

# CAPÍTULO VI

# DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

### 6.1 INTRODUCCIÓN.

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

### 6.2 PROCESAMIENTO.

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



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

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

### 6.3 MATERIAL.

#### 6.3.1 Metal base.

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



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

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

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

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



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

El análisis químico y la imagen que muestra la Figura 5.7 confirman la formación de precipitados muy finos (2μm) de Ti en forma de carbunitruros simples en el acero, los cuales son de geometría cuadrada y se encuentran uniformemente distribuidos, combinándose con otras inclusiones del material (principalmente Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

### 6.3.2 Recubrimiento.

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



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

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

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



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

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

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

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

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



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

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

### 6.4 SOLDABILIDAD.

#### 6.4.1 Electrodos.

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

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



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

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

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



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

### 6.4.2 Prueba de calidad de la soldadura.

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

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

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



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

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

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

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



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

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

Todos los puntos realizados en el material procesado con alto Sb soportaron más carga que sus equivalentes en el material con bajo Sb, esto debido al modo de fractura que presentan (Figura 5.38) en el que el botón se desprende el botón completo de la probeta ensayada al actuar la periferia del botón como un concentrador de esfuerzos cediendo el material de la lámina y no el botón; por lo que los resultados coinciden por completo con los resultados del ensayo de tensión realizados en el material base, manteniéndose sin cambio significativo en ambos valores de HT. Además y contrario a lo esperado, el diámetro del botón formado en las pruebas de tensión (Figura 5.40) resultó ser mayor en 5 de 6 casos para el material de alto Sb, probablemente porque en los cupones de tensión no hay efectos de desvío de corriente en los puntos de soldadura previos, que ocurren como se explicó en el Capítulo III, y el botón se forma en función de la corriente de soldadura total, que es mayor en el material de alto Sb. Los resultados de este ensayo en función del tiempo de sostenimiento muestran que sólo el material de bajo Sb es sensible al HT formando un botón de mayor tamaño con el HT de 5 ciclos, mientras que los resultados se mantienen estables para el material de bajo Sb.

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



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

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

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

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

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



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

### 6.4.3 Prueba de resistencia.

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

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



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

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

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

### 6.4.4 Defectos.

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



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

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

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



## CAPÍTULO VII

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

### 7.1 CONCLUSIONES.

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

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

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

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



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

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

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

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

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

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

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



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

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

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

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

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



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

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

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

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

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

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

#### 7.2 RECOMENDACIONES.

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



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

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

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

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

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

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



## **ANEXO** A

## Descripción de procesos.

### A.1 Proceso de estabilización [80].

Programar una corriente de 6 0kA y con ella soldar y evaluar un panel de prueba de arranque (PTS por su nombre en inglés, peel test sample) como muestra la Figura A1, repetir el proceso reduciendo la corriente en decrementos de 1.0kA hasta obtener la condición de no fusión en la unión.

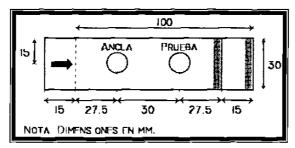


Figura A1. – Localización de soldaduras y espaciamiento del PTS [80].

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



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

- 5. Si se cumple alguna de las condiciones del paso 6, el procedimiento ha terminado. sino se repetirá el paso 4 hasta cumplir con alguna de ellas.
- 6. Condiciones para finalizar el proceso:
  - a. Se han realizado un total de 250 puntos durante el procedimiento.
  - b. La corriente para producir el SWS permanece estable durante tres ciclos consecutivos (± 0.1kA).
  - c. La corriente para producir el SWS ha aumentado más de 0.3kA con respecto a la corriente del primer ciclo
- 7. Tomar mediciones de la huella individual y compuesta de la cara de los electrodos conforme al Punto 4.6.2.

## A.2 Determinación de valores de I<sub>mín</sub> y I<sub>máx</sub> iniciales [80].

- 1. Después de terminar el proceso de estabilización (Anexo A.1), ajustar la corriente para producir una soldadura que sea al menos 0.5mm menor que el tamaño mínimo de boton aceptable (MWS por su nombre en inglés), soldar y evaluar un PTS con orientacion I (la orientacion de un PTS se refiere al movimiento relativo entre la probeta y la maquina, la Figura A2 muestra las tres orientaciones posibles). Si el resultado es menor que el MWS = 0.5mm continuar con el paso 2; sino aumentar la corriente en incrementos de 0.3kA, soldando y evaluando un PTS en cada incremento sin variar la orientación hasta obtener un botón menor al MWS = 0.5mm.
- 2. Aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando un PTS hasta que el diámetro del botón formado satisfaga el MWS y presente un modo de fractura ovalar o redondo, registrando el valor de corriente mínima uno (I<sub>min1</sub>).



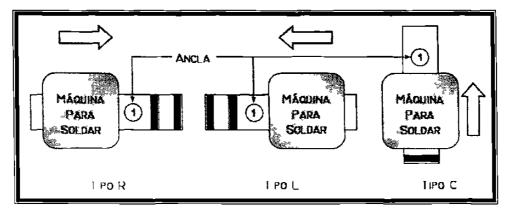


Figura A2. – Orientaciones de los PTS Las flechas señalan el movimiento relativo del cupon con respecto a la maquina soldadora [8].

- 3. Realizar dos PTS cambiando la orientación (R, C), sí cumplen con el MWS y el modo de fractura pasar al paso 4; sino aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA hasta cumplir ambos criterios para ambas orientaciones, registrando los valores de corriente mínima dos y corriente mínima tres (I<sub>min2</sub> y I<sub>min3</sub>)
- 4 Calcular la corriente mínima inicial (II<sub>min</sub>), como el promedio de I<sub>min1</sub>, I<sub>min2</sub> y I<sub>min3</sub>. Así como el promedio de los tres botones de soldadura formados (DI<sub>min</sub>).
- 5 Iniciando con la II<sub>mu</sub>, aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, variando la orientación secuencialmente (L. R. C), soldando y evaluando un PTS con cada incremento hasta que se presente la condición de expulsión en el material, registrando el valor de corriente máxima (II<sub>max</sub>), así como el diámetro del botón producido (DI<sub>máx</sub>) y el número de puntos realizados para determinar II<sub>min</sub> y II<sub>max</sub>.
- Tomar mediciones de la huella individual y compuesta de la cara de los electrodos conforme al Punto 4.6.2.

### A.3 Prueba de calidad de la soldadura [80].

Una vez determinadas los valores de la II<sub>n in</sub> y II<sub>n av</sub> (Anexo A.2), ajustar la corriente para producir un botón con un diámetro de entre 80 y 90% del tamaño de la cara del electrodo (FDWS por su nombre en ingles, electrode face diameter weld size) y



soldar 19 puntos en un panel estándar, con el fin de reestabilizar la cara de los electrodos.

- Enseguida aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, soldando y evaluando un PTS en cada incremento, hasta alcanzar el FDWS con una tolerancia de ± 0.2mm. (I<sub>EDWS</sub> Preeliminar)
- 3. Utilizando el valor de la I<sub>FDWS</sub> Preeliminar, se suelda un panel de sensibilidad al tiempo de sostenimiento (HTS por su nombre en inglés, hold time sensitivity panel sample) como muestra la Figura A3. Enseguida, cortar y evaluar mediante ensayos de arranque los 7 puntos formados y obtener su diámetro promedio, repitiendo el proceso con incrementos de 0.1kA hasta que el promedio del panel HTS cumpla con el FDWS ± 0.2mm. (I<sub>LDWS</sub> Final)

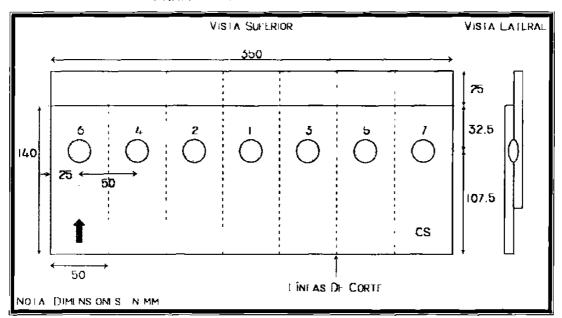


Figura A3. – l ocalización de soldaduras y espaciamiento en un panel H  $\Gamma$ S<sup>-8</sup>

4. Con la I<sub>FDWS</sub> Final soldar dos paneles HTS (1, 2) usando un tiempo de sostenimiento corto (5 ciclos), y dos más (3, 4) con el tiempo de sostenimiento largo (90 ciclos). Donde los paneles 1 y 3 se usarán para evaluación metalográfica y microdureza y los paneles 2 y 4 para los ensayos de arranque.



