

CAPÍTULO I

ACERO LIBRE DE INTERSTICIALES.

1.1 INTRODUCCIÓN.

En los países desarrollados industrialmente, el acero se ha convertido en una parte integral de la vida, lo cual resulta más evidente en la industria automotriz. Al crecer la industria automotriz crecen también sus demandas y requerimientos para los productores de acero, los cuales a su vez para lograr ser competitivos controlan muy estrechamente la calidad superficial, las tolerancias dimensionales y la uniformidad de las propiedades mecánicas en sus productos [1]. Según Holie S. [1], la tendencia general es producir aceros de alta resistencia que permitan ahorrar peso mediante la reducción en espesores conservando algunas propiedades específicas, donde la formabilidad es la principal de ellas. El mayor grupo de aceros formables para la industria automotriz es el de los aceros libres de intersticiales (IF por su nombre en inglés, interstitials free) siendo éste el material en que se concentra el presente trabajo.

El acero libre de intersticiales fue introducido por los japoneses en la década de los 70's [2-3]. Hoy en día los aceros IF son reconocidos a nivel mundial como el material con la más alta calidad para aplicaciones de embutido profundo y han sido utilizados en una amplia variedad de productos que van desde estructuras automotrices hasta componentes electrónicos, así como para utensilios caseros [4-5]. Según Stouvenot F. y col. [4] los aceros IF fueron desarrollados a partir de los aceros de bajo carbono calmados al



aluminio con calidad de estirado (AKDQ por su nombre en inglés, aluminium killed drawing quality) y son el resultado de una extensa investigación en los métodos y prácticas tradicionales para la producción de acero.

Como consecuencia de un contenido muy bajo de carbono (< 80 ppm) y la adición de titanio y niobio como elementos microaliantes, los aceros IF teóricamente no tienen átomos intersticiales como carbono, hidrógeno, oxígeno, nitrógeno o boro en la red cristalina. Esta particularidad resulta en una formabilidad extraordinaria así como en propiedades de no envejecimiento ⁵]. Además, que sus excelentes propiedades se mantienen por mucho mas tiempo que en los aceros calmados al aluminio tradicionales. F1 ultra bajo contenido de carbono les da la ventaja adicional de evitar defectos de esmaltado durante el formado ⁶].

Los aceros IF se distinguen por tener valores de elongación uniaxial (%E), coeficiente de anisotropía normal (valor r) y exponente de endurecimiento por deformación (valor n) superiores a los de los aceros de bajo carbono ordinarios cuyos valores les permiten una calidad comercial o de estirado, mientras que los aceros IF alcanzan valores mayores que les permiten una calidad superior embutido profundo (DDQ) o embutido extra profundo (EDDQ) [6-7].

La Tabla 1 I muestra las diferencias entre un acero IF estabilizado con Ti (Ti-IF) y un acero calidad estirado calmado especial (DQSK) después de ser procesados a las mismas dimensiones finales. Se aprecian claramente las propiedades superiores de este tipo de aceros.

Tabla 1.1 Propiedades mecánicas de dos aceros; Ti-IF y DQSK [7]							
Tipo	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)	Valor n	Valor r		
fi lF	134	303	47.8	0.235	1.9		
DQKS	171	323	46.0	0.226	1.6		
	YS Esfuer	zo de Cedencia: "	ΓS Esfuerzo Más	imo a la Tension			



1.2 CLASIFICACIÓN.

Inicialmente el Instituto Américano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés. American Iron and Steel Institute) estableció una clasificación para la calidad del acero laminado en atencion al grado de desoxidación y al esfuerzo de cedencia ^[8], que incluye 5 grados: comercial (CQ), estirado (DQ), embutido profundo (DDQ), embutido extra profundo (EDDQ) y embutido súper extraprofundo (Super EDDQ). Existe una relación entre esta clasificación y la formabilidad del material (valor \bar{r} y el % de Elongación Total) como se muestra en la Figura 1.1.

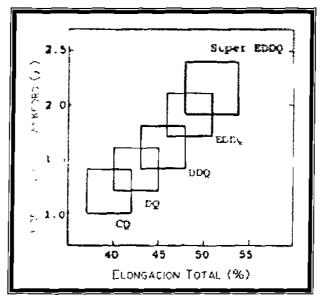


Figura 1.1. – Clasificación de aceros según el valor \bar{r} y el % Elongación [9-10].

En años recientes la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE por sus siglas en inglés. Society of Automotive Engineers) ha reclasificado los aceros laminados formables y de alta resistencia para uso automotriz basándose en los niveles de tormabilidad y resistencia a la tensión del material, esta reclasificación está contenida en las dos especificaciones siguientes. 81:

- SAE J2329 Categorización y propiedades de hoja laminada de acero con bajo contenido de carbono para uso automotriz [8].
- > SAE J2340 Categorización y propiedades de hoja laminada de acero resistente al abollado, de alta resistencia y de ultra alta resistencia para uso automotriz [8].



La Tabla 1.2 muestra una comparación aproximada de ambas clasificaciones para aceros formables (SAE J2329), mientras que en la Tabla 1.3 se observa la comparación correspondiente a la especificación SAE J2340.

Tabla 1.2. - SAE J2329 Clasificación y propiedades de láminas de acero automotriz formable [8]. AISI SAE **Propiedades** N.A. CQ - Comercial SAEJ2329 Grado I DQ – Estirado SAEJ2329 Grado 2 YS: 180-290 MPa n: 0.16 min. DDQ - Embutido Profundo YS: 180-240 MPa n; 0.18 mín. SAEJ2329 Grado 3 N.A. CQ – Comercial SAEJ2329 Grado I SAEJ2329 Grado 2 YS: 140-260 MPa n: 0.16 mín. DQ Estirado SAFJ2329 Grado 3 YS: 140-205 MPa n: 0 18 mín. DQEstirado DDQ - 1 mbutido Profundo SAEJ2329 Grado 4 YS: 140-185 MPa n: 0.20 mín. EDDQ Embutido Extra SAEJ2329 Grado 5 YS: 110-170 MPa n: 0.22 min. Protundo

YS Esfuerzo de cedencia, n – Exponente de endurecimiento por deformacion; LC – Laminado en caliente; LF = Laminado en frío.

El acero IF se utiliza para producir acero automotriz LC SAE J2329 grado 3 y LF SAE J2329 grado 3, 4 y 5, además de utilizarse como base para la obtención de acero SAE J2340 de tipo A, B y S en diferentes grados ^[8].

AISI	SAE
DR Resistencia al	SALJ2340 Grado 180A, 210A, 250A, 280A,
_ Xbollado	Resistente al Abollado No Endurecible por Horneado
BH Indurecido por	SALJ2340 Grado 180B, 210B, 250B, 280B.
Horneado	Resistente al Abollado Endurecible por Horneado.
Alta Resistencia	SAEJ2340 Grado 300S, 340S,
Endurecido por Solución	Alta Resistencia Endurecido por Solución.
HSLA - Alta Resistencia	SAEJ2340 Grado 300 X, Y; 340X, Y; 380 X, Y; 420 X, Y;
Baja Aleación	490 X, Y; 550 X, Y. HSLA.
Alta Resistencia	SAEJ2340 Grado 490R, 550R, 700R, 830R.
Recocido	Alta Resistencia con Recocido de Recuperación.
DP - Doble Fase, Acero	SAEJ2340 Grado DH/DL Mínimo TS: 500 – 1000 MPa
Alta Resistencia (HSS)	Acero Doble Fase de Ultra Alta Resistencia.
M Acero de Alta	SAEJ2340 Grado M Mínimo TS: 800 – 1500 MPa
Resistencia Martensítico	Acero Martensitico Bajo C de Ultra Alta Resistencia.



