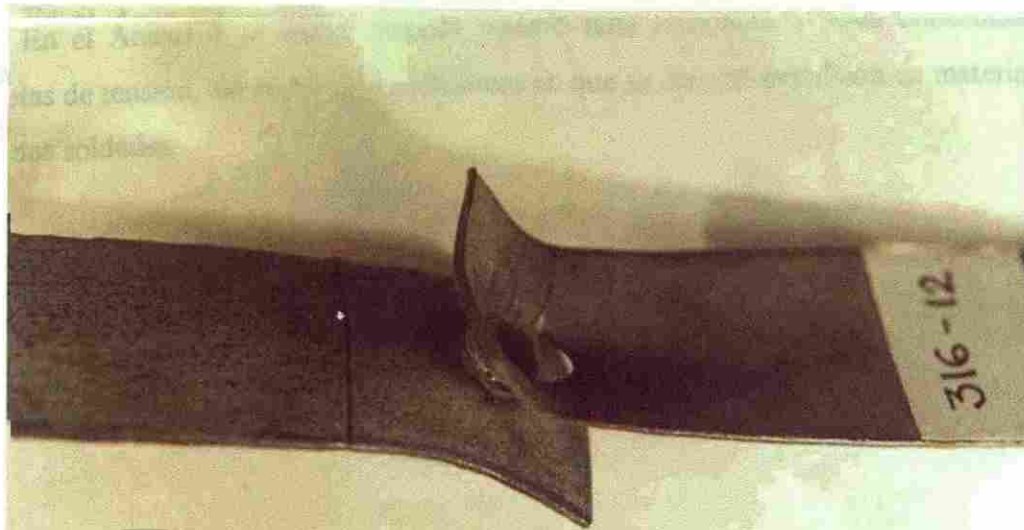




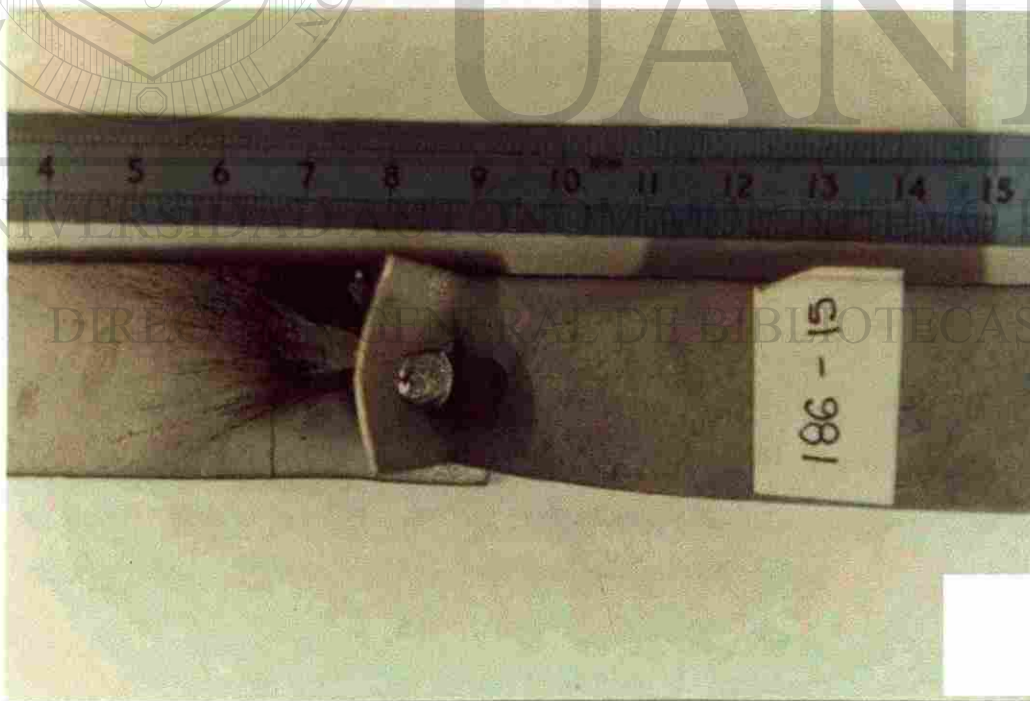
**Figura 5.66.-** Probeta de tensión de la muestra A soldada con 10.28 kA.



**Figura 5.67.-** Probetas de tensión de la muestra A soldada con 10.56 kA (soldadura 4) y 10.72 kA (soldadura 5).



**Figura 5.68.-** Aspecto de la falla de la muestra C soldada con 12.28 kA.



**Figura 5.69.-** Aspecto de la muestra A soldada a 12.96 kA, en la que se aprecia la expulsión de material en la interfase lámina/lámina.

En el Anexo 3 se indica cuando ocurrió falla interfacial o falla conectada en las probetas de tensión, así como las condiciones en que se detectó expulsión de material en las probetas soldadas.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPITULO VI

# DISCUSION DE RESULTADOS

En este capítulo se discutirán primeramente las cuestiones relacionadas al tipo de material analizado y, posteriormente, los resultados obtenidos del recubrimiento galvanneal que fue aplicado al material, así como de las pruebas de soldabilidad.

### 6.1 TIPO DE MATERIAL.

La composición química del material analizado juega un papel muy importante en los procesos de galvanizado y galvanneal, ya que como se mencionó anteriormente la velocidad con la que el hierro y el zinc difunden para formar la capa del recubrimiento se ve afectada por la composición química del acero <sup>(12, 14, 16, 30, 31, 36)</sup>.

Como se puede observar en la Tabla 4.3, la composición química del material corresponde a un acero IF estabilizado con titanio y niobio. Además en la Figura 5.1 se puede observar la microestructura formada totalmente de ferrita, que es una característica de un acero de muy bajo contenido de carbono.

Las microdurezas y propiedades mecánicas de las muestras A, B, C y D que se presentan en la Tabla 5.7 son comparables a las presentadas en la Tabla 6.1, en la que se resumen las propiedades que debe cumplir un acero libre de intersticiales (IF) con calidad de embutido extra profundo, según la SAE <sup>(45)</sup>.

Condición	Esfuerzo de cedencia (Mpa)	Esfuerzo máximo (Mpa)	% elongación	$r_m^a$	$n^b$	Donde:
G, A	193	331	42	1.6	0.21	G.- galvanizado
EG	172	331	44	2.0	0.23	A.- galvaneal
No recubierto	165	331	47	2.0	0.24	EG.- electrogalvanizado

a.- Anisotropía plana promedio

b.- Exponente de endurecimiento promedio

**Tabla 6.1.-** Propiedades de un acero IF según el recubrimiento aplicado <sup>(45)</sup>.

## 6.2 RECUBRIMIENTO.

Como se mencionó anteriormente, los materiales fueron procesados a diferentes condiciones de galvaneal y, por lo tanto, se esperan variaciones en el recubrimiento. En la Tabla 5.1 se aprecia que el espesor del recubrimiento obtenido para cada muestra fue diferente, en la muestra A se obtuvo un espesor promedio de 13.09  $\mu\text{m}$ , mientras que en las otras muestras se obtuvieron espesores promedio de 9.79, 10.11 y 9.54  $\mu\text{m}$  respectivamente para B, C y D. Este mismo efecto puede ser observado en la capa del recubrimiento obtenida para cada muestra, según la Tabla 5.3. La variación de la capa se puede deber al efecto de la disminución de la temperatura de entrada de la lámina al baño, mencionada anteriormente, la cual puede ser consultada en la Tabla 4.1, la temperatura de entrada por la lámina se redujo hasta lograr el espesor deseado. El efecto de la cantidad de aluminio presente en el baño ( $Al_{\text{baño}}$ ) también juega un papel muy importante en la capa del recubrimiento obtenida. Como pudo observarse en la muestra D en la que la temperatura del enfriamiento acelerado, que es la temperatura de referencia de la lámina en este estudio, es la más alta de todas las temperaturas de entrada y, sin embargo la capa del recubrimiento fue la menor obtenida de todas las muestras, lo que se asocia a que la cantidad de aluminio presente en el baño cuando se procesó la muestra D fue de 0.14% y 0.13% en las otras láminas.