5. Cambiar el tiempo de sostenimiento a 5 ciclos y reducir la corriente 0.5kA, soldar un cupón de tensión a corte (STS por su nombre en inglés, shear tension test sample) como indica la Figura A4, evaluándolo mediante un ensayo de arranque y repitiendo el proceso con incrementos de corriente de 0.1kA hasta obtener un botón del 90% del FDWS.

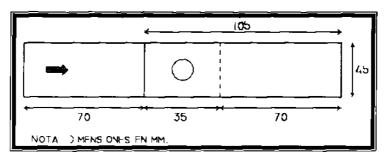


Figura A4. – Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón STS [80].

- Soldar y evaluar mediante ensayos de arranque tres STS, repitiendo el proceso con incrementos de 0.1kA hasta que el promedio del botón obtenido cumpla con el FDWS ± 0.2mm. (I<sub>FDWS2</sub>)
- 7. Usando un tiempo de sostenimiento de 5 ciclos y la I<sub>FDWS2</sub> soldar tres cupones STS (Figura A4) y tres cupones de tensión directa (CTS por su nombre en inglés, cross tension test sample) como indica la Figura A5. Aumentar el tiempo de sostenimiento a 90 ciclos y soldar tres paneles STS y tres CTS más.

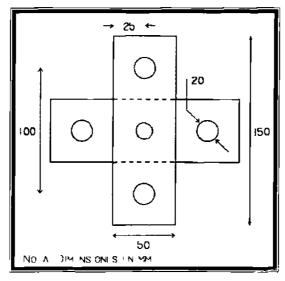


Figura A5. – Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón CTS 8



## A.4 Prueba de resistencia o vida útil de los electrodos [80].

- Realizar los procesos de estabilización (Anexo A.1) y determinación de II<sub>min</sub> y II<sub>max</sub>
   (Anexo A.2). Enseguida ajustar el valor de corriente a 0.2kA abajo de la II<sub>max</sub>. Esta
   corriente es la corriente de operación y permanecerá constante durante el desarrollo
   de toda la prueba. (I<sub>OP</sub>)
- 2. Realizar una serie de 200 puntos, realizando 190 puntos en 5 paneles estándar (Figura A6) y 10 más para soldar y evaluar 5 PTS con su orientación alternada (L, R, C), registrando los valores promedio de la corriente y el tamaño de botón, tomar mediciones de la huella individual y compuesta conforme al Punto 4.6.2. Repitiendo este proceso hasta cumplir con el criterio establecido en el Paso 3.

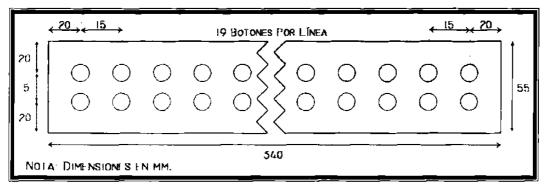


Figura A6. – Localización de soldaduras y espaciamiento del panel estándar [80].

- El criterio de terminación de la prueba de resistencia se cumplirá cuando el tamaño del botón de cada uno de los 5 PTS en dos series consecutivas, sea menor que el MWS.
- 4 Determinar el valor de resistencia límite (número de puntos de soldadura realizados durante las series de 200 puntos).
- Aumentar la corriente en incrementos de 0.1 kA a partir de la I<sub>OP</sub> soldando y evaluando un PTS con orientación L en cada incremento, hasta obtener un botón con una fractura ovalar o redonda que satisfaga el MWS. (ΓI<sub>min</sub> Preliminar)



- 6. Realizar tres PTS con diferente orientación (L, R, C), aumentando la corriente en incrementos de 0.1kA hasta que un grupo de tres PTS satisfaga el MWS con un modo de fractura aceptable. (FI<sub>min</sub>)
- 7. Calcular y registrar la corriente final mínima (FI<sub>min</sub>), y el correspondiente promedio de los tres diámetros de botón resultantes. (FD<sub>min</sub>)
- 8. Iniciando con la FI<sub>mín</sub>, aumentar la corriente en incrementos de 0.1kA, variando la orientación de forma secuencial (L, R, C), soldando y evaluando un PTS en cada incremento hasta que se presente la condición de expulsión del material. (FI<sub>max</sub>)
- 9 Registrar los valores de la corriente final maxima (Fl<sub>max</sub>), el diametro del botón que producido (FD<sub>max</sub>) y el numero de puntos realizados para determinar Fl<sub>mii</sub> y Fl<sub>max</sub>.
- 10. Tomar mediciones de la huella individual y compuesta conforme al Punto 4.6.2.



# **ANEXO B**

# Resultados.

## B.1 Resultados de la prueba de arranque.

P	Mark	HT	D 4 .	Modo de	Town 1	Diámetro			
Ensayo ————	Mat.	Ciclos	Punto	Fractura	Eval.	Mín.	Máx.	Prom.	
	Γ		1	OB	✓	5.45	5.59	5.52	
		' '	2	RB	<b>✓</b>	5.38	5.39	5.39	
		,	3	OB	<b>√</b>	5.18	5.33	5.26	
		5	4	RB	<b>✓</b>	5.29	5.30	5.30	
			5	RB	1	5.47	5.49	5.48	
			6	OB	<b>√</b>	5.28	5.48	5.38	
	Bajo Sb	l l	7	ОВ	✓	5.05	5.21	5.13	
	Saje		1	QB	<b>√</b>	5.32	5.61	5.47	
	M 	90	2	RB	<b>1</b>	5.28	5.29	5.29	
			3	OB	<b>~</b>	5.05	5.25	5.15	
			4	OB	<b>✓</b>	5.32	5.54	5.43	
			5	RB	✓	5.25	5.29	5.27	
ne			6	OB_	<b>✓</b>	5.22	5.49	5.36	
Arranque	_		7	RB	✓	5.04	5.10	5.07	
Ta		5	1	RB	<b>✓</b>	5.21	5.22	5.22	
Ā			2	OB _	<b>√</b>	5.06	5.22	5.14	
			3	RB	<b>√</b>	5.11	5.16	5.14	
			4	RB	✓	5 11	5 18	5 15	
					RB	✓	5 05	5.08	5 07
	_C.		6	OB	✓	5.14	5 28	5.21	
	Alto Sh		-	RB		5.24	5.30	5.27	
	¥		j	RB	<b>√</b>	5.15	5.23	5.19	
	`	1	2	RB	<b>√</b>	5.00	5.07	5.04	
			_3	OB_	<b>✓</b>	4.73	4.82	4.78	
		90	4	OB	✓	4.83	5.21	5.02	
			5	OB	<b>✓</b>	4.78	4.93	4.86	
			6	OB	✓_	4.97	5.19	5.08	
			7	OB	<b>/</b>	4.86	5.11	4.99	

Prom. - Promedio Valores de diámetro en mm.



## B.2 Resultados del ensayo de tensión con esfuerzo de corte.

Tabla B2. – Detalle de los resultados de los ensayos de tensión con esfu	esfuerzo de corte.
--	--------------------

Ensayo	Mat.	HT	Punto	Modo de	Eval.		Diámetro	1	Carga
	Iviat.	Ciclos	1 4110	Fractura	Evai.	Mín.	Máx.	Prom.	Máx.
		· -	l	RB	<b>V</b>	5.57	5.95	5.76	275.8
	عـ	5		OB	✓	5 48	5.92	5.70	268.6
		ı	3	OB	_ <	5.05	5.49	5.27	263.4
			Ī	RB	✓	5.28	5.34	5.31	269.8
=		90	2	RB	<b>✓</b>	4.57	5.32	4.95	254.1
Tensión			3	OB	<b>V</b>	4.76	5.25	5.01	268.0
Ċ.		_	1	OB	<b>√</b>	5.31	6.31	5.81	281.6
L	هـ ا	5	2	OB	<b>✓</b>	5.14	6.01	5.58	275.1
	Sb		3	OB	<b>√</b> _	5.38	6.21	5.80	276.4
	Alto		1	OB	✓	5.32	5.82	5.57	282.6
	**	90	2	RB	✓	5.61	5.92	5.77	268.9
			3	OB	✓	5.27	5.85	5.56	279.5

Mat. = Material; Eval. = Evaluación (✓ - botón regular); Mín. = Mínimo; Máx. - Maximo.

Prom. - Promedio; Valores de diámetro en mm; Valores de carga máxima en kgf.



