

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 ^(12, 14, 16, 30, 31, 36).

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 ⁽⁴⁵⁾.

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.- galvanneal
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 ⁽⁴⁵⁾.

6.2 RECUBRIMIENTO.

Como se mencionó anteriormente, los materiales fueron procesados a diferentes condiciones de galvanneal 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 μm , mientras que en las otras muestras se obtuvieron espesores promedio de 9.79, 10.11 y 9.54 μm 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 ($\text{Al}_{\text{baño}}$) 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 (δ) tiene un coeficiente de dilatación mayor que el del acero, propiciando esfuerzos ténsiles entre el recubrimiento y el acero en la etapa de enfriamiento⁽¹⁵⁾. 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 (Γ) 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 ζ y η .

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.

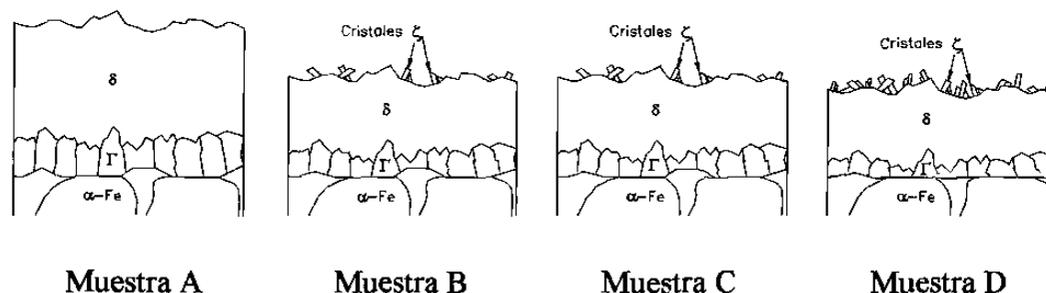


Figura 6.1.- Representación esquemática de los recubrimientos analizados.

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 δ), mientras que en los cristales grandes fue de 6.48 y 0.51% (fase ζ)^(47, 48, 49). 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 ⁽¹³⁾ 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 Γ (según la Tabla 5.6). La presencia de la fase ζ 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 ^(10,13,15,27) 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 ^(36, 37) 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.

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 ζ , la cual tiene un punto de fusión menor que la fase δ , por tal motivo una baja corriente de soldadura pudiera ser suficiente para fundir la fase ζ 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 δ , 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, sometiendo 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 g/m^2) y las muestras C y D son las que presentan la menor capa (110 g/m^2). Se ha reportado anteriormente ^(20,26) 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.

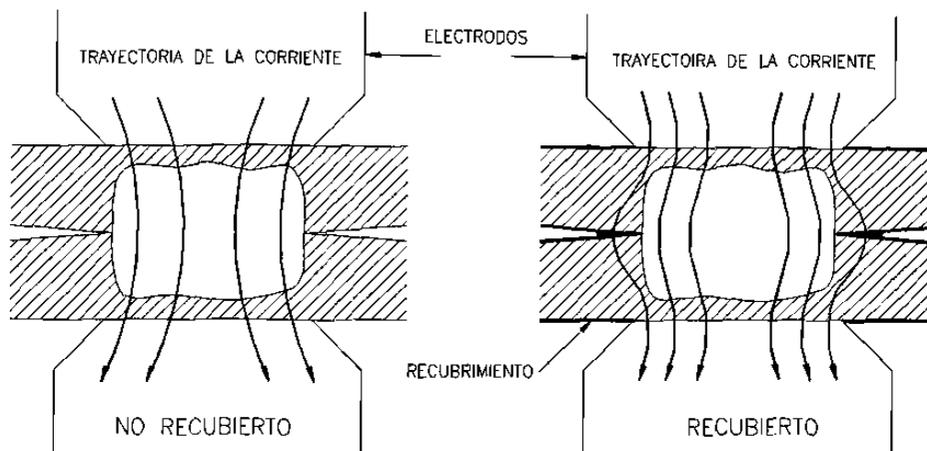


Figura 6.2.- Efecto del recubrimiento en la desviación de la corriente de soldadura.

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.

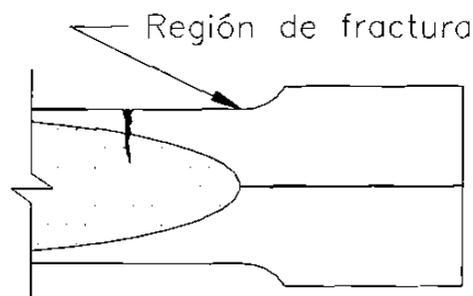


Figura 6.3.- Zona de fractura de las muestras que presentaron falla conectada.

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.

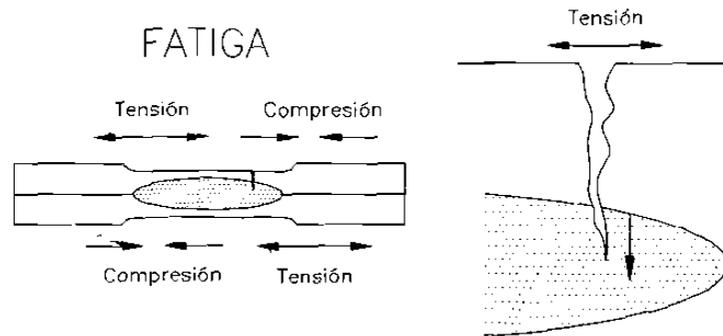


Figura 6.4.- Diagrama esquemático de una muestra sometida a esfuerzos reversibles.