La rugosidad del recubrimiento producida por la laminación superficial disminuye conforme decrementa la potencia del horno de inducción, según se muestra en la Tabla 5.1. Aunque dicha variación también podría ser debida al cambio en las condiciones de laminación superficial, que son controladas por el operador de la línea.

Se puede observar una serie de grietas normales al substrato en los recubrimientos, independientemente de la potencia utilizada en el horno de inducción para realizar el proceso de galvanneal, Figuras 5.6 a la 5.9, pero la cantidad de grietas es más notoria en las muestras A y B. Además, fueron observadas grietas en forma paralela al substrato en las muestras A y B. Este pudiera ser debido a que la fase delta ( $\delta$ ) tiene un coeficiente de dilatación mayor que el del acero, propiciando esfuerzos ténsiles entre el recubrimiento y el acero en la etapa de enfriamiento<sup>(15)</sup>. En las muestras A y B la fase predominante en el recubrimiento fue la delta. Las grietas observadas por medio del SEM fueron también detectadas por medios ópticos, ver Figuras 5.2 a la 5.5.

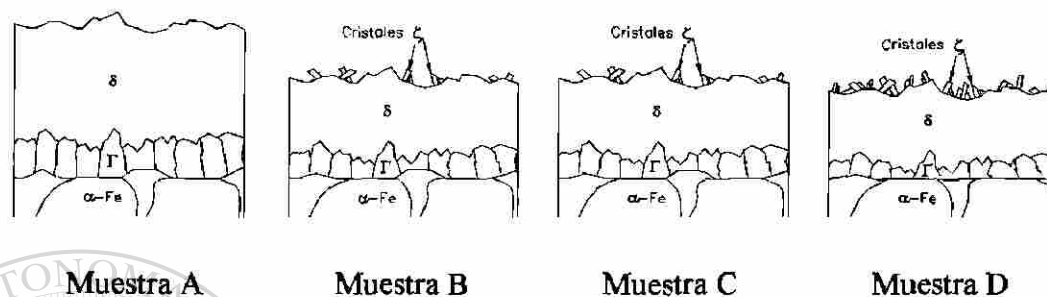
### 6.2.1 Fases presentes en los recubrimientos.

Los resultados obtenidos del análisis químico transversal del recubrimiento, presentados en las Figuras 5.15 a la 5.19, muestran que, en el proceso del galvanneal, la potencia del horno de inducción juega un papel muy importante en la formación y distribución de las diferentes fases que se forman. Como se puede observar en la Tabla 5.6, la potencia del horno de inducción afecta directamente el crecimiento de la fase gama ( $\Gamma$ ) presente en los recubrimientos.

Como se puede apreciar en las Figuras 5.15 a la 5.18, el recubrimiento de la muestra A consta de una fase gama seguida de la delta que llega hasta la superficie. En las muestras B, C y D además de estas fases, se encontró en la superficie la presencia de la fase zeta o la presencia de  $\zeta$  y  $\eta$ .



En la Figura 6.1 se presenta en forma esquemática la localización de las fases encontradas en base a la concentración de Fe encontrados en los recubrimientos.



**Figura 6.1.-** Representación esquemática de los recubrimientos analizados.

### 6.2.2 Superficie del recubrimiento.

No se encontraron diferencias significativas en la superficie del recubrimiento en las muestras analizadas. Se detectó, por medio del SEM, la presencia de dos tamaños diferentes de cristales en la superficie del material, como se observa en las Figuras 5.10 a la 5.13, esta diferencia fue más notoria en la muestra D. En la Tabla 5.5 y en la Figura 5.20 se aprecia que la cantidad de hierro y aluminio en los cristales más pequeños es mayor que en los cristales grandes. Los análisis semicuantitativos de los espectros de rayos X realizados en la superficie de la muestra D indican que el contenido de hierro y aluminio en los cristales chicos fue de 7.32 y 0.97% respectivamente (fase  $\delta$ ), mientras que en los cristales grandes fue de 6.48 y 0.51% (fase  $\zeta$ )<sup>(47, 48, 49)</sup>. Los análisis estadísticos realizados indican un límite de confianza de 95% para el contenido de hierro, este límite no se cumplió con el aluminio debido sobre todo a su baja concentración.

### 6.2.3 Integridad del recubrimiento.

En las Figuras 5.21 y 5.22 se observa que la potencia del horno de inducción con el que se realiza el galvanneal afecta directamente la integridad del recubrimiento. Sin embargo, se ha observado que las fases presentes en el recubrimiento, principalmente la gama, son las que afectan la integridad del mismo. El efecto del espesor de la fase gama sobre la cantidad de peso perdido del recubrimiento después de los ensayos de doblez en V, puede ser observado en la Figura 5.23, la cual muestra que un incremento en esta fase disminuye la integridad del recubrimiento.

La capa del recubrimiento también ha sido reportada como una variable que afecta la integridad del recubrimiento, en la Figura 5.24 se puede observar la tendencia a disminuir la resistencia a la degradación conforme se incrementa la capa del recubrimiento.

Otros autores <sup>(13)</sup> han optado por relacionar la integridad de los recubrimientos, con la multiplicación de la cantidad de hierro por la cantidad de capa en el recubrimiento. Resultados similares se encuentran en la Figura 5.25, la cual muestra como la resistencia a la degradación aumenta cuando dicho producto es mayor.

Resultados similares se encuentran utilizando el espesor promedio del recubrimiento en vez de la capa del recubrimiento, según se puede observar en las Figuras 5.26 y 5.27. Esto se debe a que el espesor del recubrimiento es proporcional a la capa del mismo.

El recubrimiento que presentó la mayor integridad del recubrimiento fue el de la muestra D, debido a contar con el menor espesor de la fase  $\Gamma$  (según la Tabla 5.6). La presencia de la fase  $\zeta$  no parece tener efecto en la integridad del recubrimiento en los ensayos de doblez realizados en el presente estudio. Debido a que en los ensayos la muestra se somete a esfuerzos de tensión y compresión, en tanto que en los ensayos

de estirado <sup>(10,13,15,27)</sup> el coeficiente de fricción entre material y herramienta juega un papel importante en la integridad del recubrimiento. Se ha reportado que la presencia de la fase zeta en el recubrimiento aumenta el coeficiente de fricción.

## **6.3 SOLDADURA.**

Los parámetros utilizados durante el estudio cumplieron con las condiciones establecidas según los diferentes estándares mostrados en la Tabla 4.4. Lo cual permitirá obtener la corriente mínima con la que se asegura el diámetro mínimo de soldadura.

### **6.3.1 Huella exterior.**

El efecto de la corriente de soldadura sobre la superficie exterior es evidente, como puede apreciarse en la Figura 5.33, pues al aumentar la corriente de soldadura la cantidad de calor generada se incrementa también, Ec. 3.1. Este efecto se aprecia en las Figuras 5.28 a la 5.32 las cuales presentan como aumenta el diámetro promedio de la huella dejada por el electrodo en la superficie conforme se incrementa la corriente.