### B.3 Resultados del análisis dimensional.

Tabla B3. – Mediciones de los parámetros obtenidos en el análisis dimensional de los botones de soldadura de los paneles de sensibilidad 2 y 4.

					balleles de se			<del></del>
Mat.	HT	Punto	Huella	Diámetro	Penetr		Indenta	<del></del>
			(mm)	(mm)	mm	%	mm	%
	_	ī	5.225	5.52	0.717	51.7	0.152	21.9
		2	5.169	5.39	0.719	51.9	0.145	21.0
	ő	3	5 183	5 26	0.667	48.2	0 168	24.3
	.5	4 1	5   69	5.30	0 746	53.8	0.129	18.7
	S Ciclos	5	5.226	5 48	0.758	54.7	0.157	22.6
		6	5 070	5.38	0.711	51.3	0.133	19.1
Sb	l	7	<u>5</u> 155	2.13	0.713	51.5	0.134	_19.4
Bajo Sb		1	5.183	5.47	0.724	52.2	0.167	24.0
		2	5.099	5.29	0.709	51.2	0.128	18.4
	08	3	5.183	5.15	0.701	50.6	0.133	19.1
	90 Ciclos	4	5.268	5.43	0.668	48.2	0.152	21.9
		5	5.212	5.27	0.755	54.5	0.142	20.5
		6	5.226	5.36	0.726	52.4	0.136	19.6
		7	5.127	5.07	0.734	53.0	0.146	21.0
	5 Ciclos	]	5.324	5.22	0.738	53.3	0.155	22.4
		2	5.395	5.14	0.678	48.9	0.125	18.0
		3	5.368	5.14	0.728	52.5	0.126	18.2
		4	5.366	5.15	0.686	49.5	0.118	17.0
	1 1/2	5	5 352	5 07	0 734	53.0	0.157	22.6
		6	5 381	5.21	0 682	49.2	0 123	17.7
3		7	5 437	5.27	0 620	44 6	0.175	25.2
Alto Sb	 I	1	5.310	5.19	0.709	51.2	0.155	22.4
~		2	3.332	5.04	0.670	48.4	0.121	17.5
	los	3	5.408	4.78	0.713	51.5	0.137	19.8
	[ ;; []	4	5.338	5.02	0.671	48.4	0.100	14.5
	90 Ciclos	5	5.451	4.86	0.698	50.3	0.152	21.9
	0,	6	5.395	5.08	0.694	50.0	0.112	16.1
		7	5.366	4.99	0.708	51.1	0.141	20.3
	_		Mat. = Ma	terial; HT = T	iempo de so	stenimiento	).	



### B.4 Resultados de microdureza.

Tabla B4. – Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de bajo Sb.

	Distancia				Punte	soldado			
нт	al centro (mm)	1	2	3	4	5	6	7	Prom.
	- 0.32			119.0	119.1	130.8	132.2		
	- 0.28	132.1		125.1	110.3	136.1	131.4		
	- 0.24	86.1		130.7	113.9	140.0	117.5	112.1	$117 \pm 18$
	- 0.20	111.4		132.9	118.1	148.3	116.9	114.5	$124 \pm 14$
	- 0.16	115.6		140.5	133.7	135.3	139.1	116.8	130 ± 11
	- 0.12	125.0		158.1	163.1	135.3	157.3	121.2	$143 \pm 18$
	- 0.08	138.3		152.7	137.4	140.7	133.7	134.5	140 ± 7
Ciclos	- 0.04	154.4		170.2	171.5	140.8	155.5	138.3	$155 \pm 14$
[2]	0	202.3		183.9	179.3	170.6	179.5	184.1	183 ± 11
5.0	0.04	153.4		160.0	143.2	131.6	154.6	167.4	$152 \pm 13$
	0.08	166.3		140.2	151.8	130.8	158.2	172.7	$153 \pm 16$
	0.12	152.7	<u>-</u> - <u>-</u> _	129.2	111.4	116.9	124.5	154.5	$132 \pm 18$
	0.16	128.6	128.6 113.7		122.5	121.9	112.7	154.4	126 ± 15
	0.20	146.4		108.6	103.3	115.0	106.1	112.7	115 ± 16
	0.24	120.5		127.8	110.3	136.8	127.3	119.9	124 ± 9
	0.28	115.0		105.5	119.2		100.4	106.0	
L	0.32	156.2				,		130.0	
	- 0.32	131.5	118.9	135.2					
	- 0.28	111.0	108.5	118.1			112.8	120,1	<u> </u>
	- 0.24	122.5	112.4	116.8	117.9	117.6	136.9	113.4	120 ± 8
	- 0.20	127.2	110.6	118.6	112.6	114.0	121.4	122.0	118 ± 6
	- 0.16	148.2	153.3	151.1	109.8	112.8	112.8	116.4	$129 \pm 20$
	- 0.12	152.6	166.9	152.4	114.4	116.4	140.1	140.9	141 ± 19
	- 0.08	148.1	170.9	143.0	125,8	130.2	140.1	159.5	$145 \pm 16$
90 Ciclos	- 0.04	135.1	165.7	146.3	144.7	164.5	153.8	169.7	$154 \pm 13$
Č	0	156.3	181.4	177.7	163.1	165.5	180.7	171.8	$171 \pm 10$
١ğ	0.04	139.8	156.8	170.3	143.9	157.6	150.7	159.5	$154 \pm 10$
~	0.08	151.9	141.8	121.0	144.7	145.9	131.5	160.4	$142 \pm 13$
	0.12	152.7	134.9	134.3	159.2	164.4	140.7	130.9	$145 \pm 13$
	0.16	123.1	121.4	143.7	135.7	149.1	120.6	132.4	$123 \pm 11$
	0.20	115.6	126.1	118.5	127.0	115.7	107.7	98.7	$116 \pm 10$
	0.24	103.9	119.6	126.2	115.4	120.7	101.0	106.7	$113 \pm 10$
	0.28	123.1	121.5	131.3	116.6	96.3	106.1	90.3	
	0.32				117.0	124.0	104.0	117.6	

Mat. = Material; HT = Tiempo de sostenimiento; Valores de microdureza en HV. Los valores en gris no aparecen en la gráfica de la Figura 5.42.



Tabla B5. – Valores de mícrodureza Vickers medidos en función de la distancia al centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición de alto Sb.

	Distancia			·	Punto soldado					
HT	al centro	1	2	3	4	5	6	7	Prom.	
	(mm)				•				110111	
	- 0.32	121.8			109,2	149.2				
	- 0.28	105.0	155.5	113.3	121.8	100.5	139.8	139.9		
	- 0.24	109.9	103.5	106.0	118.0	115.0	109.8	114.7	111 ± 5	
	- 0.20	107.7	110.9	113.2	132.1	112.1	113.8	142.3	119 ± 13	
	- 0.16	123.1	114.4	132.2	148.3	137.5	115.6	148.2	$131 \pm 14$	
	- 0.12	146.6	135.2	131.5	146.3	140.8	128.0	149.9	$140 \pm 8$	
	- 0.08	135.1	137.5	154.6	176.0	149.1	134.5	149.1	$148 \pm 15$	
Ciclos	- 0.04	168.5	132.1	142.3	176.0	154.5	141.5	141.4	$151 \pm 16$	
<u>;</u>	0	180.5	174.8	187.7	179.4	186.5	164.4	189.1	$180 \pm 9$	
5(	0.04	178.2	174.6	172.7	138.1	139.9	164.3	169.3	$163 \pm 17$	
	0.08	144.8	135.3	157.2	118.6	_140.7_	162.2	139.8	143 ± 14	
	0.12	140.7	137.5	160.3	111.5	128.0	122.5	129.4	$133 \pm 16$	
1	0.16	116.8	118.0	154.6	115.6	125.2	111.0	116.1	$123 \pm 15$	
1	0.20	114.4	108.37	118.1	125.1	117.5	110.4	110.4	115 ± 6	
1	0.24_	121.9	108.8	114.5	97.1	125.3	119.3	102.9	$113 \pm 10$	
	0.28	128.0	107.1	122.6		120.6	100.4			
L	0.32			123.1	<u> </u>		97.6			
	- 0.32	134.6	101.3	122.4	126.6	117.0		119.3		
	- 0.28	106.7	113.8	122.4	113.9	102.4		99.6		
	- 0.24	109.8	114.3	119.4	107.2	111.0	143.2	104.9	116 ± 13	
	- 0.20	115.7	149.3	116.1	102.6	107.9	118.7	107.1	117 ± 16	
1	- 0.16	137.4	152.8	140.7	116.3	122.7	113.3	126.6	$130 \pm 14$	
	- 0.12	164.3	150.8	151.0	135.3	134.0	111.6	127.0	139 ± 18	
, s	- 0.08	157.8	165.2	153.3	134.4	168.3	150.9	162.2	$156 \pm 11$	
유	- 0.04	163.2	158.3	158.9	164.1	164.7	133.5	177.1	$160 \pm 13$	
90 Ciclos	0	174.l	167.7	191.8	182.1	170.6	204.0	191.8	183 ± 13	
1 🤶	0.04	138.1	161.0	149.1	160.3	136.3	194.8	133.0	$153 \pm 22$	
~`	0.08	127.4	124.6	131.4	145.5	140.8	167.0	139.1	$139 \pm 14$	
1	0.12	109.8	109.2	123.6	126.5	118.1	154.6	112.1	$122 \pm 16$	
	0.16	102.3	107.1	103.8	111.6	111.1	129.2	109.9	111±9	
	0.20	116.3	105.2	106.0	99.1	97.7	109.8	103.5	$105 \pm 6$	
	0.24	~		126.5	103.4	118.8	104.0	115.5	$114 \pm 10$	
}	0.28						123.1			
L_	0.32						101.8			

Mat. = Material; HT = Tiempo de sostenimiento; Valores de microdureza en HV. Los valores en gris no aparecen en la gráfica de la Figura 5.42.