Las hojas de acero LF están disponibles comercialmente en 3 diferentes calidades de acabado superficial. El acabado mate es un acabado burdo sin lustre, el acabado comercial tiene un brillo y una textura superficial intermedios, mientras que el acabado brillante presenta un acabado suave y brillante. Normalmente estos acabados se proporcionan de acuerdo a valores de rugosidad superficial específicos ^[8].

Por otro lado las hojas de acero LF con recubierto metálico y sin recubrir son producidas en tres condiciones superficiales para aplicaciones automotrices, estás son [8]:

- Expuesta Realizadas para las más críticas aplicaciones y la fabricación de paneles expuestos en donde la apariencia de la superficie pintada es de suma importancia. Esta condición superficial demanda requerimientos para el control de textura superficial, calidad superficial y lisura [8].
- No expuesta Realizadas para la fabricación de paneles no expuestos especialmente en aplicaciones donde la alta ductilidad sea más importante que el acabado superficial Esta condicion superficial puede ser producida sin un rodillo de acabado, ya que puede ser susceptible a exhibir defectos superficiales (grietas, estiramiento y acanalado), además de presentar imperfecciones superficiales más grandes y más severas y no requerir tolerancias de lisura ni de calidad superficial [8].
- Semiexpuesta Realizadas para aplicaciones expuestas no críticas. Esta condición superficial es típica de los productos obtenidos por galvanizado continuo por inmersión en caliente con un rodillo de acabado [8].



1.3 PROCESAMIENTO.

Los aceros calmados al aluminio recocidos en lote fueron desarrollados para resolver los problemas de envejecimiento y obtener altos valores de ductilidad en aplicaciones automotrices [11], donde el contenido de C fue reducido de 0.05% a 0.02% al mejorar las técnicas de homogenización del horno básico al oxígeno (BOF) [12-13]. Sin embargo, con el desarrollo del desgasificador al vacío se hizo posible la producción de aceros con un contenido extra bajo de C (ELC - 0.01 a 0.03%). Mientras que a principios de los 90's se desarrollaron aceros con contenido ultrabajo de C (ULC - < 50 ppm). y hoy en día se producen aceros con un contenido súper-ultrabajo de C (SULC - < 30 ppm) [1-12-14].

1.3.1 Proceso de obtención.

El proceso de producción de los aceros IF comienza con la producción de acero líquido en un horno de arco eléctrico [10] o en un horno BOF [15] usando hierro esponja con un alto grado de metalización y agregando Ca(OH)₂ para reducir el contenido de azufre, seguido de un tratamiento de desulfurización y la homogenización del metal líquido en un horno olla, agitando por medio de la inyección de gas argón a través de una entrada en la sección inferior del horno y una lanza en su parte superior. El proceso de descarburización a baja presión se lleva a cabo en una unidad desgasificadora al vacío RH o DH en donde se reduce la concentración de los elementos intersticiales disueltos (11. N. O y B) en el metal líquido y se ajustan además la composición química y la temperatura del acero. De donde se producen planchones a través de colada continua

⁵]. La Figura 1.2 muestra un esquema del proceso de producción para aceros IF.

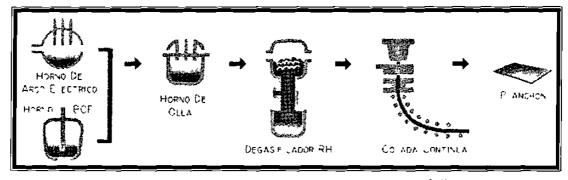


Figura 1.2. – Esquema de producción de aceros IF ²⁻⁵1.

Capitulo I - Acero Libre de Intersticiales



El contenido de C a la salida del horno olla es alrededor del 0.03% con 600 ppm de oxígeno disuelto. Luego de 20 minutos en la unidad desgasificadora el contenido de carbono se reduce a 20 ppm mientras que el N se reduce drásticamente por medio de la agitación con gas argón, enseguida se adiciona Al para finalizar la desoxidación y dos minutos después se agregan Ti y Nb para estabilizar el C y N restantes, concluyendo el proceso después de unos minutos de mezclado [3.10,15]. La Figura 1.3 muestra el proceso típico de descarburización de un acero IF en una unidad desgasificadora.

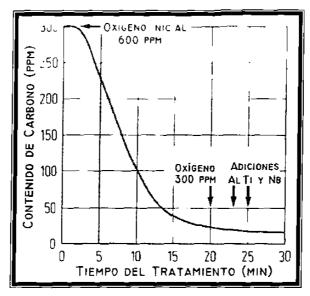


Figura 1.3. – Proceso de descarburización de un acero IF en una unidad RH [15 38].

Al salir de la unidad desgasificadora se tienen en promedio 12 ppm de nitrógeno y 15 ppm de oxígeno [3-4]. Sin embargo las operaciones metalúrgicas de vaciado y recalentado contribuyen a aumentar el contenido de N por contaminación atmosférica, mientras que el contenido de C se incrementa por contaminación con los materiales refractarios de las ollas y el distribuidor, los polvos lubricantes utilizados en la colada continua y los elementos de aleación [4].

1.3.2 Proceso de laminación.

La Figura 1.4 muestra la region rica en Fe del diagrama Fe-C, que es la zona en que se ubican los aceros II, en ella se aprecia la baja solubilidad del C en el hierro α (bcc), además que las temperaturas A_1 y A_3 son más altas que en los aceros con mayor



contenido de C. La Tabla 1.4 muestra los valores típicos para el procesamiento de los aceros IF.

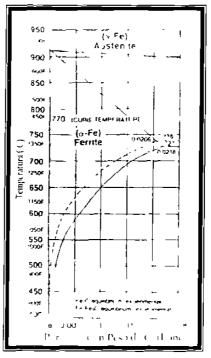


Figura 1.4. – Región rica en Fe del diagrama Fe-C [5].

Parámetro	Valor		
Temperatura de recalentamiento (SRT)	1250 – 1100°C		
Temperatura de acabado (FT)	910 – 930°C		
Temperatura de embobinado (CT)	600 – 750°C		
Reducción en frío	80 %		
Temperatura de recocido (AT)	800 - 830°C		

Segun algunos autores $^{-15}$, la matriz ferrítica de los aceros IF laminados en frio recristaliza durante el recocido en una estructura policristalina con una textura del tipo {111} <110>, produciendo altos valores de anisotropía plástica (\bar{r}) que se asocian con una alta formabilidad $^{[1,5,7,10]}$. Las principales variables que afectan las propiedades de los aceros IF durante la laminación en caliente (Figura 1.5) son las temperaturas de recalentamiento (SRT por su nombre en inglés, slab reheating temperature), acabado (FT por su nombre en inglés, finishing temperature) y embobinado de la cinta (CT por su nombre en inglés, coiling temperature) $^{[1,5,7,15]}$.