En la Figura 5.32 se puede observar que el incremento del diámetro de la huella exterior de la muestra decapada es mayor en comparación a las muestras recubiertas, solamente a valores mayores de 11.4 kA es superada por la muestra A. La ausencia de recubrimiento en la muestra decapada pudiera generar una mayor cantidad de calor en las diferentes interfases, debido a la mayor resistencia eléctrica que presentaría la muestra decapada. Esto último puede ser corroborado con el diámetro de la zona soldada de las diferentes muestras, Figuras 5.34 y 5.35. Un aumento en la cantidad de calor generado en la muestra, permitiría alcanzar una mayor temperatura, permitiendo una mayor penetración de los electrodos gracias al ablandamiento de material.

Una característica que presentan los materiales recubiertos (ver Figuras 5.28 a la 5.31) es que en el intervalo de 12.2 a 12.5 kA sufren una disminución en el diámetro de la huella exterior dejada por los electrodos. Esto pudiera ser debido a la reducción del espesor de las probetas ocasionada por la expulsión de material que se presenta en este intervalo (ver Figura 5.68). Se ha reportado anteriormente <sup>(36, 37)</sup> que el material sufre una dilatación o aumento de volumen momentos antes de la expulsión de material, seguida de un colapso posterior, además, la resistencia eléctrica del material debe disminuir al presentarse la expulsión, por tal motivo, se cree que éstas pudieran ser las causas del incremento del diámetro de la huella exterior hasta momentos previos a la expulsión.

El efecto del recubrimiento en la huella dejada por el electrodo es evidente en las muestras recubiertas, Figuras 5.28 a la 5.32. Se observa que el diámetro de la huella en momentos previos a la expulsión no se define claramente, mientras que la muestras decapada si presenta una uniformidad de las huellas dejadas por los electrodos, esto es debido al recubrimiento de las muestras A, B, C y D no proporciona una resistencia eléctrica uniforme. La impresión se define claramente una vez que la expulsión de material se ha realizado. La magnitud de las huellas de los electrodos superior e inferior se diferencia una vez que el material es expedido, Figuras 5.28 y 5.30.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 6.3.2 Diámetro de la zona soldada.

No se observan diferencias notorias en el diámetro de la zona soldada entre las diferentes muestras soldadas a valores similares de corriente, Figuras 5.34 y 5.35. La diferencia más notoria se encuentra a valores bajos de corriente donde la muestra A es la primera en formar la zona soldada. El efecto del recubrimiento es notorio, la muestra decapada presenta un diámetro mayor a todos los valores de corriente a los que fueron sometidas estas muestras, además, la formación de la zona soldada se inicia a valores menores a 9.4 kA, mientras que en la muestra A fue alrededor de 10.1

kA. No se observaron diferencias notorias entre las muestras recubiertas por encima de 12 kA.

En las Figuras 5.34 y 5.35 se observan dos líneas horizontales, las cuales corresponden al diámetro mínimo requerido según el estándar indicado, mientras que las dos líneas verticales indican el intervalo de corrientes (según PS-9471 ref. X) en el cual se debe obtener el diámetro mínimo requerido (línea horizontal PS-9471) por el mismo estándar. Se puede observar que a valores mayores de 11.8 kA se cumple con el estándar AWS/ANSI/SAE/D8.9-97 (ref. 44) mientras que con 12.1 kA se cumple con PS-9471 (ref 43).

En la Figura 5.36a se muestra la microestructura de la soldadura incipiente de la muestra decapada cuando se emplean a 9.44 kA, en tanto que a 9.84 kA la muestra recubierta A, Figura 5.36b, no presenta inicio de soldadura.

Se puede observar que a niveles de 10 kA, Figura 5.37 la muestra decapada ya presenta una soldadura continua, mientras que la muestra A presenta una zona discontinua. Las muestras B, C y D presentan el inicio de soldadura a 10.2 kA, 10.08 kA y 10.12 kA respectivamente. A corrientes del orden de 10.3 kA, Figura 5.38, se observa como el diámetro de la zona soldada de las muestras recubiertas se incrementa de manera considerable.

La microestructura observada en las muestras que cumplen con los valores establecidos por el estándar PS-9471 se presentan en la Figura 5.39, en la cual se aprecia un diámetro de soldadura continua mayor a 5.1 mm en todas las muestras. La línea oscura que se aprecia a la derecha en las micrografías, indica el final de la zona soldada. Se observa la misma microestructura en la muestra decapada y en las recubiertas, sólo la muestra decapada requirió 10.88 kA para cumplir con el diámetro mínimo requerido, mientras que las recubiertas necesitaron de 12.28 a 12.32 kA. La microestructura de la zona central de la soldadura, una vez que se cumplió con el

diámetro mínimo requerido de 5.1 mm se muestra en la Figura 5.40. Se puede observar una soldadura continua satisfactoria.

La Figura 5.41, comprueba que en la muestra decapada efectivamente la zona de soldadura se inicia de una manera discontinua a 9.44 kA. En la Figura 5.42 se observa como el extremo de la zona soldada inicia su unión gracias al incremento de corriente, permitiendo con esto que el diámetro de la zona soldada aumente de tamaño.

En las Figuras 5.43 a la 5.45 se observa un aspecto que no pudo apreciarse totalmente por medios ópticos y que consistió en la formación de una serie de agujas en la zona de soldadura del material. Se puede observar que la cantidad de agujas es mayor en el centro que en el extremo de la soldadura y además aumenta la cantidad de agujas al ser incrementada la corriente, lo que se asocia con la mayor cantidad de calor generada en el material.

En la Figura 5.46a se puede observar como la muestra A presenta una soldadura discontinua a 9.84 kA. Otro aspecto interesante se observa en la Figura 5.46b, en la que se aprecia la presencia de recubrimiento atrapado en las zonas donde no se formó la soldadura. Esto pudiera ser debido a que la cantidad de calor generado en la interfase lámina/lámina no fue lo suficientemente alto como para permitir la expulsión total de este material.

En las Figuras 5.47 y 5.48 se puede observar como a bajas corrientes de soldadura todavía no se genera suficiente calor como para lograr una soldadura continua. En la Figura 5.49 se muestra como, a corrientes mayores, ya se observa la unión continua.

A corrientes más altas de soldadura se encontró que el recubrimiento del material se desplazaba hacia los extremos de la soldadura, como puede observarse en la Figura 5.50. Para conocer de una manera más completa que sucedía con el



recubrimiento del material, se realizó una serie de análisis semicuantitativos en diferentes zonas, según se muestra en la Figura 5.51. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 5.7, la cual indica que el recubrimiento es expulsado en su totalidad de la zona de soldadura, debido a que el recubrimiento tiene un punto de fusión menor que el acero, por lo tanto tiende a ser desplazado momentos antes que el acero funda.

Como se mostró en la Figuras 5.36 y 5.37, la muestra A fue la primera que inició la soldadura entre el material recubierto. No se encontró diferencias notorias entre los especímenes a mayores corrientes. El hecho de que la muestra A haya sido la primera en iniciarse a soldar, pudiera ser debido a que ésta no presenta fase  $\zeta$ , la cual tiene un punto de fusión menor que la fase  $\delta$ , por tal motivo una baja corriente de soldadura pudiera ser suficiente para fundir la fase  $\zeta$  en las Muestras B, C y D, originando que la densidad de corriente disminuya debido a esto (ver apartado 6.3.5, Figura 6.2). Una vez que la corriente se incrementa y genera una cantidad de calor capaz de fundir la fase  $\delta$ , las muestras se comportan igual.