## B.5 Resultados de la prueba de resistencia del electrodo.

Tabla B6. – Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de soldadura
formado durante la prueba de resistencia del electrodo.

	Huella	Diámetro del bot		ón formado		Huella	Diámet	ro del bot	ón formado	
	Comp.	Medic	ciones	Media		Comp.	Medic	ciones	Media	
	A State of the sta	5.49	5.23	<del>                                     </del>	l —		3.76	4.86		
200		5.38	5.52	4 5 40 ± 0.11	2600		3.74	3.58	$4.1 \pm 0.6$	
7		5 41	_ ` · <b>-</b>		7(		4.71		= 3.0	
† 1		5.43	5.94	+			4.28	3 79		
400		5.44	5.14	$5.24 \pm 0.21$	2800		3.94	4.38	$4.04 \pm 0.27$	
4		5.27		1	2	A CONTRACT	3 83	_		
	all hear	5.36	5.97				4.01	4.01		
009		5.31	5.46	$5.50 \pm 0.27$	3000		4.77	4.53	$4.5 \pm 0.5$	
		5.42			س ا		5.02			
		4.82	5.19		3200		3.07 *	4.48		
800		4.80	4.91	4.89 ± 0.17			3.59	2.97	$3.6 \pm 0.6$	
~	A CANADA	4.76			۳,		3.93			
		5.02	4.93	4.89 ± 0.23		3.35	4.03			
1000		5.13	4.86		3 40		3.88	4.09	$3.90 \pm 0.33$	
Ľ		4.52		<u> </u>			4.17			
-		4.83	4.97	4.8 ± 0.7	3600		3.50	3.33 *		
1200		5.35	3 65				3 47	3.62	$3.50 \pm 0.12$	
L <sup></sup> .		5.08			A AND THE REAL PROPERTY OF THE PERTY OF THE	3.60		-		
<sub>=</sub>		-1.6-1	4 56	7	$.50 \pm 0.13$	± 0.13   <b>3800</b>		3.70	3.62	
1400		4.31	4.58	$4.50 \pm 0.13$				3.71	3.78	$3.60 \pm 0.22$
	1835	4,43	· 	<del> </del>	ļ	1000	3.22			
<b> </b>	3	3.67	4.61	1	9	S. S. S. S.	2.98 *	3.42		
1600		4,19	4.34	$4.17 \pm 0.35$	4000		3.35	3.48	$3.36 \pm 0.23$	
L_	790	4.06			<u> </u>		3.56			
ءِ ا		4.34	4.32		2		2.14 *	2.56 *		
1800		4.46	4.22	$4.31 \pm 0.10$	4200		2.06 *	2.77 *	$2.29 \pm 0.35$	
	-	4.22		<u> </u>		787-1	1.95 *	2.00		
₽		4.19	4.26	4 10 + 0.25	2		3.27 *	3.82	2 (( , 0.29	
2000		3.77	4.34	$4.19 \pm 0.25$	4400		3.83	3.48	$3.66 \pm 0.28$	
	100	4.40	4 3 1	4 15 ± 0 43	3,43	3.91		· 		
2		4.32	4,31		2		3.57	3.73	2 80 4 0 25	
2200		3.51	7 64			3.76	4,23	$3.80 \pm 0.25$		
<b> </b>		$+\frac{3.98}{1.76}$	<del></del>	· · · · ·		+	3 72	3 5 7	<del></del>	
2		4.76	1 3 7 1 3 7 1	152 ± 0.21	8		3 88	3 57	271-012	
2400		4 53	4 74	$+4.52 \pm 0.24$	4800		3.78	3 84	$3.74 \pm 0.13$	
<u>L</u>		4.21		L		54.90	3.66		<u> </u>	



Tabla B6 (Continuación). – Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de soldadura formado durante la prueba de resistencia del electrodo.

	Huella	Diámeti	ro <u>del</u> bot	ón formado		Huella	Diámetro del botón formado									
	Comp.	Medie	ciones	Media		Comp.	Medi	ciones	Media							
_		2.72 *	3.66				3.15 *	3.06 *								
5000		2.82 *	3.51	$3.19 \pm 0.41$	5800		3.10 *	3.00 *	$3.16 \pm 0.19$							
v,		3.22 *		_	٠,		3.49									
_		3.19 *	3.36		0009		3.12 *	3.05 *	3.09 ± 0.08							
<b>2200</b>		3.38	2.96 *	$13.20 \pm 0.18$			3 13 *	2 98 *								
v.		3 10 *					3.17 *									
_		3.72	3.06 *	1	0		3.02 *	3.15 *	l							
2400		3.28 *	3.37	$3.36 \pm 0.24$	20(	20(	200	20(	6200	20	20	20		2.98 *	3.05 *	$3.06 \pm 0.07$
ur,		3.38		<u> </u>	9		3.13									
		3.02 *	3.26 *			* m	J	1	11 ( 4							
5600		3.41 *	3.13 *	$3.25 \pm 0.18$	Fin	* Punto de soldadura con un diámetro menor al MWS										
ur)		3.44 *														



## REFERENCIAS.

- 1. Hoile S.; Processing And Properties Of Mild Interstitial Free Steels; Materials Science and Technology, Año 16, Vol. 10, Octubre 2000, Inglaterra, pp 1079-1080
- 2. Internet, www.ks.co.id product/ifsteel/index.asp; Página de la compañía Krakatau Steel, 2004, Indonesia.
- 3. De Meo L.J., O'Reilly I.P. y Simanovic Z.; "Development Of Interstitial Free Steels At Dofasco", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET. 1991, Ottawa, Canadá, pp 145-156.
- 4. Stouvenot F., Chatelain F. y Huin D.; "Kinetics Of Decarburization ULC Steels In The Vacuum Tank Degasser At Sollac Frorange", 39th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXV; Editorial ISS Internacional; Octubre 1997, EUA, pp 283-288.
- 5. Krauss G., Wilshynsky D.O. y Matlock D.K.; "Processing And Properties Of Interstitial Free Steels", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties: Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 1-14.
- 6. Mitchell P. y Gladman T.; "Vanadium In Interstitial Free Steels", 39th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXV; Editorial ISS Internacional; Octubre 1997, EUA, pp 37-48.
- 7. Fekete J.R., Strugala D.C. y Yao Z.; Advanced Sheet Steels For Automotive Applications; Journal of Materials. Enero 1992, EUA, pp 17-21.
- 8. American Iron and Steel Institute & Auto/Partners Steel Committee; Automotive Design Manual, Revisión 6.1; Editorial AISI International, Agosto 2002, EUA, secciones 2.2 y 2.3.
- 9. Takechi H.: Recent Developments In The Metallurgical Technology Of Continuous Anneling For Cold Rolled And Surface Coated Sheet Steels; The Minerals, Metals & Materials Society, 1992, EUA.
- 10. Mendoza R., Huante J., Alanis M., González-Rivera C. y Juárez-Islas J.A.; Processing Of Ultrafine Carbon Steels With Mechanical Properties Adequate For Automotive Applications In The As Annealed Condition; Materials Science and Engineering A, No 276, Vol. 1-2, Enero 2000, EUA, pp 203-209.
- 11. Butler J.F.; The Production Of Formable Hot Dip Galvanize Sheet; The Galvanizers Association Proceedings; 1991, EUA.