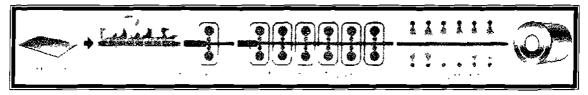
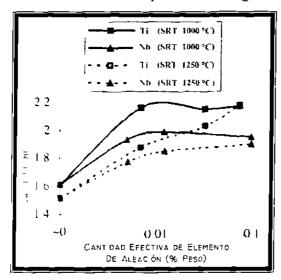
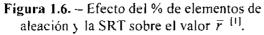


Figura 1.5. – Proceso de l'aminación en caliente de los aceros IF 21.

Varios autores ^[1,5,7] encontraron que el efecto de la temperatura de recalentamiento sobre el valor \bar{r} es insignificante hasta que se reduce por debajo de 1150°C ^[1,7]. Esta menor temperatura de recalentamiento es especialmente favorable para aceros con bajo contenido de Ti y Nb, ya que previene la completa disolución de los precipitados Nb y Ti (especialmente TiC y NbC) permitiéndoles crecer y actuar como sitios preferenciales para la recristalización ^[1,5,7,16]. La Figura 1.6 muestra la interacción entre el porcentaje en peso de los elementos de aleación. la temperatura de recalentamiento (SRT) y el valor r

I ambién es bien sabido que para obtener los más altos valores de \tilde{r} es necesario un tamaño de grano inicial fino en la banda caliente así como un alto grado de reducción en frío ^[1], lo cual se aprecia en la Figura 1.7.





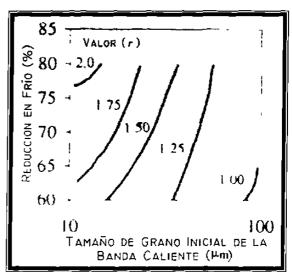


Figura 1.7. – Efecto combinado del tamaño de grano y % reducción sobre el valor $\bar{r}^{[1]}$.

Gupta y col. [14] encontraron que al aumentar la temperatura de acabado, el valor \bar{r} se incrementa hasta un valor máximo y comienza a decrecer, esta afectación es más



pronunciada en aceros IF Ti-Nb que en aceros IF Ti, además de ocurrir a una mayor temperatura. Lo anterior debido a la diferencia en las temperaturas de recristalización de ambos aceros como consecuencia de la adición de Nb [1,14-15].

Según Bleck W. y col. ^[15] cuando se selecciona una temperatura de acabado en el intervalo austenítico (arriba de A₃) las propiedades mecánicas dependen de las condiciones de fijación de los atomos intersticiales, mientras que si se hace en el intervalo ferritico dependen del refinamiento de grano y el grado de recristalización ^[5].

La temperatura de embobinado afecta muy poco las propiedades mecánicas de los aceros IF Ti, esto como resultado de la alta estabilidad de precipitados en el acero (TiN) [3]. Sin embargo en los aceros IF Nb y IF Ti-Nb, algunos autores [1,17] se ha encontrado que al utilizar temperaturas de embobinado más altas se mejoran las propiedades mecánicas con un máximo para la relación Nb/C < 1. La Figura 1.8 muestra como un aumento en la temperatura de embobinado de un acero IF Nb incrementa el valor \bar{r} y el porcentaje de elongación, mientras decrementa los valores de esfuerzo a la tensión y a la cedencía del material.

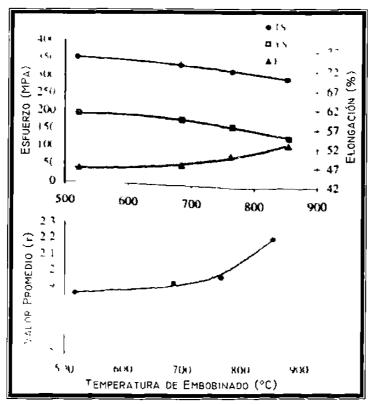


Figura 1.8. – Efecto de la temperatura de embobinado sobre las propiedades mecánicas [1].



El proceso de laminación en frío (Figura 1.9) tiene dos funciones principales. Alcanzar el espesor final deseado y optimizar el valor de r a través de la producción de una estructura deformada de alta energía que favorezca durante el recocido la nucleación y el crecimiento de granos con la textura deseada [1].

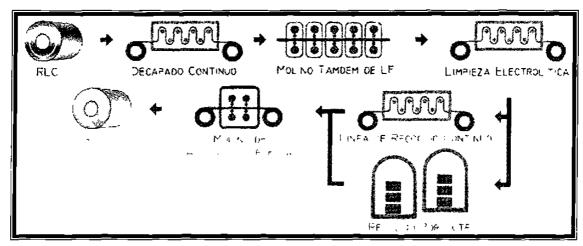


Figura 1.9. – Proceso de laminación en frío de los aceros IF [2].

El valor de esfuerzo, la ductilidad y el valor n varían muy poco con el grado de reducción en frío, sin embargo el valor de \vec{r} si se afecta considerablemente como se aprecia en la Figura 1.10. Aunque el valor máximo de \vec{r} se alcanza cerca del 90% de reducción, en la práctica la reducción en frío se limita a un 80% [1,7,11-12].

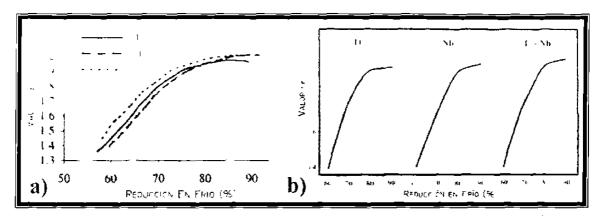


Figura 1.10. – Efecto del % de reducción sobre el valor \bar{r} en aceros IF. a) S. Hoile [1]. b) L.J. Baker, S.R. Daniel y J.D. Parker [12].



1.3.3 Recocido.

Los aceros IF estabilizados con Ti o Nb resultan ideales para líneas de recocido continuo, mientras que los aceros AKDDQ resultan adecuados para el recocido por lote, en el cual la precipitación de nitruros de aluminio (AIN) es suprimida hasta el recocido donde la muy baja rapidez de calentamiento de las bobinas permite la precipitación del AIN responsable de dar la textura adecuada al material. Contrario a los aceros IF estabilizados desarrollan la dispersión de precipitados en la banda caliente antes del laminado en frio y el recocido [5.7].

Según Ray y col. [1] la formación de textura por recocido en aceros ULC y ELC puede resumirse a lo siguiente:

- Al iniciar la recristalización, los primeros núcleos toman la orientación {111}, como consecuencia de la alta energía almacenada y la alta fuerza motora para la recuperación ^[1].
- 2. Estos núcleos crecen inicialmente a expensas de las zonas deformadas con la misma orientación ¹.
- 3 Una vez que alcanzan un tamaño crítico crecen a expensas de las zonas deformadas adyacentes con las que se relacionan por rotaciones en la dirección <110> ^[1].
- 4. Núcleos con orientaciones de menor energía almacenada, como {112} o {100}, comienzan a aparecer. La recristalización termina cuando los núcleos, ahora granos, ocupan la totalidad del material [1].