Las diferencias en el mecanismo de formación de la soldadura en las muestras recubiertas, con respecto a la decapada son las siguientes:

- 1.- La necesidad de aplicar una cantidad de corriente de soldadura mayor, para generar una cantidad de calor similar, debido principalmente a la menor resistencia eléctrica del recubrimiento galvanneal con respecto a la decapada.
- 2.- El calor generado a bajas corrientes de soldadura no es suficiente como para desplazar todo el recubrimiento de la zona de soldadura, quedando atrapado, en algunas zonas.
- 3.- El recubrimiento es expulsado totalmente de la zona de soldadura a corriente más altas, generando un aspecto de halo o anillo alrededor de la soldadura.

### 6.3.3 Grietas.

La aparición de grietas en la soldadura se presentó en todas las muestras ensayadas a altas corrientes de soldadura, localizadas principalmente en la superficie que se encontraba en contacto con el electrodo superior. Estas grietas se originaron principalmente debido a las condiciones de enfriamiento utilizadas en el estudio, la velocidad de enfriamiento depende del tiempo de sostenimiento de la muestra con los electrodos, después de ser soldada. El tiempo de enfriamiento utilizado en el presente estudio fue extremadamente largo (alrededor de 80 a 120 ciclos) comparada con el tiempo recomendado de 10 a 30 ciclos (Ref 43 y 44).

Las grietas se observaron en todas las muestras ensayadas a altas corrientes, en las muestras decapadas las grietas se observaron a menores corrientes de soldadura (ver Anexo 1) que para las recubiertas, esto debido a la mayor cantidad de calor generada en la muestra decapada. En las Figuras 5.52 a la 5.55 se pueden observar grietas en diferentes muestras. Una característica en ellas fue que su longitud aumentaba conforme se incrementaba la corriente de soldadura, la causa pudiera ser debido a la creación de esfuerzos residuales originados por el largo tiempo de enfriamiento utilizado. Los esfuerzos residuales se originan de una deformación plástica no uniforme, pudiendo causarla un gradiente de temperatura (dilatación térmica no uniforme) o el cambio de fases en el material (transformación  $\alpha \Rightarrow \gamma$ ). Si este esfuerzo residual excede el esfuerzo máximo del material, se generaran fisuras.

Como se puede observar en las Figuras 5.57 y 5.58, el endurecimiento que sufre la zona de soldadura debido al enfriamiento brusco se incrementa conforme se aumenta la corriente de soldadura. Además, en las Figuras 5.57 y 5.58 se muestra como una distancia de 1.9 mm del final de la zona de soldadura (a 0.25 mm de la grieta) la mayor dureza se encuentra en la superficie en contacto con el electrodo inferior. Se puede observar en la Figura 5.57, que la zona de mayor dureza en la muestra 12 (12.32 kA) se encuentra en el centro del material (interfase lámina/lámina), debido a que en esta zona se alcanza la mayor temperatura, sin

apreciar diferencias en las durezas obtenidas en las superficies inferior y superior. En la soldadura 19 (13.96 kA), Figura 5.58, la zona central también es la que cuenta con la mayor dureza, pero la gran diferencia con respecto a la soldadura 12 es la dureza obtenida en la cara del electrodo inferior, la cual presenta un incremento considerable con respecto a la cara superior. Es razonable pensar que, debido a que el electrodo inferior se encuentra un mayor tiempo en contacto con la lámina, la cara inferior se enfriará aún más que la cara superior. Además de esta razón, pudiera generarse un contacto no uniforme en la cara del electrodo superior, debido al colapso de material que se observó a corrientes de soldadura altas. Este colapso es debido principalmente al calor excesivo generado en la muestra, el cual produce la expulsión de material en la interfase lámina/lámina, originando posiblemente un contacto no uniforme en el electrodo superior.

Como se mencionó anteriormente, el material que se ubica en el centro de la soldadura, se encuentra en forma líquida o a una temperatura en la región austenítica y debido a las condiciones de enfriamiento utilizadas, el material ubicado en esta zona, al instante que alcance la temperatura de transformación sufrirá una expansión. Conforme se expande el material, tratará de atraer la superficie junto con él, sometiéndola a tensión, lo que puede ocasionar la aparición y propagación de grietas en la superficie.

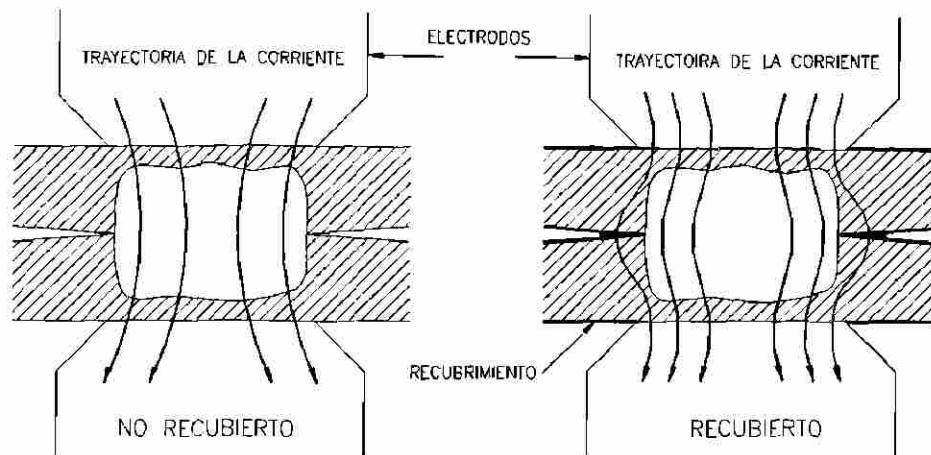
#### **6.3.4 Penetración de los electrodos.**

La penetración de los electrodos en el material, aumenta conforme se incrementa la corriente de soldadura, como puede verse en la Figura 5.62. Se observa como la penetración de los electrodos sobre la muestra decapada es mayor que en las muestras recubiertas a la misma corriente. Esto se debe a la mayor cantidad de calor generado en esta muestra, la cual ocasiona un mayor ablandamiento del material, permitiendo con esto una mayor penetración de los electrodos.

### 6.3.5. Resistencia Mecánica de las muestras soldadas.

La resistencia mecánica del material aumenta al incrementarse la corriente de soldadura hasta un valor máximo, para después mantenerse sin cambio independientemente del incremento de la corriente de soldadura, Figura 5.64. Esta disminución de la resistencia mecánica de la probeta se asocia con la expulsión de material.

Se observa también en la Figura 5.64, que la muestra D es la que soporta la mayor carga de todas las muestras recubiertas con galvanneal, esto se observa desde corrientes de soldadura de 10.2 kA hasta momentos antes de que ocurra la expulsión. A corrientes de alrededor de 9.5 a 10.0 kA la muestra A fue la que soportó la mayor, lo que concuerda con los resultados de la Figura 5.34, en la que se aprecia que a bajas corrientes la muestra A es la que presenta un mayor diámetro de la zona soldada. A corrientes más altas se observa como la muestra A es la que resiste la menor carga hasta momentos antes a la expulsión. Esta diferencia pudiera ser debida a que la muestra A que es la que cuenta con la mayor capa de recubrimiento ( $143 \text{ g/m}^2$ ) y las muestras C y D son las que presentan la menor capa ( $110 \text{ g/m}^2$ ). Se ha reportado anteriormente <sup>(20,26)</sup> que el espesor o capa del recubrimiento juegan un papel muy importante en la densidad de corriente de soldadura. El recubrimiento al momento de fundirse es desplazado hacia los alrededores de la zona que se empieza a soldar, formando por lo tanto un halo o anillo situado alrededor de esta zona, como se puede ver en las Figuras 5.50a y 5.50b. Este halo formado provee a las láminas un buen contacto eléctrico, ocasionando que la corriente de soldadura fluya también por esta zona, disminuyendo por lo tanto la corriente de soldadura efectiva para lograr la soldadura. En la Figura 6.2 se presenta un diagrama esquemático de la desviación de la corriente ocasionado por el recubrimiento. Este efecto es parecido al que se tendría con un electrodo de mayor diámetro, lo que reduce la densidad de corriente. Se supone que entre mayor capa de recubrimiento se tenga en el material, mayor será el efecto de desviación de la corriente.