- 12. Baker L.J., Daniel S.R. y Parker J.D.; Metallurgy And Processing Of Ultralow Carbon Bake Hardening Steels; Materials Science and Technology, Año 18, Vol. 4, Abril 2002. Inglaterra, pp 355-368.
- 13. Cramb A.W. y Byrne M.; "Steelmaking And Casting Practices For High Quality", Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products; The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 3-28.
- 14. Gupta I. y Bhattacharya D.; "Metallurgy Of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels". Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products; The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 43-72.
- 15. Bleck W., Bode R. y Hahn F.J.; "Interstitial Free Steels Processing, Properties And Application", Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products; The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA. pp 73-90.
- 16. Wilshynsky D.O., Krauss G. y Matlock D.K.; "Recrystallization Behavior Of Interstitial Free Sheet Steels", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 93-103.
- 17. Kino N., Yamada M., Tokunaga Y. y Tsuchiya H.; "Production Of Nb-Ti Added Ultra Low Carbon Steel For Galvannealed Application". Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products; The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 197-214.
- 18. Perera M., Saimoto S. y Boyd D.; "Precipitation And Microstructural Evolution In Ferrite In A Ti Nb IF Steel", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991. Ottawa, Canadá, pp 55-64.
- 19. ASM International Handbook Committee; "High Strength Structural And High Strength Low Alloy Steels", ASM Handbook Volume I: Properties And Selection: Irons, Steels And High Performance Alloys; Editorial ASM International; 1990, EUA; pp 389-423.
- 20. Subramanian S.V., Prikryl M., Ulabhaje A. y Balasubramanian K.; "Thermokinetic Analysis Of Precipitation Behaviour Of Ti Stabilised Interstitial Free Steel". International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 15-38.
- 21. Waterschoot T., Vandeputte S., De Cooman B.C. y Houbaert Y.; "The Influence Of P. Si, And Mn On The Mechanical Properties And Bake Hardening Of Ti ULC Steels", 41th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVII: Editorial ISS Internacional; Octubre 2002, Baltimore, EUA, pp 425-433.



- 22. Hua M., García C.I. y De Ardo A.J.; "The Grain Boundary Segregation Of P, B, C And Nb In ULC Steels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, El A, pp 877-881.
- 23. Hoydick D.P. y Osman I.M.: "Influence Of Phosphorus Content On The Recrystallization Behavior And Mechanical Properties Of Boron Bearing Ti-Nb Fully Stabilized Steels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 195-204.
- 24. Yamada T., Oda M. y Akisue O.; "Effects Of Copper, Nickel, Chromium And Tin On Mechanical Properties Of Titanium Bearing Extralow Carbon Steel Sheets", ISIJ International, Vol. 35, No. 11; Noviembre 1995, Japón, pp 1422-1429.
- 25. Krause A.R., Davies R.G. y Chernenkoff R.A.; "Fatigue Of Spot Welded Interstitial Free Steel", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing. Fabrication And Properties: Editorial CANMET, 1991. Ottawa, Canadá, pp 195-204.
- 26. Isunoyama K., Satoh S., Yamazaki Y. y Abe H.: "Recent Advance In Interstitial Free Steels For Formable Cold Rolled Sheet Applications", Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products; The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 127-142.
- 27. Tokunaga Y. y Kato H.; "Application Of Interstitial Free (IF) Steel Sheets To Automobile Parts", Metallurgy Of Vacuum Degassed Steel Products: The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, EUA, pp 91-108.
- 28. Vanderschueren D. y Vandeputte S.; "Industrial Development Of IF High Strength Steels With And Without BH", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 205-211.
- 29. De A.D., Vandeputte S. y De Cooman B.C.; "Static Strain Aging In ULC BH Steels An Overview". 43rd Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXIX; Editorial ISS Internacional: Octubre 2001, Charlotte, EUA, pp 569-581.
- 30. Maehara Y., Mizui N. y Okamoto A.; "Cold Work Embrittlement Accompanied By Intergranular Fracture In Ultra Low Carbon Ti Added Sheet Steels", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 135-144.
- 31. Okada S., Satoh S., Kato T. e Ikeda T., "Development Of Cold Rolled Extra Low Carbon Sheet Steels With High Fatigue Strength At Spot Welded Joints", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties; Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 205-213.



- 32. Llewellyn D.T.; Steels: Metallurgy And Applications; Editorial Butterworth Heinemann; 2<sup>a</sup> Edición, 1995. Oxford, Inglaterra; pp 34-44.
- 33. Marder A.R.; The Metallurgy Of Zinc Coated; Progress In Materials Science, Año 45, Vol. 3, Junio 2000, EUA, pp 191-271.
- 34. Quantin D. y Ronin F.; "Hot Dip Galvanized Products For Automotive Outer Panels", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings. Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998. Pittsburgh, EUA, pp 137-145.
- 35. Natale T. e Irving B.; "Automakers Set The Pace For Spot Welding The New Galvanized Steels"; Welding Journal, Marzo 1992, EUA, pp 47-50.
- 36. Miyasaka A.; "Recent Progress And Perspective Of The Zn And Zn Alloy Coatings In Japan" GALVATECH 2004, 6th International Conference On Zinc And Zinc Alloy Coated Sheet Steels, Vol. VI; Editorial AIST Internacional; Abril 2004, Chicago, EUA, pp 3-8.
- 37. Goodwin F.E. y Silva E.A.; "Zinc Based Coating Production Capabilities For Steel Sheet: Current Technical Topics And Scientific Needs", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 365-379.
- 38. Warnecke W., Bode R., Kothe R. y Meyer L.; "Modern Hot Dip Coated Sheet Steel Processing, Coating Characteristics And Fabricating Properties", Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 3-17.
- 39. Jackson C.B.; "Coil Joining in Galvanizing Lines", 89th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1997, San Francisco, EUA, pp 1-17.
- 40. Bordignon L., Angeli G., Bolt H., Hekkens R., Maschek W. y Paavilainen J.; "Enhanced Hot Dip Galvanizing By Controlled Oxidation In The Annealing Furnace", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 833-844.
- 41. Robles R., Vázquez M. y Garza R.; "Galvanizing Steel From A Mini Mill", 89th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1997, San Francisco, EUA, pp 1-16.
- 42. Hesling S., Hochstetter K., Voss G. y Wallace G.; "Integration Of Coating Mass Control With Bath And Galvanneal Furnance Management, 93th Galvanizers Association Conference Proceedings; Septiembre, 2001, Portland, EUA. pp 1-19.



- 43. Hrymak A.N., Forbes J.F, Knight J., Elsadaawy E., Balthazaar A. y Sheng Y.; "Air Knife Coating In Hot Dip Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA. pp 853-861.
- 44. Caldwell L. y Forand J.; "The Use Of Siphons To Control Coating Mass at Strip Edges", 87th Galvanizers Association Conference Proceedings; 1995. Toronto, Canadá, pp 1-20.
- 45. Faderl J., Angeli G., Gerdenitsch J., Hirtenlehner K. y Strutzenberger J.; "Key Features In The Landscape Of Hot Dip Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002. Orlando, EUA, pp 381-389.
- 46. ILZRO; "Protecting Galvanized Steel Sheet Products From Storage Stain", GalvInfo Note 07 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-6.
- 47. Lindsay J.L.; "The Impact Of The Zinc Layer On The Manufacture Of Automotive Sheet Steel", Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 281-294.
- 48. ILZRO; "Zinc Phosphate Treatments For Painted Galvanized And Galvannealed Sheet Products", GalvInfo Note 18 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-2.
- 49. Kunde N.D., Michal G.M. y Payer J.H.; "Performance Evaluation Of Prephosphated Galvannealed Steel Sheet", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 157-163.
- 50. Marder A.R.; "Microstructural Characterization Of Zinc Coatings", Zinc Based Steel Coating Systems: Metallurgy And Performance; The Minerals, Metals & Materials Society, Octubre 1990, Detroit, EUA, pp 55-82.
- 51. ASM International Handbook Committee; "Corrosion Of Specific System Alloys", ASM Handbook Volume XIII: Corrosion; Editorial ASM International; 1987, EUA; pp 765-766.
- 52. Anderson G.N. y Tang N.Y.; "Aluminum Distribution In A CGL Bath". 88th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre, 1996, Chicago, EUA. pp 1-20.
- 53. Goodwin F.E.; "An Integrated View Of Galvanizing Bath Flow And Dross Management", 93rd Galvanizers Association Conference Proceedings; Septiembre, 2001. Portland, EUA, pp 1-15.
- 54. Tang N.Y.; Determination Of Liquid Phase Boundaries In Zn-Fe-Mx Systems; Journal Of Phase Equilibria, Año 21, Vol. 1, Enero 2000, EUA, pp 70-77.