Dentro de la literatura aún se debate sobre si el fuerte desarrollo de orientaciones del tipo {111} durante el recocido es dominado por la nucleación o por el crecimiento de grano con texturas favorables [1].

I os elementos estabilizadores de los aceros IF reducen drásticamente la rapidez de recristalización y la temperatura de recocido alrededor de 700°C [5,14]. Sin embargo el incremento del intervalo de temperaturas de ferrita estable en los aceros IF hace posible

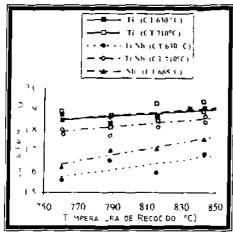


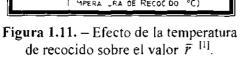
utilizar temperaturas mucho mayores (800 – 850°C) logrando una recristalización completa en pocos minutos [5711]. Sin embargo a valores mayores de 850°C las propiedades en terminos del valor del coeficiente de Lankford (valor r) y la elongación total disminuyen $\frac{1}{r}$.

Durante el recocido continuo los valores de \bar{r} se incrementan al aumentar la temperatura de recocido hasta alcanzar la temperatura de transformación ferrita \rightarrow austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$), donde el valor \bar{r} decrece como consecuencia de la producción de una estructura con granos de tamaño mixto ^[1]. La Figura 1.11 muestra el efecto de la temperatura de recocido sobre el valor \bar{r} en los aceros IF.

1.3.4 Termogalvanizado.

Industrialmente se ha reportado que el valor \bar{r} de acero termogalvanizado (GA por su nombre en inglés, galvanneal) es reducido en ~0.2 y la elongación en ~0.1%, comparadas con los valores sin recubrir, lo cual se debe a las propiedades del recubrimiento y la interfase [1]. La caída del valor \bar{r} es lineal y aumenta conforme se incrementa el valor \bar{r} del substrato como se muestra en la Figura 1.12.





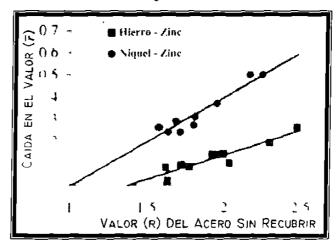


Figura 1.12. – Relación entre el valor de \vec{r} del substrato y la caída al recubrir con GA [1].

Por otro lado, los valores de esfuerzo de cedencia y elongación total resultan insensibles a la variación en la velocidad de la línea de GA. Mientras que el valor \bar{r} y



 Δr se mejoran ligeramente al disminuir la velocidad de la línea, obteniendo mejores valores a altas velocidades en los aceros IF Ti, mientras que los aceros IF Nb y IF Ti-Nb requieren de una velocidad menor para obtener un valor de \bar{r} adecuado ^[3].

Los recubrimientos GA resultan mejores en substratos con aceros IF Ti-Nb que en aceros IF Ti, debido a que en éstos el carbono no segrega a los límites de grano como ocurre en los IF Ti-Nb, sino que precipita como TiC dejando a los límites de grano sin C segregado y permitiendo la libre difusión del Fe en los mismos, generando un recubrimiento poco uniforme y con problemas de polvos. Por otro lado la presencia del Nb en los límites de grano actúa como regulador de la rapidez de la reacción Fe-Zn y forman capas más densas y uniformes [1717].



1.4 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.

La Jabla 1.5 muestra los intervalos de composición química típicos en aceros IF desgasificados al vacio. Existe una compleja relación entre la composición química y los fenómenos de precipitación, recristalización y crecimiento de grano en los aceros IF [1.5], así como su afectación en la formabilidad del acero y la textura de recristalización final [18]. A continuación se explicará el rol de los diferentes elementos de aleación.

Tabla 1.5. – Composición química típica de los aceros IF (% peso) [5,13].									
	С	Si	Mn	P	Al	N	S	Ti	Nb
Mín.	0.002	0.01	0.10	0.01	0.03	0.001	0.004_	0.01	0.005
Máx.	0.008	0.03	0.34	0.02	0.07	0.005	0.010	0.11	0.040

1.4.1 Carbono y nitrógeno.

La Figura 1.13 y la Figura 1.14 muestran el efecto del contenido de carbono y nitrógeno, respectivamente, sobre el valor \vec{r} en los aceros IF, se puede observar que ligeros incrementos en el contenido de C o N tienen un efecto pernicioso muy fuerte sobre la formabilidad del acero, esto debido a que los elementos intersticiales degradan las componentes de recristalización con textura {111} y favorecen a las componentes no deseadas del tipo {110} y {100}. En la práctica los niveles de C y N en aceros IF se mantienen por debajo de las 40 ppm con un procesamiento adecuado del acero y agregando elementos de aleación estabilizadores [1.5].

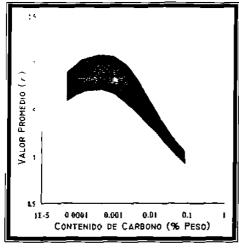


Figura 1.13. – Efecto del contenido de C sobre el valor $\bar{r}^{\{1.5,1.5\}}$.

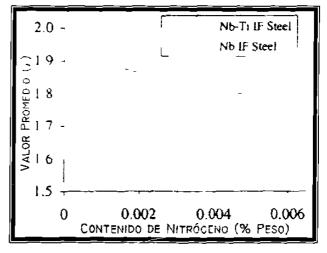


Figura 1.14. – Efecto del contenido de N sobre el valor $\bar{r}^{[1]}$.



1.4.2 Titanio y niobio.

El Ti como elemento de aleación ofrece tanto endurecimiento por precipitación como control sobre la forma de los sulfuros. Además agregado en pequeñas cantidades (< 0.025%) limita el crecimiento del grano austenítico. Mientras que el Nb agregado en pequeñas cantidades (0.03 - 0.05%) incrementa el valor del esfuerzo de cedencia a través de la combinación de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano [19].

El Ti y el Nb son utilizados de forma individual o en combinación y se agregan en pequeñas cantidades para remover todo el C y N en solución sólida afectando así el proceso de recristalización en dos formas. Formando precipitados de carburos, nitruros y carbunitruros que remuevan el C y N en solución sólida intersticial y reduciendo la rapidez de nucleación y crecimiento en la recristalización al afectar la distribución de partículas ^[1,5,16]. La formación de precipitados estables tiene lugar durante el proceso de laminación en caliente ^[5], donde el orden de precipitación en un acero IF es TiN, TiS, Ti₄C₂S₂, TiC, y NbC ^[7,12,20]. La cantidad de microaleantes utilizada deberá exceder a la requerida por la relación estequiométrica del C, N y S en el acero ^[1,5,7], como muestran las Ecuaciones (1,1), (1,2) y (1,3) ^[1,7,12].