**Figura 6.2.- Efecto del recubrimiento en la desviación de la corriente de soldadura.**

Otro efecto observado fue el modo de falla de las probetas, el cual cambiaba de una soldadura frágil (falla interfásial) a una soldadura conectada conforme se incrementaba la corriente de soldadura. Esto es debido a la cantidad de material soldado, el cual varía de acuerdo a la corriente de soldadura. En el Anexo 1 se muestra el modo de falla encontrado en cada probeta. Los modos de falla de las probetas pueden ser observados en la Figura 5.67. La Figura 5.67a presenta una falla interfásial, debido principalmente a la poca cantidad de material soldado, la falla conectada se muestra en la Figura 5.67b, en la cual se observa como el material soldado cuenta con la resistencia suficiente para no fallar en la interfase lámina/lámina, la falla se origina en este caso alrededor de la zona soldada, logrando con esto, que el material tenga que ser arrancado de una de las láminas soldadas. Según el Anexo 1, la muestra que presenta la falla conectada a menores valores de corriente es la muestra D a 10.36 kA, mientras que en la A, B y C se presentó a 10.6, 10.6 y 10.84 kA respectivamente.

### 6.3.6 Expulsión de material.

Una vez realizados los ensayos de tensión, las muestras fueron inspeccionadas cuidadosamente para encontrar evidencia de la disminución de la resistencia mecánica de las probetas. Se encontró que las probetas que presentaron una

disminución de resistencia mecánica presentaban expulsión de material, lo cual originaba una disminución del espesor de la soldadura. A pesar que el diámetro de la zona soldada se incrementó de una manera lineal (Figura 5.34) la resistencia mecánica del material no mostró esta tendencia. La expulsión de material en este caso es debido a una corriente excesiva de soldadura, la cual origina un calentamiento excesivo en la interfase lámina/lámina originando que el material salga lanzado bruscamente en esta región.

### 6.3.7 Efecto de las grietas en las propiedades mecánicas.

Las grietas encontradas en las muestras soldadas a altas corrientes no influyen en la resistencia mecánica de la soldadura, debido a que en la inspección de las probetas éstas presentaban una falla conectada y la región de fractura en todos los especímenes se localizaba en una zona diferente de donde se encontraron las grietas, ver Figura 6.3.

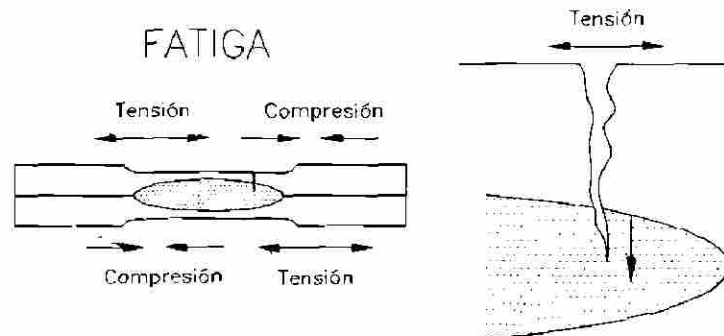


**Figura 6.3.-** Zona de fractura de las muestras que presentaron falla conectada.

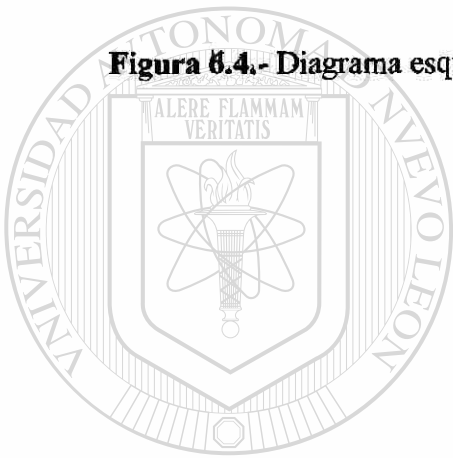
Aunque en el presente estudio las grietas no afectaron la resistencia mecánica de las muestras debido a que los esfuerzos generados en las probetas por el ensayo de tensión son principalmente de corte y no ayudan a la propagación de la grieta, es importante señalar que los esfuerzos generados en las partes para automóviles no son sólo de tensión, también se presentan otros reversibles (fatiga) y de compresión o torsión. En la Figura 6.4, se presenta un diagrama esquemático de cómo el ciclo de



carga en tensión de los esfuerzos de fatiga afectan en la propagación de la grieta, afectando con esto la vida útil de la soldadura.



**Figura 6.4.-** Diagrama esquemático de una muestra sometida a esfuerzos reversibles.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



# CAPITULO VII

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 7.1 CONCLUSIONES.

El porcentaje de hierro en el recubrimiento no mostró variaciones notorias en las muestras analizadas, esto debido a que los recubrimientos fueron de diferentes espesores (diferentes capas  $g/m^2$ ). Sin embargo, el perfil de concentración de hierro si presento variaciones importantes.

Las fases presentes en el recubrimiento varían con las condiciones de proceso utilizadas en el galvanneal, principalmente la potencia del horno de inducción. El espesor de la fase  $\zeta$  decremента conforme se aumenta la potencia del horno de galvanneal, mientras que la fase  $\Gamma$  se incrementa.

El incremento del espesor de la fase  $\Gamma$  y de la capa del recubrimiento afecta notablemente la integridad del recubrimiento, tal y como se observó en las pruebas de dobles en V.

El recubrimiento de la muestra D presentó la mayor integridad del recubrimiento debido, posiblemente a la mayor cantidad de aluminio presente el baño de zinc, el cual permite que se forme la fase  $\delta$  a menores temperaturas, logrando que

la fase frágil  $\Gamma$  no crezca en tamaño significativamente. Este fenómeno puede ser atribuido a la disminución de la reacción peritética.

La fase  $\zeta$  no presenta ningún efecto dañino en la integridad del recubrimiento, al contrario, la fase  $\zeta$  pudiera ayudar absorber energía, evitando la propagación de las grietas. Este efecto benéfico pudiera invertirse cuando el recubrimiento se someta a condiciones de formado en las que el coeficiente de fricción juega un papel importante.

El diámetro de la zona soldada se incrementa conforme se aumenta la corriente de soldadura en todas las muestras. De igual forma la resistencia mecánica del material aumenta conforme el diámetro de la zona soldada se incrementa, esto ocurre hasta momentos antes que suceda la expulsión. La expulsión de material disminuye la resistencia mecánica del material.

El modo de falla de las soldaduras cambia según la corriente de soldadura, a bajas corrientes se presenta la falla interfásial mientras que a altas corrientes las soldaduras presentaron falla conectada.