- 55. Chang S.K. y Chang S.; "Effect Of Minor Element Addition On Galvannealing Behavior", 40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XXXVI; Editorial ISS Internacional; Octubre 1998, Pittsburgh, EUA, pp 151-156.
- 56. ILZRO; "The Spangle On Hot Dip Galvanized Steel Sheet", GalvInfo Note 13 Rev 2.2; Septiembre 2003. EUA. pp 1-4.
- 57. Faderl J., Strutzenberger J., Angeli J., Ritsche S., Szinyur J. y Wolpers M.; "Al Oxid Layer On Hot Dip Galvanized Steel Sheet: Characterization And Influence On Weldability", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 845-852.
- 58. ILZRO; "The Role of Aluminum in Continuous Hot-Dip Galvanizing", GalvInfo Note 10 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-5.
- 59. Kato T., Hong M.H., Nunome K., Sasaki K., Kuroda K. y Saka H.; Cross Sectional TEM Observation Of Multilayer Structure Of A Galvannealed Steel; Thin Solid Films, Vol. 1,2 No. 319; Abril 1998, EUA, pp 132-139.
- 60. Tang N.Y.; "Dross Management In Continuous Galvanizing", 91th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre. 1999, Jackson, EUA, pp 91-104.
- 61. Ajersch F., Trépanier L. y Goodwin F.E.; "Particle Size And Composition Of Dross Particles From Galvanize And Galvanneal Operations", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 771-780.
- 62. Liu Y.H., Tang N.Y., Zhang L. y Denner S.G.; "Dross Formation And Control During Transitions From Galvannealing To Galvanizing", 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 781-790.
- 63. ILZRO; "Galvannealed Coatings How Do They Differ From Galvanized", GalvInfo Note 05 Rev 2.1; Agosto 2003, EUA, pp 1-5.
- 64. L'Ecuyer J.D., Cheng C.C., Rangarajan V. y Franks L.L.; "Formability Microstructure Relationships Of Galvanneal Coatings", 83th Galvanizers Association Conference Proceedings; Octubre, 1991, Hermitage, EUA, pp 35-51.
- 65. Kanamaru T., Nakayama M. y Fujiwara T.; Alloying Reaction Control In Production Of Galvannealed Steel; Elsevier Science, 1996, Inglaterra, pp 69-87.
- 66. Dionne S., Charest M., Botton G. y Goodwin F.; "Influence Of Substrate Characteristics On The Inhibition Layer Breakdown And Galvannealing Kinetics",



- 44th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings, Vol. XL; Editorial ISS Internacional; Septiembre 2002, Orlando, EUA, pp 405-415.
- 67. Marder A.R.: "Zinc Coating Of Interstitial Free Steel Sheet", International Symposium On Interstitial Free Sheet: Processing, Fabrication And Properties: Editorial CANMET, 1991, Ottawa, Canadá, pp 157-174.
- 68. RWMA Handbook Committee; Resistance Welding Manual; 4a Edición: Capítulos 1, 2, 7, 8, 10, 18 y 24, Marzo 2003, Philadelphia. EUA.
- 69. Dickinson D.W., Republic Steel Corporation, Report on AISI Project No. 1201-409C; Welding In The Automotive Industry, State Of The Art; Febrero 1984, EUA, pp 1-400.
- 70. ASM International Handbook Committee; "Procedure Development And Process Considerations For Resistance Welding", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 833-850.
- 71. Williams, N.T.; "Resistance Spot Welding", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 226-229.
- 72. AWS Handbook Committee; Welding Handbook, Volume II: Welding Processes; 8a Edición; Cap. 17 y 19, Febrero 1992, Miami, EUA.
- 73. Williams N.T. y Parker J.D.; Review Of Resistance Spot Welding Of Steel Sheets. Part 1: Modelling And Control Of Weld Nugget Formation; International Materials Review, Vol. 49 No. 2; Abril 2004, EUA, pp 45-75.
- 74. Feng Z., Babu S.S., Riemer B.W., Santella M.L. y Gould J.E.; Modelling Of Resistance Spot Welds: 1999, EUA, pp 1-14.
- 75. Mitchell J.W. y Chang U.I.; Resistance Spot Welding Of Microalloyed Steels For Automotive Applications; Micro Alloying 75; 2000, EUA, pp 599-609.
- 76. Williams N.T. y Parker J.D.; Review Of Resistance Spot Welding Of Steel Sheets, Part 2: Factors Influencing Electrode Life; International Materials Review, Vol. 49 No. 2; Abril 2004, EUA, pp 77-108.
- 77. Campbell R.D. y Walsh D.W.; "Weldability Testing", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 603-613.
- 78. Somers B.R.; "Introduction To The Selection Of Carbon And Low Alloy Steels", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 405-407.



- 79. Chen C.C. y Pollack A.; "Influence Of Welding On Steel Weldment Properties", ASM Handbook Volume VI: Welding, Brazing And Soldering; Editorial ASM International; 1993, EUA; pp 416-428.
- 80. AWS D8 Committee on Automotive Welding, Approved by SAE & ANSI: Standard AWS/SAE D8.9M:2002 "Recommended Practices For Test Methods For Evaluating The Resistance Spot Welding Behavior Of Automotive Sheet Steel Materials"; Abril 2002, EUA, pp 1-65.
- 81. Chrysler Corporation Committee; Standard Laboratory Procedure Chrysler LP-461-K170 "Resistance Weldability Test For Bare, Galvanized, Galvannealed, High Strength, Low Carbon, And Interstitial Free (IF) Hot And Cold Rolled Steel Sheet": Abril 1992, EUA, pp 1-46.
- 82. General Motors Corporation Committee; General Motors Engineering Standard GM-9769P "Sheet Steel Qualification Procedure For Uncoated And Coated, Carbon And High Strength Steel"; Julio 1996, EUA. pp 1-8.
- 83. Benscoter A.O.; "Carbon And Alloy Steels", ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 165-196.
- 84. ASM International Handbook Committee; "Coated Sheet Steel", ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 197-201.
- 85. ASM International Handbook Committee "Copper And Copper Alloys". ASM Handbook Volume IX: Metallography And Microstructures; Editorial ASM International; 1985, EUA; pp 399-414.
- 86. Miller N.J. y Miller J.C.: Estadística Y Quimiometría Para Química Analítica; Editorial Pearson Educación; 2002. Madrid, España; pp 21-50, 59-64.
- 87. Fontana M.G.; Corrosion Engineering; Editorial McGraw Hill; 1986, Ohio, EUA; pp 73-85.
- 88. Hutchings I.M.; Tribology: Friction and Wear Of Engineering Materials; Editorial Edward Arnold: 1992, Londres, Inglaterra; pp 8-11.



## Listado de Figuras

Figura		Página
Ö	CAPÍTULO I	
1.1	Clasificación de aceros según el valor $\bar{r}$ y el % Elongación [9-10].	4
1.2	Esquema de producción de aceros IF [2.15]	7
1.3	Proceso de descarburización de un acero IF en una unidad RH [15 38].	8
1.4	Región rica en Fe del diagrama Fe-C [5].	9
1.5	Proceso de laminación en caliente de los aceros IF [2].	10
1.6	Efecto del porcentaje de elementos de aleación y la SRT sobre el valor $r^{-1}$ .	10
1.7	Efecto combinado del tamaño de grano y el porcentaje de reducción sobre el valor $\bar{r}^{-[1]}$ .	10
1.8	Efecto de la temperatura de embobinado sobre las propiedades mecánicas [1].	: 11
1.9	Proceso de laminación en frío de los aceros IF [2].	12
1.10	Efecto del porcentaje de reducción sobre el valor $\bar{r}$ en aceros IF. a) S.	12
	Hoile [1], b) L.J. Baker, S.R. Daniel y J.D. Parker [12].	
1.11	Efecto de la temperatura de recocido sobre el valor $\bar{r}^{-[1]}$ .	14
1.12	Relacion entre el valor de $\bar{r}$ del substrato y la caída del valor $\bar{r}$ al recubrir con GA $^{-1}$ .	. 14
1.13	Efecto del contenido de C sobre el valor $\bar{r}^{-[1-5,12]}$ .	16
1.14	Efecto del contenido de N sobre el valor $\bar{r}^{-[1]}$ .	16
1.15	Efecto del contenido de azufre sobre el valor $\bar{r}$ en los aceros IF [1].	18
1.16	Efecto combinado del contenido de Mn y S sobre las propiedades mecánicas y el valor $\bar{r}^{[5]}$ .	18
1.17	Efecto del contenido de Mn, Si y P sobre TS y %E de los aceros IF [7].	19
1.18	Comparación del YS y elongación en varios grados de acero [8].	24
	CAPÍTULO II	
2.1	Cambios de producción en las líneas de CGL en los últimos años [38].	28
2.2	Esquema del proceso de galvanizado continuo de linea caliente	29