En acero IF [i]:

$$7i Ti 4C - 3.42N - 1.5S (1.1)$$

Ln acero II Nb. donde el N se estabiliza con Al (AlN) y el S con Mn (MnS)

$$Nb_{ACAO} = Nb_{LL} - 7.75N \tag{1.2}$$

Acero IF – Ti-Nb suponiendo no exceso en Ti, Ecuación (1.1) [7.12]:

$$Nb_{TXCLSO} = Nb_{Total} - 7.75 \left[C - \left(Ti - \frac{3.42N + 1.5S}{4} \right) \right]$$
 (1.3)

Un exceso de Ti aproximado del 0.02% en peso incrementa el valor \bar{r} y disminuye la temperatura de recristalización y la sensibilidad a la temperatura de embobinado, mientras que excesos mayores de Ti incrementan además el valor n y la elongación, sin embargo aumentan también los defectos superficiales [714].



El Nb forma carburos muy finos que precipitan de manera uniforme refinando el tamaño de grano y mejorando ligeramente la resistencia a la fatiga del material, además minimiza la anisotropía planar (Δr) ^[3]. Sin embargo generalmente los compuestos de Ti, se disuelven y precipitan a temperaturas más elevadas que los compuestos de Nb, por lo que resultan mas estables. Lo anterior explica que los aceros IF estabilizados con Ti sean menos sensibles a las variaciones de procesamiento que sus similares estabilizados con Nb o Ti-Nb ^[5].

1.4.3 Azufre.

Bajar el contenido de S en los aceros IF retarda la precipitación de los carburos finos de Ti y permite la precipitación de Ti $_4$ C $_2$ S $_2$ incrementando la recristalización y el crecimiento de grano $^{[1]}$. En la Figura 1.15 se observa la afectación del contenido de azufre sobre el valor r, donde el máximo en la figura corresponde al punto en que el contenido atomico del S y el C son iguales $^{[1]5]}$. Ademas las interacciones entre el Mn. C. Li y S contribuyen al desarrollo de las propiedades mecanicas de los aceros IF - Li 5 , según muestra la Figura 1.16.

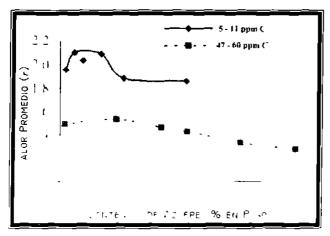


Figura 1.15. – Efecto del contenido de azufre sobre el valor \bar{r} en los aceros $IF^{[1]}$.

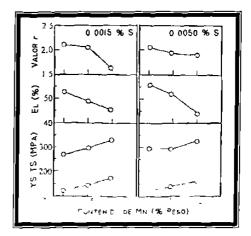


Figura 1.16. – Efecto combinado del contenido de Mn y S sobre las propiedades mecánicas y el valor $\bar{r}^{[5]}$.



1.4.4 Manganeso, silicio y fósforo.

Los tres elementos endurecedores más comúnmente utilizados en los aceros IF son el P. Si y Mn, los cuales proveen endurecimiento por solución sólida y se emplean en la producción de aceros IF de alta resistencia (IF – HSS por su nombre en inglés, high strength steel) ^[1,7]. La Figura 1.17 muestra el efecto individual de estos tres elementos sobre la elongación y la resistencia máxima a la tensión (TS) de los aceros IF.

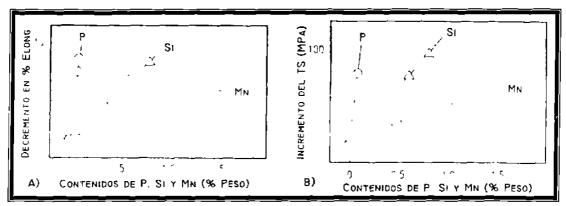


Figura 1.17. – Efecto del contenido de Mn, Si y P sobre TS y %E de los aceros IF [7].

El Mn es el endurecedor más costoso, ya que se necesita una mayor cantidad del mismo para incrementar la resistencia. Resulta más efectivo en los aceros IF – Nb, que en los que contienen Ti ^[7]. El Mn estimula la formación de constituyentes de baja temperatura (ferrita masiva y bainita) además su uso en grandes cantidades (arriba de 1.5%) influencia la textura degradando los valores de \bar{r} y %E ^[21]. los aceros IF endurecidos con Mn son menos susceptibles a la fragilización por deformación en frío secundaria (SCWE por su nombre en inglés, secondary cold working embrittlement) ^[7].

El Si es un mejor endurecedor que el Mn $^{[21]}$, pero igual que el Mn tiene un efecto mayor en la resistencia de los aceros IF – Nb, que en aquellos que contienen Ti, pero a diferencia de éste, sólo reduce ligeramente los valores de \bar{r} y %E en los aceros IF – Nb, mientras que no afecta los valores de \bar{r} y n en los aceros IF – Ti. Sin embargo un alto contenido de Si reduce la adhesión del recubrimiento, por lo que no se emplea en aceros IF recubiertos $^{[7]}$. Además en cantidades superiores a 0.30% produce un deterioro en tenacidad y soldabilidad $^{[9]}$



El P es el más económico y efectivo de los tres ^[5,7], ya que pequeñas cantidades del mismo incrementan la resistencia de los aceros IF rápidamente sin tener que sacrificar los valores \bar{r} y n ^[5,7,21-23]. Además incrementa el tiempo de incubación para termogalvanizado y puede causar fragilización por deformación en frío (SCWE) en adiciones mayores al 0.1 % ^[21], como consecuencia de la segregación del P en los limites de grano de la ferrita durante el embobinado ^[22] y después del recocido ^[5,7].

1.4.5 Boro.

El B se agrega en los aceros IF HSS, en muy pequeñas cantidades (2 a 12 ppm) para mejorar la resistencia a la SCWE al reducir la segregación del P en los límites de grano durante el procesamiento [22-23], sin embargo también degrada los parámetros de formabilidad y ductilidad (valor \tilde{r} , elongación uniforme y elongación total). Además los aceros IF tratados con B presentan mayor resistencia a la deformación en caliente y mayores temperaturas de recristalización de ferrita, probablemente como consecuencia de la fuerte influencia del B en la transformación $\gamma \to \alpha$ [23].

1.4.6 Elementos residuales.

Según Yamada y col. ^[24], el contenido máximo recomendado de los elementos residuales es de 0.080 %. En los aceros IF las adiciones mayores al 0.22% de Cu, 0.21% de Cr o 0.085% de Sn incrementan la resistencia a la tensión del material y disminuyen la elongación total y el valor \bar{r} , mientras que adiciones mayores al 0.12% de Ni no producen un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas de estos aceros ^[24].

La magnitud de los efectos del Cu, Ni, Cr y Sn sobre la resistencia a la tensión y la elongación de los aceros II es proporcional a la diferencia entre los radios atómicos del Le y el elemento en solución adicionado $^{11.24}$. Además el efecto sobre el valor \bar{r} varía con la temperatura de recalentamiento, donde el uso de valores de SRT menores disminuye los efectos causados por el contenido de Cu, Ni y Cr, mientras que no tiene un efecto notable sobre los efectos del contenido de Sn $^{[1.24]}$.