La soldabilidad de las muestras analizadas dependen de la capa del recubrimiento. Esto se atribuye a que el incremento de la capa aumenta la zona de contacto entre las laminas a soldar, con la consecuente reducción de la densidad de corriente. La rugosidad de los recubrimientos analizados en el presente estudio no afecta la soldabilidad de las mismas, debido a que el recubrimiento funde desde momentos antes que la soldadura inicie.

Las muestras analizadas en el estudio cumplen con los estándares establecidos de soldadura. La muestra decapada necesitó una corriente de soldadura menor que las recubiertas para lograr el diámetro mínimo de soldadura requerido.

El mecanismo atribuido a la generación de las grietas de soldadura es el de la formación de estructuras aciculares, por las altas tasas de enfriamiento a que están sujetas las piezas soldadas con altas corrientes.

## 7.2 RECOMENDACIONES.

Las pruebas de soldabilidad realizadas en el presente estudio ayudan a conocer las variables que afectan la corriente de soldadura necesaria para cumplir con los estándares requeridos de calidad, sin embargo, será necesario realizar un estudio más profundo para conocer el efecto que tienen las diferentes variables analizadas en el desgaste de los electrodos.

Será también necesario realizar pruebas adicionales que ayuden a evaluar la integridad del recubrimiento de una manera más completa, como pudiera ser en condiciones donde el coeficiente de fricción entre el material y la herramienta juegue un papel importante, ya que como se mencionó anteriormente el efecto de la fase  $\zeta$ , no puede ser evaluado totalmente en un ensayo de dobléz en V.

De acuerdo a los resultados encontrados en este trabajo, será necesario obtener un recubrimiento que cuente con la mínima capa requerida ( $\text{gr/m}^2$ ), un espesor de fase F lo más pequeño posible y que el recubrimiento esté compuesto mayormente de fase  $\delta$ , esto con la finalidad de que el recubrimiento tenga buena integridad y soldabilidad.

## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1.- F. Stouvenot, F. Chatelain, D. Huin "Kinetics of Decarburization ULC Steels in the Vacuum Tank Desgasser at Sollac Florange", 39<sup>TH</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 283-288 en 1997.
- 2.- P. Mitchell, T. Gladman. "Vanadium in Interstitial Free Steels", 39<sup>TH</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 37-48 en 1997.
- 3.- Hiroshi Takechi, "Recent Developments in the Metallurgical Technology of Continuous Annealing for Cold-rolled and Surface-Coated Sheet Steels", The Minerals, Metals & Materials Society, 1992.
- 4.- Wilhelm Warnecke, Rolf Bode, Rainer Kothe, Lutz Meyer "Modern Hot Dip coated Sheet Steel – Processing, Coating (Characteristics and Fabricating Properties)", Zinc-Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, editado por George Krauss and David K. Matlock, pags. 3-17 en 1990.
- 5.- Bernhard Engl, Thomas Gerber "Microalloyed, Vacuum Gdegassed High Strength Steels with Special Emphasis on IF Steels", 39<sup>TH</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 3-15 en 1997.
- 6.- Steels: Metallurgy and Applications, D.T. Llewellyn, edición 2, 1994.
- 7.- I.Hertveldt, B.C. De Cooman, J. Dilewijns. "Properties of Galvannealed Coating on TiNb – and Ti-Stabilised Interstitial Free High Strength Steels", 39<sup>TH</sup> Mechanical

Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 105-112 en 1997.

8.-“Hot Dip Coatings”, ASM Handbook, Volumen 13, 432-445, 1993.

9.-“Corrosión of Zinc”, ASM Handbook, Volumen 13, 755-769, 1993.

10.-H.Ortiz, V. Rangarajan, “Effects of Processing on Coating Characteristics and Performance of Galvanneal”, 39<sup>TH</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 83-89 en 1997,

11.-I. Hertveld, J. Craenen, J. Dilewijns, B. Blanpain, C. Xhoffer, B. C. De Cooman, “The Structure of the Inhibition Layer after Hot Dip Galvanising of Ti IF-DDQ, TiNb IF-DDQ and TiNb+P IF HSS Substrates”, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, editado por la TMS, 1998, pp 13-25.

12.-Tatsuya Kanamaru, Motohiro Nakayama, Toshiro Fujiwara, “Alloying Reaction Control in Production of Galvannealed Steel”, The Society of Materials Science, Japan, pags. 69-87, 1996.

13.- A. van der Heiden, A.J.C. Burghardt, W. Van Koesveld, E.B. van Peristein and M.G.J. Spanjers “Galvanneal microstructure and anti-powdering process windows”, The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel publicado por la TMS, 1994.

14.-Nai-Yong Tang, “Thermodynamics and Kinetics of Alloy Formation in Galvanized Coatings”, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, editado por la TMS, 1998.

15.- Chiaki Kato, Hideo Koumura, Yasuji Uesugi, Kazuo Mochizuki “Influence of phase composition on formability of galvannealed steel sheet”, The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel, publicado por la TMS, 1994.



16.- Seky Chang “Characterization and Development of Zn –Fe Alloyed Coating Layer”, Zinc-Based Steel Coating Systems: Metallurgy and Performance, editado por George Krauss and David K. Matlock, pags. 319-330 en 1990.

17.-Y. Leprêtre, J.M. Maigne, M. Guttman, J.Philibert, “Reactive interdiffusion in the Fe-Al-Zn system: Reaction mechanisms during hot-dip galvanizing”, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, editado por la TMS, 1998.

18.- Menachem Kimchi, Mark D. Gugel, Calvin L. White, Kenneth M. Pickett, “Weldability and electrode wear during the RSW of various HDG steels”, Report to the Auto/Steel Partnership –Electrode Wear Subcommittee, Southfield, Michigan, Marzo 1994.

19.- Menachem Kimchi, Mark D. Gugel, Calvin L. White, Kenneth M. Pickett, “The effect of Aluminum Content in HDG Coatings on the wear of RSW Electrodes”, Sheet Metal Welding Conference VI, October 1994.

20.-Jong-Sang Kim, Jin-Hwan Chung “Alloying Behavior of Hot-Dip Galvannealed Sheet Steels Containing Silicon”, Zinc-Based Steel Coating Systems: Production and Performance, publicado por la TMS, 1998.

21.- Dae-Chul Bae, Jung-Chui Shin “Development of High Strength Galvanized Steel Sheets”, HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, editado por Geoffrey Tither y Zhang Shouhua, pags 329 – 333.

22.- C.S. Lin y M. Meshii, Metallurgical and Materials Transactions B, 25B, 721 (1994).

23.- Makoto Isobe, Chiaki Kato, Kazuo Mochizuki “Effect of Additional Annealing on Hot-dip Galvanizability of Si and Mn Added IF-steel”, 39<sup>TH</sup> Mechanical Working and

Steel Processing Conference Proceedings, Volumen XXXV, editado por la ISS, pag. 121-125 en 1997.

24.-C.S. Lin, W.A. Chiou and M. Meshii "Effect of Phosphorus Content in Base-Steel on the Formation of alloy layer of Hot-Dip Coated Steel Sheets ", The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel, publicado por la TMS, 1994.

25.- H. Takechi, IF Steels 2000 proceedings, editado por la ISS, pag 1, 2000.

26.- Toshio Nakamori, Atsuyoshi Shibuya "Effects of Galvannealing Conditions And Coating Weight On Powdering Resistance Of Galvannealed Steel Sheet" Corrosion Resistant Automotive Sheet Steels, editado por L. Allegra, ASM International, 1998, pags 139-149.

27.-A. T. Alpas e J. Inagaki, ISIJ Intern., 40, 172 (2000).