	(Sendzimir) [38].	
2.3	Esquema de la sección de recocido en una CGL [41].	32
2.4	Esquema de la sección de recubrimiento en una CGL [42].	33
2.5	Diagrama de control de espesor por medio de cuchillas de aire [43].	33
2.6	Diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn [33,50].	39
2.7	Esquina rica en Zn del diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn [33].	39
2.8	Secuencia de formación de fases Fe-Zn [33].	42
2.9	Microestructura de recubrimiento de Zn después de 300s. (1) Fase $\Gamma$ . (2) Fase $\delta$ . (3) Fase $\zeta^{[53]}$ .	42
2.10	Micrografía de la capa de inhibición Fe-Al en un recubrimiento GA [59]	46
2.11	Diagrama de equilibrio del sistema de fases binario Al $-Z_n$ [33].	47
2.12	Diagrama de equilibrio de fases ternario Zn-Fe-Al a 450°C [33].	48
2.13	Esquina rica en Zn del diagrama de fases Zn-Fe-Al a 450°C [33].	48
2.14	Micrografía óptica de partículas de escoria [52].	49
2.15	Imagen de partículas de escoria obtenida por SEM [52].	49
2.16	Esquema de un recubrimiento GA obtenida por a) TEM, b) SEM [59]	52
2.17	Secuencia de formacion del recubrimiento GA [33].	54
2.18	Formación de polvos y hojuelas en el recubrimiento GA [53].	56
2.19	Formación de una estructura tipo explosión [33 67].	59
2.20	Formación de compuestos Fe-Zn posterior a la explosión [33 67].	59
2.21	Efecto del Al en la cinética de formación de dos aceros (IF y SKDQ)  [67].	60
2.22	Efecto de la adición de Ti sobre la cinética de formación del GA [67]	61
2.23	Efecto de la adición de Nb sobre la cinética de formación del GA [67]	61
	CAPÍTULO III	
3.1	Esquema del proceso de RSW [70].	64
3.2	Resistencias involucradas en el circuito secundario de la RSW [35 69.72]	68
3.3	Componentes del circuito electrico de una máquina soldadora por puntos (9.72).	68
3.4	Formas estandarizadas de los electrodos para RSW 168-69 71-72	70
3.5	Fases que componen un ciclo típico de RSW [68-69,72-73]	73



3.6	Curva de resistencia dinámica del proceso de RSW para un acero bajo	75
	carbono sin (A) y con recubrimiento galvánico (B) [73].	
3.7	Esquema de crecimiento de la punta del electrodo en la RSW [73].	76
3.8	Micrografía de un electrodo de RSW utilizado en un acero GA [73].	77
3.9	Construcción de una curva de soldabilidad por puntos [69,73].	79
3.10	Efecto de la temperatura sobre la dureza en los materiales para electrodo [69].	85
3.11	Efecto de la geometria del electrodo sobre las características de desgaste	87
	del mismo <sup>1/5</sup> .	
3.12	Efecto de la fuerza sobre la resistencia total del circuito secundario [69].	88
3.13	Efecto de la fuerza sobre la razón de diámetros del botón y la cara del electrodo <sup>[69]</sup> .	88
3.14	Efecto del Zn sobre la trayectoria de la corriente en la RSW [69].	90
3.15	Efecto de desviación de corriente a botones formados previamente [68].	92
3.16	Efecto del tipo de recubrimiento sobre la curva de soldabilidad de un	98
	mismo material <sup>[71]</sup> .	
	CAPÍTULO IV	
4.1	Identificación de la superficie superior y dirección de rolado [80].	102
4.2	Rugosimetro Hommel, Modelo 1500.	104
4.3	Maquina Universal de pruebas INSTRON, modelo 2525-802.	105
4.4	Cortadora marca BUEHLER modelo 75-C1700-160.	106
4.5	Prensa de montaje en caliente BUEHLER modelo 24-1410-115.	106
4.6	Microscopio electrónico de barrido Jeol, modelo JSM-5600.	107
4.7	Microscopio óptico marca Nikon, modelo Ephipot.	108
4.8	Durómetro digital Rockwell marca United, modelo UHT - 10.	109
4.9	Microdurometro marca Shimadzu.	109
4.10	Bocado circular de 80mm, usado en pruebas de recubrimiento.	110
4.11	Máquina dobladora para prueba V-Bend reversible.	112
4.12	Secuencia del actuador para prueba de doblez V-Bend. a) Inicio de	112
	carrera. B) l'in de carrera. C) Regreso de carrera	
4.13	Bocado circular antes y despues de efectuada la prueba V-Bend	113

i di		210
4.14	Esquema de impresión para huella individual [87].	114
4.15	Esquema de impresión para huella compuesta [80].	114
4.16	Medición de resistencia de contacto estática [69].	115
4.17	Máquina soldadora de pruebas marca ARO, modelo PAO94-SC.	116
4.18	Cizalla Hidráulica.	118
4.19	Estereoscopio Olympus, modelo 5740.	121
4.20	Medición del diámetro de la huella.	121
4.21	Seccionado de paneles HTS para inspección metalográfica y perfil de microdurezas <sup>[80]</sup> .	122
4.22	Medición de la indentacion del electrodo.	122
4.23	Medición de a) Penetracion de la soldadura. b) Diámetro del botón.	122
4.24	Perfil transversal de microdureza del botón de soldadura [80].	123
4.25	Esquema de la prueba de arranque [68].	123
4.26	Esquema de evaluación del modo de fractura [80].	124
4.27	Medición del diámetro del botón de soldadura según el tipo de fractura:	124
	a) Botón regular. b) Botón irregular c) Botón con fractura interfasial [80].	
4.28	Esquema de la prueba de tensión a corte [80].	125
4.29	Evaluación del tipo de fractura de la prueba de tensión a corte [69].	125
	CAPÍTULO V	
5.1	Diagrama de procesamiento de la lámina (recocido y termogalvanizado) para las condiciones de recubrimiento con alto y bajo Sb.	129
5.2	Diagrama esfuerzo deformación para bajo Sb.	131
5.3	Diagrama esfuerzo – deformación para alto Sb.	131
5.4	Micrografía del acero IF procesado con bajo contenido de Sb. presenta	133
	una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de	
	$9.14 \pm 0.15  (14.9 \pm 0.8 \mu \text{m}).$	
5.5	Micrografía del acero IF procesado con alto contenido de Sb. presenta	133
	una estructura ferrítica poligonal con un tamaño de grano ASTM de	
	$9.45 \pm 0.14  (13.4 \pm 0.6 \mu \text{m}).$	
5.6	Micrografía del acero IF obtenida por microscopia electrónica de	134
	barrido	



5.7	Micrografía y composición de una inclusión del acero IF obtenidas por	135
	SEM.	
5.8	Fases del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb obtenida	136
	con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ( $\eta = 6$ ).	
5.9	Fases del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb obtenida	137
	con el microscopio electrónico de barrido. Mediciones para ( $\eta = 6$ ).	
5.10	Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del	137
	recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb.	
5.11	Línea de barrido de intensidades de Fe y Zn en un corte transversal del	137
	recubrimiento procesado con alto contenido de Sb.	
5.12	Micrografía del recubrimiento procesado con bajo contenido de Sb	138
	obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de 10.6	
	$+ 1.5 \mu m (\eta - 9).$	
5.13	Micrografia del recubrimiento procesado con alto contenido de Sb	138
	obtenida con el microscopio óptico, presenta un espesor de capa de 8.5	
	$\pm 1.4 \mu m \ (\eta = 9).$	
5.14	Micrografía del recubrimiento de bajo Sb obtenida en el MEB, la cual	139
	presenta una capa $\Gamma$ uniforme de 0.74 $\pm$ 0.16 $\mu$ m ( $\eta$ = 9), representando	
	el 7.4% del espesor total.	
5.15	Micrografía del recubrimiento de alto Sb obtenida en el MEB, la cual	139
	presenta una capa $\Gamma$ uniforme de $0.87 \pm 0.17 \mu m$ ( $\eta = 9$ ), representando	
	el 12.5% del espesor total.	
5.16	Distribución del peso del recubrimiento con bajo Sb a lo largo del rollo.	140
5.17	Distribucion del peso del recubrimiento a lo ancho de la lamina en el	141
	material procesado con bajo Sb.	
5.18	Distribución del peso del recubrimiento a lo largo del rollo en el	141
	material procesado con alto Sb.	
5.19	Distribución del peso del recubrimiento a lo ancho de la lámina en el	141
	material procesado con alto Sb.	