1.5 PROPIEDADES DE LOS ACEROS IF.

La Labla 1.6 muestra las propiedades mecánicas minimas requeridas para los cinco diferentes grados de acero formable laminado en frio para aplicaciones automotrices segun la clasificación de la SAE J2329. Por sus altas propiedades de formado los aceros IF se utilizan normalmente para obtener acero LF con grado 3, 4 y 5 [8].

	laminados en frío según la SAE J2329 [8].							
Designación SAE J2329	YS @ 0.2% (MPa)	TS (MPa)	Elongación Total (%)	Valor r	Valor n			
Grado I	N. R.	N. R.	N. R.	N. R.	N. R.			
Grado 2	140 260	270	34	N. R.	0.16			
Grado 3	140 – 205	270	38	1.5	0.18			
Grado 4	140 185	270	40	1.6	0.20			
- Grado 5	110 170	270	42	7	0.22			

Los aceros IF presentan propiedades que los vuelven muy atractivos para la industria automotriz, principalmente un incomparable grado de formabilidad y un bajo esfuerzo de cedencia ^[2,11], además que la ausencia de C y N elimina el punto de fluencia por lo que presentan cedencia continua en la curva esfuerzo – deformación y se elimina el fenómeno de envejecimiento en el material ^[4,11].

1.5.1 Medición de la formabilidad.

Il coeficiente de anisotropia plastica, también llamado como valor r o coeficiente de l'ankford es usado frecuentemente como indicador de la formabilidad de un material [8]. Cuando un material es plásticamente deformado en tensión, el valor r será la razón de la deformación en la dirección de tensión sobre la deformación en el espesor. Este valor varía con la dirección de prueba $^{[1,5]}$, debido a la textura cristalográfica impartida por las operaciones de laminado, por lo que para calcular el coeficiente de Lankford del material se realizan mediciones en 3 direcciones a 0, 45 y 90° de la dirección de laminado $^{[1]}$ y determinando el valor con la Ecuación $(1.4)^{[1]}$:

22



$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \tag{1.4}$$

1.5.2 Aceros IF estabilizados con titanio.

Comparados con otros aceros IF, los aceros IF –Ti tienen valores superiores de \bar{r} y 0 ${}_{0}$ E, con menores esfuerzos de cedencia y temperaturas de recristalización [11-12]. La precipitación de las particulas primarias a temperaturas más elevadas las vuelve menos susceptibles a fluctuaciones en la química y el procesamiento 2 . I as bajas temperaturas de recristalización de estos aceros (700 – 750°C) los vuelve ideales para las bajas temperaturas de las líneas de termogalvanizado [11-12.17]. Sin embargo, según Kino N. y col. [17] el Ti incrementa la rapidez de aleación durante el proceso de GA, dejando alto polvo en el recubrimiento. Las propiedades de fatiga en soldaduras de este material han mostrado ser pobres, probablemente por la presencia de grandes partículas de TiN en la microestructura [25].

1.5.3 Aceros IF estabilizados con niobio.

La relativa simplicidad de la estabilización del C en estos aceros los vuelve ideales para la producción de aceros IF endurecidos por horneado (IF—BH por su nombre en ingles, baking hardenable) ^[12]. Además de presentar un desenvolvimiento adecuado en fatiga de los puntos de soldadura y prevenir la fractura intergranular ^[26].

Los aceros IF – Nb tienen temperaturas de recristalización más altas (750 – 800°C), que aquellos con composiciones de Ti ^[12]. Esto se atribuye a la baja temperatura en que se forman los carburos de Nb, produciendo finas partículas que retardan fácilmente el movimiento de los límites de grano durante el recocido ^[26]. Sus propiedades para GA son superiores a las de los aceros IF – Ti, pero las altas temperaturas de recristalización que requieren los vuelve inadecuados para muchas lineas de G.A.



1.5.4 Aceros IF estabilizados con titanio y niobio.

Con la combinación de Ti y Nb para estabilizar el C y N se puede producir un acero con una excelente combinación de propiedades ^[12]. Este tipo de aceros se ha estudiado ampliamente y son la elección de muchos productores, pues no sólo cuentan con un buen balance de propiedades, sino que también ofrecen buenas características de recubrimiento sin la necesidad de altas temperaturas de recristalización necesarias para los aceros IF – Nb ^[27].

Los aceros IF – Ti Nb ofrecen las mejores características superficiales posibles, volviéndolos muy importantes para su uso en partes expuestas o que requieran una excelente calidad superficial. Sin embargo demandan mayor control de proceso que los otros aceros IF [111].

1.5.5 Aceros IF estabilizados con vanadio.

El uso del V como elemento estabilizador en lo aceros IF es un desarrollo más reciente ^[6,12]. El V puede sustituir al Nb y Ti para formar tanto carburos como nitruros, según la Ecuación (1.5) ^[12]. Sin embargo, el V es solamente un moderado formador de carburos por lo que es necesario agregarlo en concentraciones mayores para lograr una completa estabilización, por esta razón son más comunes las combinaciones de V y Ti, donde el Ti se agrega para estabilizar el N y el V para formar VC ^[6 12].

En acero IF – V. la relación estequeométrica es:

$$I = 4.24C + 3.64 \text{ } \tag{1.5}$$

Los aceros IF V tienen temperaturas de recristalización menores que otros aceros IF (~ 700°C), ya que el carburo de V es mucho menos estable que TiC o NbC con lo que adquiere una mayor solubilidad durante el recocido. Además los aceros IF – V tienen un valor de esfuerzo de cedencia mayor a los estabilizados con Nb o Ti [6].



1.6 DESARROLLO Y DESVENTAJAS DE LOS ACEROS IF.

Desde que la reducción en el peso de los carros se ha vuelto un tema cada vez más importante dentro de la industria automotriz, los productores de acero han desarrollado una gama completa de propiedades ajustándose a los requerimientos de la industria actual, de esta manera los tradicionales aceros IF se han modificado para producir nuevos grados que ofrecen una alta formabilidad a elevados niveles de resistencía ^[28]. La Figura 1.18 muestra una comparación de los valores de esfuerzo de cedencia y elongación en varios grados de acero automotriz.

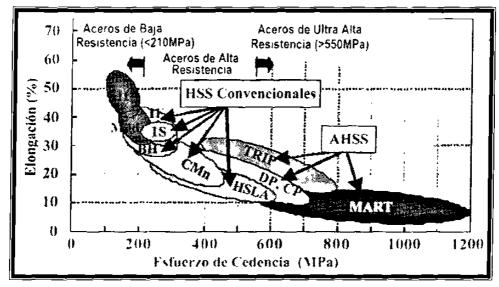


Figura 1.18. – Comparación del YS y elongación en varios grados de acero 8.

1.6.1 Aceros IF endurecidos por horneado (IF BH).

Los aceros IF BH se caracterizan por un incremento en el esfuerzo de cedencia de la pieza terminada, una reducida microplásticidad y un mayor modulo de Young ^[28]. Estos aceros utilizan el C en solución sólida y el fenómeno de envejecimiento por deformación para ofrecer un incremento en el esfuerzo de cedencia de componentes formados ^[8,29]. En aplicaciones automotrices este incremento se desarrolla durante el tratamiento de horneado que se utiliza como acabado de la pintura, el cual se realiza a una temperatura relativamente baja temperatura (150 200°C), durante el cual los atomos intersticiales emigran a las dislocaciones producidas durante el formado.



inmovilizándolas y produciendo un aumento en la resistencia del material ^[4,8,12]. Como no requiere pasos adicionales, el endurecimiento por horneado no afecta los costos de producción ^[12] y permite obtener un mayor nivel de resistencia de la pieza terminada sin sacrificar el grado de formabilidad durante su procesamiento ^[8].