28.- "Procedure Development and Process Considerations for Resistance Welding", ASM Handbook, Volumen 6, Welding, Brazing and Soldering, 1993.

29.- "Failures of Weldments", ASM Handbook, Volumen X, 411-449, 1993.

30.- T.B. Jefferson and Gorham Woods, "Metals and How to Weld Them", 2da. Edición, 1983.

31.- Welding Handbook, "Resistance Welding", Capitulo 1, edición 8, volumen 1, editado por AWS en 1991.

32.- Neville T. Williams, British Steel, "Resistance Spot Welding", ASM Handbook, Volumen X, 19xx.

33.- De A, Gupta O.P., Dorn L., Proceedings of the institution of Mechanical Eng., 210, No. 4, pag. 341, 1996.

34.- P. Howe and S.C. kelley, "A Comparison of the Resistance Spot Weldability of Bare, Hot Dipped, Galvannealed and Electrogalvanized DQSK Sheet Steels", SAE Technical Paper Series 880280, SAE, Warrendale, PA, 15pp, 1988.

35.- D. Watney y G. L. Nagel, "Forms of Dynamic Resistance Curves Generated during Resistance Spot Welding", Proc. Conf., Paper No. 14, Sheet Metal Welding Conference, AWS, Dearborn, MI, Oct., 1984.

36.- D. W. Dickinson, J. E. Franklin, A. Stanya, "Characterization of Spot Welding Behavior by Dynamic Electrical Parameter Monitoring", Welding Journal, junio 1980, vol. 59, pag 170-176.

37.- D. W. Dickinson, T. V. Natale , "The Effect of Sheet Surface on Spot Weldability", Transactions of ASM/ADDRG Conference, Dear born, MI, Abril 14-15, 1981, pag 229-249.

38.- S. A. Gedeon y T. W. Eagar, Resistance Spot Welding of Galvanized Steel: Part I. Material Variations and Process Modifications, Metallurgical and Materials Transactions <sup>®</sup> B, 17B, 879 (1986).

39.- S. A. Gedeon y T. W. Eagar, Resistance Spot Welding of Galvanized Steel: Part II. Mechanisms of Spot Weld Nugget Formation, Metallurgical and Materials Transactions B, 17B, 887 (1986).

40.- J. G. Kaiser, G. J. Dunn y T. W. Eagar, "The Effect of Electrical Resistance on Nugget Formation During Spot Welding", Welding Journal, Junio 1982, vol. 61, pag 167-174.

41.- Suzanne Mathie, Pascal Patou, "Zinc Coating Influence on Spot-Weldability of Hot-Dip Galvanized Steel Sheets", SAE paper 850273, 1985.

42.- Welding Handbook, "Residual stresses and distortion", Capitulo 5, edición 8, Volumen 1, 1991.

43.- Chrysler Corporation Process Standard No. PS-9471.

44.- Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials, AWS/ANSI/SAE D8.9-97, publicado por la AWS y SAE, 1997.

45.- Properties of galvanized low carbon sheet steels and their relation to formability, SAE J1852 sep87, SAE Information Report.

46.-CRC, Hand Book of Chemistry and Physics, editado por Robert J. Astle, Ph. D. Edición 1979-1980.

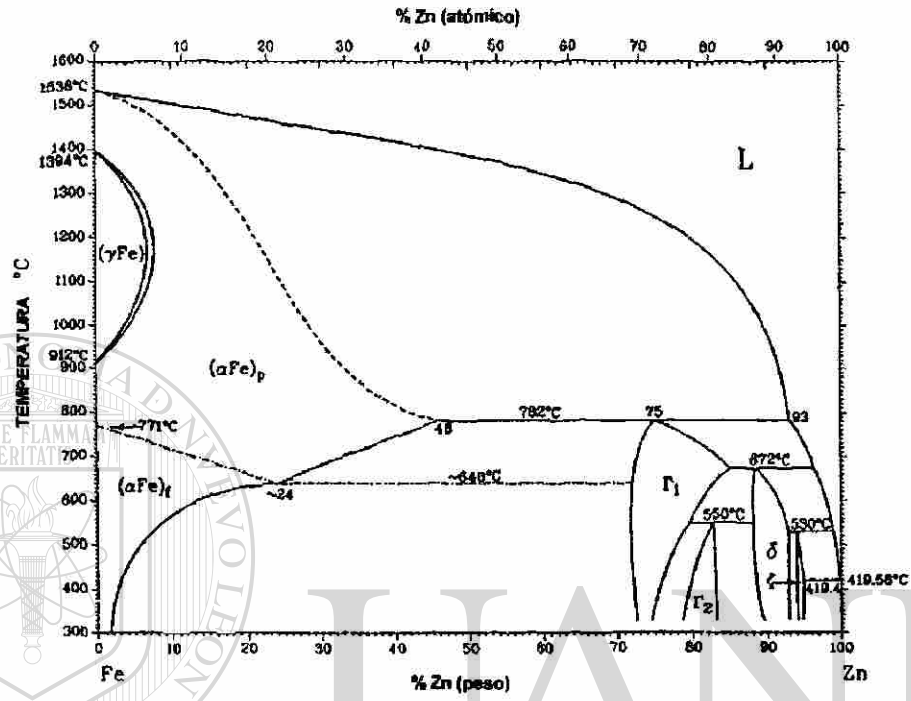
47.- ASM Handbook, Volumen 3, Alloy Phase Diagrams, pags 2 - 206 y 3 - 16, 1993.

48.- H. Kawaguchi, Y. Hirose, "Structural control of galvanneal alloy layer by adding Mn to the galvanizing bath", The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel publicado por la TMS, pags 153 - 167, 1994.

49.-S. Dione, P. Martin, J.R. Brown, G. Carpenter, M. Elboudjaini, G. McMahon, R. Packwood, Z. Wronski., ZCO-12-1: Experimental Modeling Breakdown of the Inhibition Layer - Mid Year Report., MTL 97-34 (CF), Información Confidencial, Abril de 1997.