5.20 Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Doblez 142

a 90°).



5.21	Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo	143
	(Doblez a 90°).	
5.22	Variación en la integridad del recubrimiento a lo largo del rollo (Doblez	143
	a 60 ).	
5.23	Variación en la integridad del recubrimiento a lo ancho del rollo	143
	(Doblez a 60°).	
5.24	Micrografía del material de los electrodos, presenta una microestructura	144
	poligonal endurecida con precipitados finamente dispersos de Cr y Zr.	
5.25	Huella del ensayo de microdureza Vickers y valores promedio de	144
	microdureza y composición química del material de los electrodos.	
5.26	Cara de los electrodos al finalizar la prueba de calidad de soldadura.	145
	a) Electrodo inferior, bajo Sb. b) Electrodo inferior, alto Sb.	
5.27	Fases de aleacion formadas sobre la cara del electrodo y su valor de	146
	microdureza, Mediciones para ( $\eta = 6$ ).	
5.28	Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra adherencia	146
	sobre la cara del electrodo.	
5.29	Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases	147
	de aleación formadas en el material de bajo Sb.	
5.30	Micrografía de sección transversal del electrodo que muestra las fases	147
	de aleación formadas en el material de alto Sb.	
5,31	Línea de barrido de intensidades de Fe, Zn, Cu y Cr en un corte	148
	transversal del electrodo utilizado en la prueba del material con bajo	
	contenido de Sb.	
3.32	Línea de barrido de intensidades de Fe. Zn y Cu en un corte transversal	148
	del electrodo utilizado en la prueba del material con alto contenido de	
	Sb.	
5.33	Micrografía de un precipitado de cromo formado en el material base de	149
	los electrodos.	
5.34	Aspecto superficial de los puntos de soldadura. a) y b) bajo Sb; c) y d)	150
	alto Sb. a) Panel 1, punto 7, b) Panel 3, punto 4, c) Panel 1, punto 5, d)	

Panel 3, punto 1.



5.35	Micrografías de la microestructura de los botones de soldadura. a) Panel	151
	2. punto 4. b) Panel 4, punto 1. c) Panel 2, punto 7. d) Panel 4, punto 4.	
5.36	Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la	152
	prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de	
	bajo Sb.	
5.37	Evolución de la corriente de soldadura y del calor aportado durante la	152
	prueba de calidad de soldadura para el material con recubrimiento de	
	alto Sb.	
5.38	Botones de soldadura que presentan fractura regular después de haber	153
	sido ensayados. a) Ensayo de tensión con esfuerzo de corte. b) Ensayo	
	de arranque.	
5.39	Carga máxima que soportaron los botones de soldadura en los ensayos	154
	de tensión con esfuerzo de corte para ambos valores de HT.	
5.40	Diámetro de los botones de soldadura en las probetas ensayadas a	154
	tensión con esfuerzo de corte de ambos valores de HT.	
5.41	Diámetros de los botones de soldadura en las pruebas de arranque.	155
5.42	Resultados del porcentaje de penetración de la soldadura en función de	156
	la secuencia de soldadura.	
5.43	Resultados del porcentaje de indentación del electrodo en función de la	156
	secuencia de soldadura.	
5.44	Resultados del diámetro del botón de soldadura en función de la	157
	secuencia de soldadura.	
5.45	Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la	158
	condición de bajo antimonio.	
5.46	Metalografías de los botones de soldadura del acero recubierto con la	159
	condicion de alto antimonio.	
5.47	Perfil de microdureza promedio sobre la diagonal transversal de los	160
	botones de soldadura de ambos materiales.	
5.48	Evolución de la corriente de soldadura y del calor durante la	161
	estabilización y la determinación de las corrientes iniciales de la prueba	
	de resistencia de los electrodos.	



5.49	Mediciones del diámetro del botón realizadas durante la prueba de	161
	resistencia de los electrodos (la línea punteada indica el MWS).	
5.50	Imágenes del deterioro de los electrodos en la prueba de resistencia. a)	162
	Alta deformación en la superficie de contacto. b) Adherencia de	
	recubrimiento GA. c) Deformación excesiva y achatamiento en la	
	periferia del electrodo.	
5.51	Tipos de Defectos de soldadura formados. a) Grieta. b) Doble botón.	162
5.52	Zona de transición HAZ - metal base en un punto de soldadura, en el	163
	que se aprecia el gran tamaño de grano de la zona afectada	
	térmicamente.	
5.53	Agrietamiento del recubrimiento presentado en el material con bajo Sb.	164
	ANEXOS	
<b>A.1</b>	Localización de soldaduras y espaciamiento del PTS [80].	185
<b>A.2</b>	Orientaciones de los PTS. Las flechas señalan el movimiento relativo	187
	del cupón con respecto a la máquina soldadora [80].	
A.3	Localización de soldaduras y espaciamiento en un panel HTS [80].	188
A.4	Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón STS [80].	189
A.5	Localización de soldaduras y espaciamiento de un cupón CTS [80].	189
A.6	Localización de soldaduras y espaciamiento del panel estándar [80].	190



## Listado de Tablas

Γabla		Página
	CAPÍTULO I	
1.1	Propiedades mecánicas de dos aceros; Ti-IF y DQSK [7].	3
1.2	SAE J2329 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz formable [8].	5
1.3	SAE J2340 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz con resistencia al abollado, alta resistencia y ultra alta resistencia <sup>18</sup> .	5
1.4	Valores típicos utilizados en el procesamiento de aceros IF [1]	9
1.5	Composición química típica de los aceros IF (% peso) [5.13]	16
1.6	Propiedades mecánicas mínimas requeridas para aceros formables automotrices laminados en frío según la SAE J2329 [8].	21
	CAPÍTULO II	
2.1	Características de las fases Fe-Zn [33,50].	38
2.2	Resumen de microestructuras encontradas en recubrimiento galvanizado continuo basadas en el contenido de Al [33].	48
	CAPÍTULO III	
3.1	Vida útil del electrodo promedio en aceros con y sin recubrimiento [76].	76
	CAPÍTULO IV	
4.1	Distribución de muestras para caracterización de la lámina.	103
4.2	Distribución de muestras para caracterización del recubrimiento.	110
4.3	Parámetros utilizados en el equipo, según el estándar GM [80].	117
4.4	Dimensiones de los paneles utilizados en las pruebas de soldabilidad [80].	117
	CAPÍTULO V	
5.1	Parámetros de operación de la paila y el horno inductor.	129
5.2	Valores de espesor promedio por material.	130
5.3	Valores de rugosidad superficial por material, dirección y cara de la lamina.	130
5.4	Propiedades mecánicas de ambos materiales a 0°, 45 y 90 .	132



5.5	Parámetros de formabilidad de ambos materiales a 0°, 45° y 90°.	132		
5.6	Análisis químico del metal base por espectrometría de chispa (ppm).	132		
5.7	Valores de dureza superficial y microdureza transversal.	135		
5.8	Composición química del recubrimiento con el espectrofotómetro de	136		
	plasma.			
5.9	Densidad del recubrimiento en cada cara de ambos materiales.	140		
5.10	Resultados de las pruebas de doblez en V60° y V90°.	142		
5.11	Impresiones de la cara de los electrodos al inicio y fin de la prueba de la	145		
	calidad de la soldadura en ambos materiales.			
5.12	Composición química de las fases formadas en la superficie de los	149		
	electrodos utilizados en la prueba de calidad de soldadura.			
5.13	Resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de corte y de	153		
	arranque.			
5.14	Valores promedio de los parámetros de soldadura.	156		
5.15	Frecuencia de aparición de defectos en los puntos soldados.	163		
	ANEXOS			
<b>B</b> .1	Detalle de los resultados de los ensayos de arranque.	192		
<b>B.2</b>	Detalle de los resultados de los ensayos de tensión con esfuerzo de	193		
	corte.			
<b>B.3</b>	Mediciones de los parámetros obtenidos en el análisis dimensional de	194		
	los botones de soldadura de los paneles de sensibilidad 2 y 4.			
<b>B.4</b>	Valores de microdureza Vickers medidos en función de la distancia al	195		
	centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición			
	de bajo Sb.			
B.5	Valores de microdureza Vickers medidos en funcion de la distancia al	196		
	centro del botón de soldadura en el material recubierto con la condición			
	de alto Sb.			
<b>B.6</b>	Impresiones de la cara de los electrodos y mediciones del diámetro de	197		
	soldadura formado durante la prueba de resistencia del electrodo.			