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 ζ decrementa conforme se aumenta la potencia del horno de galvanneal, mientras que la fase Γ se incrementa.

El incremento del espesor de la fase Γ 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 δ a menores temperaturas, logrando que

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

La fase ζ no presenta ningún efecto dañino en la integridad del recubrimiento, al contrario, la fase ζ 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 ζ , 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 (gr/m^2), un espesor de fase F lo más pequeño posible y que el recubrimiento esté compuesto mayormente de fase δ , 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", 39TH 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", 39TH 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", 39TH 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", 39TH 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”, 39TH 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”, 39TH 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.

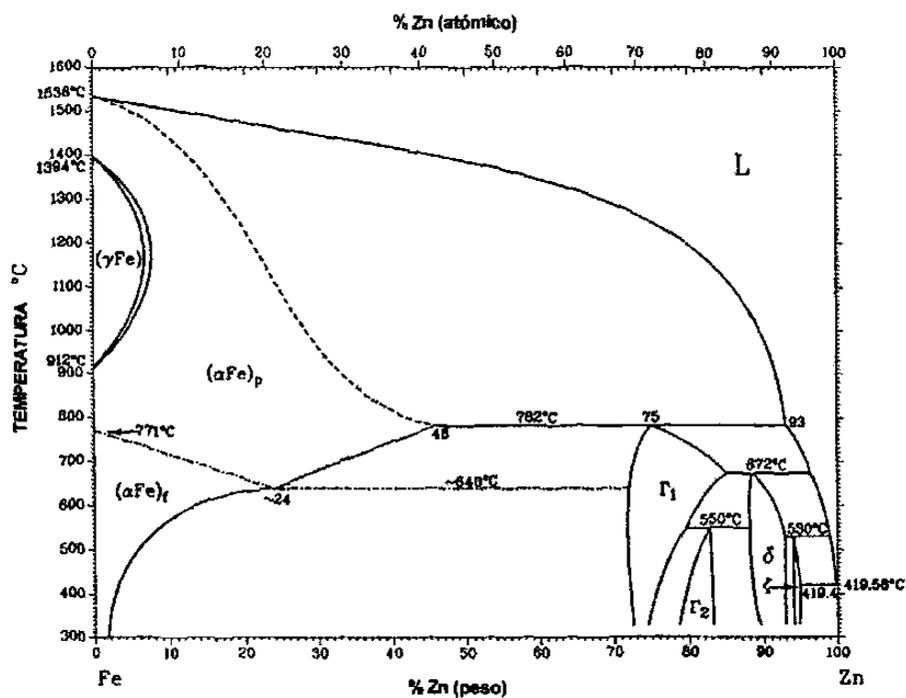
32.- Neville T. Williams, British Steel, "Resistance Spot Welding", ASM Handbook, Volumen X, 19xx.

- 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, Dearborn, 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 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. Elboujdaini, 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.

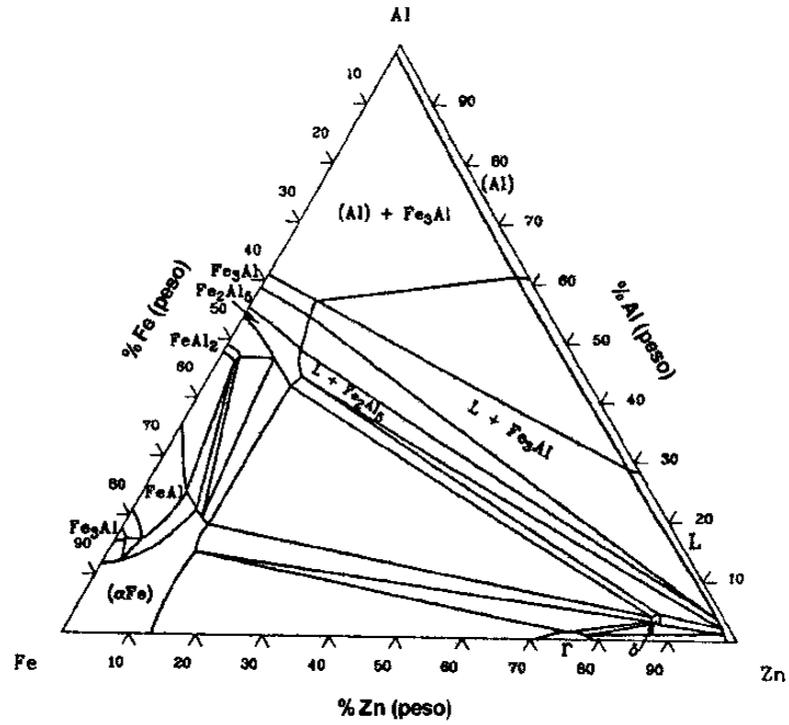
ANEXO 1

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. ⁽⁴⁷⁾

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**

Soldadura	% Calor	I soldadura	F.P.	Observación
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

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