Se han propuesto varios métodos para retener suficiente carbono en solución despues del galvanizado y producir el efecto de endurecimiento por horneado, incluyendo: el recocido a temperaturas altas para disolver el NbC, reducir los núcleos existentes por precipitación del TiC o la estabilización del N y el S con Ti mientras se controla el C en un intervalo muy cerrado (15 – 25 ppm) [29]. Los aceros IF BH son especialmente utilizados en partes automotrices expuestas [28].

1.6.2 Aceros IF de alta resistencia (IF HSS).

Los aceros IF HSS han sido desarrollados a partir de los aceros IF completamente estabilizados utilizando elementos que ofrezcan endurecimiento por solución sólida (Mn. Si. P) en pequeñas cantidades, incrementando su resistencia (hasta 450MPa) a la vez que conservan su alta formabilidad. Son usados para las partes más complejas por lo que son de suma importancia dentro de la industria automotriz sin embargo, resultan ideales tanto para partes expuestas como para producir partes no expuestas difíciles que requieran alta resistencia y alta formabilidad ^[28].

1.6.3 Fragilización por trabajo en frío secundario (SCWE).

Se conoce como SCWF a la fragilización que ocurre en hojas de acero IF durante cargas de impacto despues del formado y a más baja temperatura que éste [11]. La iniciación del SCWI a menudo ocurre por fractura intergranular en la ferrita debida a la baja fuerza cohesiva de los limites de grano causada por el agotamiento del N y C en los mismos [30]. La incidencia de la SCWE incrementa con el incremento del grado de deformación, el decremento de las temperaturas de trabajo y la presencia de elementos como el P, además la incidencia es mayor en los aceros IF — Ti [1].



La susceptibilidad de los aceros II a la SCWE puede ser minimizada con un adecuado control de la composicion en los limites de grano, alterando la química y las condiciones de procesamiento [30]. Además la presencia de B, C y Nb resulta en la reducción de la segregación de P en los límites de grano de la ferrita disminuyendo el SCWE, siendo el más efectivo el B que se añade en pequeñas cantidades [3,8,22].

1.6.4 Fatiga.

Los aceros IF tienen límites de grano débiles, por lo que sus fallas comúnmente son causadas por fractura intergranular, que puede ser determinada por la temperatura de transicion ductil-fragil del SCWE y el ciclo esfuerzo deformacion aplicado. La adición de B puede reducir la propension a la tractura intergranular y así mejorar las propiedades de fatiga pero a costo de sacrificar la ductilidad [1].

La integridad del botón de soldadura y la resistencia a la fatiga juegan un rol importante en la durabilidad de los componentes soldados de una estructura ^[1]. Los aceros IF ofrecen menor resistencia en las uniones soldadas en comparación con los aceros de bajo carbono sobre todo en condiciones de fatiga, donde las fisuras corren a través de la zona afectada térmicamente (HAZ) de una soldadura ^[31]. Las diferencias entre la microestructura del HAZ y el metal base, son mayores para un acero IF que para un acero de bajo carbono, lo cual produce una mayor concentración de esfuerzos como resultado de la interacción del crecimiento de grano alrededor de la soldadura, la zona afectada y los debiles limites de grano en los aceros IF ^[1].



CAPÍTULO II

PROCESO DE GALVANIZADO.

2.1 INTRODUCCIÓN.

Recubrir con zinc es uno de los métodos más ampliamente usados y económicamente efectivos para proteger el acero contra la corrosión atmosférica. El Zn por sí mismo tiene una buena resistencia a la corrosión a través de la formación de películas superficiales protectoras de óxidos y carbonatos, sin embargo el Zn protege al acero en dos formas diferentes [32]:

- Formando una barrera física entre el acero del substrato y el medio ambiente [32].
- Proveyendo protección galvánica o de sacrificio, como consecuencia de que el Zn es mas electronegativo que el Fe en la serie electroquímica [32].

Desde el punto de vista tecnologico los principios del galvanizado han permanecido sin cambio desde sus inicios hace mas de 200 años al ser introducidos por Melouin y Sorel ^[33-34]. Sin embargo, a partir de los 70's las láminas de acero con recubrimiento galvánico se han utilizado cada vez más en la industria automotriz trayendo consigo mejoras continuas, las cuales han sido tan dramáticas que hoy en día son utilizadas en paneles expuestos que requieren alta calidad superficial ^[35].

El porcentaje en el consumo de hoja de acero recubierto sobre el total de acero laminado producido aumentó de un 23º o en 1979 a un 42% en 1989 y se ha mantenido a



la fecha con un 43% en 2001. La razón de tal aumento se ha atribuido al incremento en la demanda del mercado automotriz y las mayores exigencias del mismo [36]. Además la aplicación de hojas de acero recubierto ha logrado adaptarse a las necesidades cambiantes del mercado automotriz y de construcción, implementando muchas mejoras y desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes o desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes o desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes o desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes o desarrollos tecnológicos y ofreciendo nuevos productos para beneficio de sus clientes o desarrollos de sus clientes o desarrollos de peso y reducción de costos, resultando en la utilización de hojas más delgadas y con nuevos tipos de recubrimiento que ofrezcan propiedades mecánicas avanzadas como resistencia al abollado, excelente apariencia superficial, soldabilidad y características de ultraformabilidad. La Figura 2.1 muestra los cambios de producción en las líneas de galvanizado continuo (CGL por sus siglas en inglés, continues galvanizing line) en los últimos años [37].

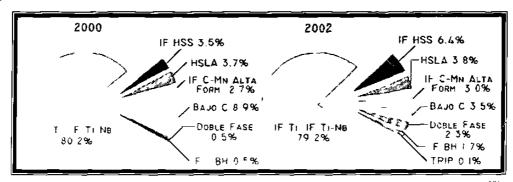


Figura 2.1. – Cambios de producción en las lineas de CGL en los últimos años (8).

Existe una amplia variedad de recubrimientos galvánicos [33,35], clasificados según el proceso de aplicación y el tipo de recubrimiento, la cual se describe a continuación:

- Galvanizado Mecánico.
- Espreado térmico (proceso por polvo, proceso por alambre).
- Flectrodepositación (zinc. zinc níquel, zinc hierro).
- Inmersion en caliente por lotes (proceso húmedo, proceso seco).
- Inmersion en caliente continuo (galvanizado, galvanneal, galfan, galvalume).

F1 presente capitulo se enfocará al proceso de galvanizado por inmersion en caliente continuo de laminas y en forma especial al termogalvanizado (Fe – Zn), el cual presenta mejores propiedades de soldabilidad y formabilidad que el galvanizado tradicional, por lo que resulta de especial interés para la industria automotriz.



2.2 PROCESO CONTINUO DE GALVANIZADO POR INMERSION EN CALIENTE.

La primera linea de galvanizado continuo (CGL) para hojas de metal fue construida en 1935 ¹⁵⁴. Actualmente existen dos métodos principales utilizados en el recubrimiento continuo de hojas de acero, el proceso Cook-Norteman o de línea fría y el proceso Sendzimir o de línea caliente. La principal diferencia es que el primero no cuenta con la sección de recocido; sólo con un ligero precalentamiento antes de la inmersión (260°C) y es muy similar al proceso por lotes. La mayoría de los productos en hoja son galvanizados en líneas continuas del tipo Sendzimir altamente mecanizadas y automatizadas ^[33]. La Figura 2.2 muestra un esquema del proceso de galvanizado continúo de línea caliente (Sendzimir).