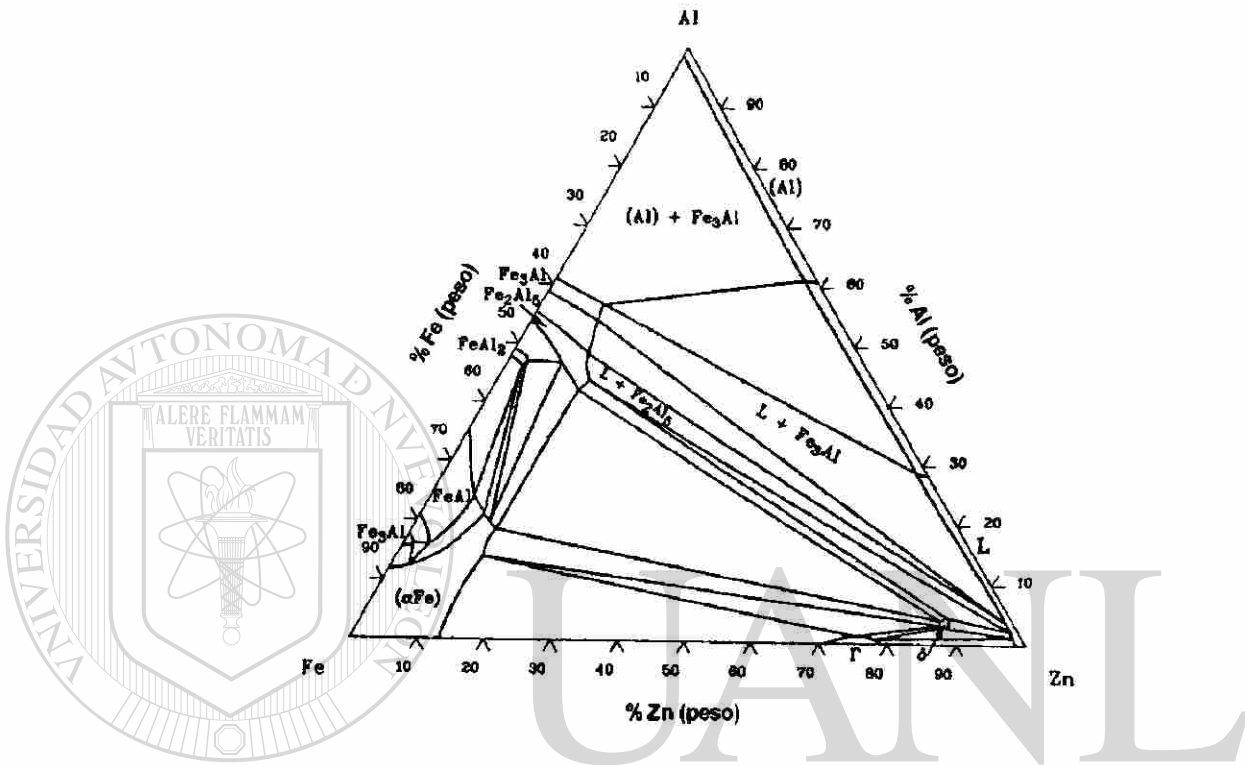
# ANEXO 1

## Fe-Zn



Anexo 1.- Diagrama binario de fases en equilibrio de las aleaciones Fe - Zn. (47)

## ANEXO 2



Anexo 2.- Diagrama de fases ternario de las aleaciones Fe – Al – Zn a 330 °C. <sup>(47)</sup>

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



### ANEXO 3

#### Muestra A

##### Pruebas de inspección de soldadura

##### Pruebas de tensión

Soldadura	% Calor	I soldadura	F.P.	Observación	I soldadura	F.P.	Observación
1	46	9,840	58		9,480	60	F.I.
2	47	10,080	58		9,880	60	F.I.
3	48	10,280	59		10,200	59	F.I.
4	49	10,560	58		10,440	59	F.I.
5	50	10,720	58		10,600	60	F.C.
6	51	10,920	58		10,880	59	F.C.
7	52	11,160	58		11,080	59	F.C.
8	53	11,400	58		11,240	60	F.C.
9	54	11,640	58		11,480	60	F.C.
10	55	11,800	58		11,720	60	F.C.
11	56	12,040	58		11,960	60	F.C.
12	57	12,280	58		12,200	59	F.C.
13	58	12,520	58		12,440	59	F.C.
14	59	12,720	58		12,680	59	F.C.
15	60	12,960	58		12,920	59	F.C. y EXP.
16	61	13,240	58	Grieta	13,280	57	F.C. y EXP.

#### Muestra B

##### Pruebas de inspección de soldadura

##### Pruebas de tensión

Soldadura	% Calor	I soldadura	F.P.	Observación	I soldadura	F.P.	Observación
1	46	9,800	59		9,760	59	F.I.
2	47	10,200	58		9,920	60	F.I.
3	48	10,320	58		10,200	59	F.I.
4	49	10,560	58		10,400	60	F.I.
5	50	10,720	58		10,600	60	F.C.
6	51	10,960	58		10,840	59	F.C.
7	52	11,200	58		11,080	59	F.C.
8	53	11,440	58		11,280	59	F.C.
9	54	11,640	58		11,480	60	F.C.
10	55	11,800	58		11,720	60	F.C.
11	56	12,080	58		11,960	59	F.C.
12	57	12,320	58		12,200	59	F.C.
13	58	12,480	58		12,440	59	F.C.
14	59	12,720	58		12,680	59	F.C. y EXP.
15	60	12,960	58	Grieta	12,920	58	F.C. y EXP.
16	61	13,200	58	Grieta	13,240	58	F.C. y EXP.
17	62	13,480	57	Grieta	13,440	58	F.C. y EXP.
18	63	13,680	57	Grieta	13,720	57	F.C. y EXP.
19	64	13,960	57	Grieta	13,880	57	F.C. y EXP.

## CONTINUACION ANEXO 3

## Muestra C

## Pruebas de inspección de soldadura

## Pruebas de tensión

Soldadura	% Calor	I soldadura	F.P.	Observación	I soldadura	F.P.	Observación
1	46	9,800	59		9,680	60	F.I.
2	47	10,080	58		9,940	60	F.I.
3	48	10,320	58		10,160	60	F.I.
4	49	10,520	58		10,360	60	F.I.
5	50	10,720	58		10,600	60	F.I.
6	51	10,920	58		10,840	59	F.C.
7	52	11,200	58		11,040	60	F.C.
8	53	11,440	58		11,280	59	F.C.
9	54	11,680	58		11,480	60	F.C.
10	55	11,840	58		11,680	60	F.C.
11	56	12,040	58		11,920	60	F.C. y EXP.
12	57	12,280	58		12,160	59	F.C.
13	58	12,480	58		12,400	59	F.C. y EXP.
14	59	12,680	58		12,680	59	F.C. y EXP.
15	60	12,960	58		12,920	58	F.C. y EXP.
16	61	13,160	58	Grieta	13,280	57	F.C. y EXP.
17	62	13,440	58	Grieta	13,440	58	F.C. y EXP.

## Muestra D

## Pruebas de inspección de soldadura

## Pruebas de tensión

Soldadura	% Calor	I soldadura	F.P.	Observación	I soldadura	F.P.	Observación
1	46	9,760	60		9,680	60	F.I.
2	47	10,120	58		9,920	60	F.I.
3	48	10,280	58		10,160	59	F.I.
4	49	10,520	58		10,360	60	F.C.
5	50	10,720	58		10,560	60	F.C.
6	51	10,960	58		10,840	60	F.C.
7	52	11,200	58		11,000	60	F.C.
8	53	11,440	58		11,200	60	F.C.
9	54	11,600	58		11,400	60	F.C.
10	55	11,840	58		11,680	60	F.C.
11	56	12,040	58		11,920	60	F.C.
12	57	12,320	58		12,200	59	F.C.
13	58	12,520	58		12,440	59	F.C.
14	59	12,720	58		12,680	58	F.C. y EXP.
15	60	13,000	58	Grieta	13,000	58	F.C. y EXP.
16	61	13,200	58	Grieta	13,200	58	F.C. y EXP.
17	62	13,400	57	Grieta	13,400	58	F.C. y EXP.
18	63	13,680	57	Grieta	13,640	57	F.C. y EXP.
19	64	13,960	57	Grieta	NO REALIZADA		

**CONTINUACION ANEXO 3****Muestra DECAPADA****Pruebas de inspección de soldadura**

<b>Soldadura</b>	<b>% Calor</b>	<b>I soldadura</b>	<b>F.P.</b>	<b>Observación</b>
1	46	9,440	61	
2	47	10,000	59	
3	48	10,240	59	
4	49	10,440	59	
5	50	10,680	59	
6	51	10,880	59	
7	52	11,120	59	
8	53	11,360	59	Grieta
9	54	11,600	59	Grieta

**ABREVIACIONES**

<b>F.I.</b>	Falla interfacial
<b>F.C.</b>	Falla conectada
<b>EXP.</b>	Expulsión de material
<b>F.P.</b>	Factor de potencia
<b>I soldadura</b>	Corriente de soldadura

# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