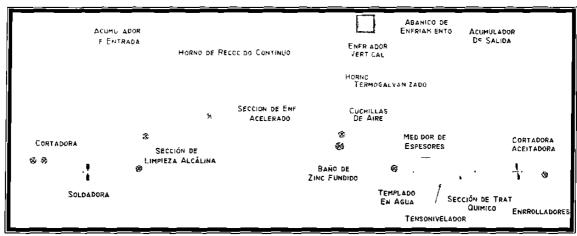


Figura 2.2. – Esquema del proceso de galvanizado continúo de línea caliente (Sendzimir) [18].

2.2.1 Preparación y acondicionamiento de la lámina.

Normalmente el acero de alimentación procede de un molino de laminación en frío que le da el espesor deseado a la lámina pero hace al acero muy duro y con formabilidad limitada. En seguida la lámina es desenrollada y soldada al extremo final del rollo al que precede en la línea de procesamiento con lo que se le da continuidad al proceso de galvanizado. Para este procedimiento se utiliza principalmente equipo de soldadura por resistencia o soldadura láser [39].



Una vez soldada la lámina recibe un tratamiento de prelimpieza en el cual se remueven de la superficie del acero los aceites, tierra, carbón superficial y partículas de hierro con el fin de mejorar la adherencia del recubrimiento y evitar que entren contaminantes en el baño de metal fundido. Las líneas más modernas utilizan un sistema de cepillado alcalino y una etapa de limpieza electrolítica, junto con las ventajas de un tratamiento reductor de fuego directo. Donde la sección de espreado alcalino y cepillado utiliza hidroxido de sodio en concentraciones que varían entre 1.5 y 2.5% para remover contaminantes lavando y cepillando la superfície del acero [151]; el cepillado utiliza un sistema abrasivo impregnado con SiC y un cepillado adicional de enjuague. Esta limpieza mejora la mojabilidad del material a la vez que reduce las partículas de hierro y evita que recoja escorias permitiendo una composición estable en la paila [37].

Después de esto, se realiza una etapa de prelimpieza electrolítica para remover contaminantes fuertemente adheridos a la superficie de la lámina a través de moléculas de O₂ y H₂ que son liberadas por medio de la hidrólisis de agua sobre la superficie del acero, creando una acción burbujeante que remueve los contaminantes restantes en la superficie de la lámina. Enseguida, la lámina limpia pasa a través de un soplador de aire de alto volumen y baja presion para remover la humedad y prevenir la oxidación [33].

2.2.2 Sección de limpieza (oxidación – reducción).

Las imperfecciones en el substrato de acero han mostrado ser la principal causa de defectos cosméticos en paneles expuestos de láminas galvanizadas, las cuales se evitan por medio de los procedimientos de limpieza y acondicionamiento a los que está sujeta la lámina antes de ser recubierta [37].

Una vez terminada la prelimpieza electrolítica, la lámina entra a la sección de limpieza Sendzimir a una temperatura entre 500 y 760°C en presencia de una atmósfera reductora de N H que eliminara los contaminantes organicos residuales y los óxidos superficiales en la lamina ". Una vez aquí la superficie de la lamina reacciona espontáneamente formando óxido e hidróxido de hierro, cuya cinética se determina por



la composición química de la atmósfera del horno (O₂, CO₂ y H₂O) y la temperatura, donde el H₂ reacciona inmediatamente con el O₂ formando vapor de agua y el CO₂ será tormado con el CO y el resto del O₂ disponible ^{35,40}. I a oxidación es afectada por los elementos de aleación que son menos estables que el hierro (Si, Cr, P y Al), ya que segregan a la interfase oxido-acero impidiendo la difusión del hierro hacia la superficie y reduciendo el crecimiento de óxidos ^[40].

Una vez terminada la etapa de oxidación, el óxido de hierro es reducido por hidrógeno en el horno de tubos radiantes de acuerdo a la reacción (2.1) [40]:

$$FeO + H_{\downarrow} \rightarrow Fe + H_{2}O$$
 (2.1)

La cinetica de reducción es fuertemente afectada por la composición química del acero, ocurriendo la oxidación selectiva de los elementos alcantes formadores de óxidos del acero (Mn. St. Al, V y Ti) — La reacción (2.2) toma su lugar en el horno de tubos radiantes. 4.

$$FeO + (C + elementos aleantes) \rightarrow Fe + CO + oxidación selectiva$$
 (2.2)

Esta oxidación superficial selectiva ocurrirá en forma proporcional a la presencia de los elementos aleantes en la lámina, presentándose en forma de islas y no en una capa continua en la superficie. Esta distribución no uniforme se debe a que la disponibilidad de las rutas de difusión favorecidas para presentar la oxidación de los elementos está limitada a los límites de grano y subgrano. Entonces el óxido de hierro es fuertemente reducido por los elementos aleantes en la interfase del acero y el óxido de hierro, los cuales son menos estables que el hierro.

El proceso oxidación reducción permite transformar la oxidación superficial selectiva en oxidación interna mejorando la mojabilidad de la lámina y la reactividad durante la inmersión [40].

2.2.3 Sección de recocido.

Después de la limpieza, la lámina entra en las zonas de calentamiento y sostenimiento del horno donde es recocida por arriba de la temperatura de recristalización la cual dependerá de la cinética del acero empleado. Como resultado de esta parte del proceso la lámina es calentada lo suficiente para entrar al baño de zinc sin afectar su temperatura [32-33].

A la salida del horno la lamina pasa a traves de una sección de enfriamiento acelerado por gas, capaz de enfriar la lamina hasta 460 C a razón de 50 C s, evitando así su reoxidación antes de su inmersión en el baño de zinc líquido [33]. La Figura 2.3 muestra un esquema de la sección de recocido en una CGL.

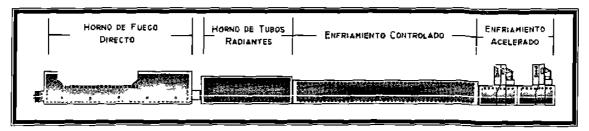


Figura 2.3. – Esquema de la sección de recocido en una CGL [41].

2.2.4 Sección de recubrimiento.

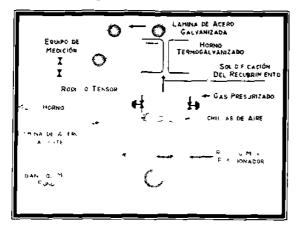
Una vez que la lámina ha pasado por la sección de enfriamiento acelerado, pasa por un rodillo sumergido en el baño de metal fundido por un período muy corto de tiempo y sale de éste verticalmente, regulando el espesor de la capa de metal fundido por medio de sopladores de N₂ o aire que mantienen uniforme el espesor del recubrimiento en la lámina y remueven el exceso de la superficie del acero regresándolo al baño ^[33,42]. La posición de la lámina es regulada a través de un rodillo tensor en la entrada de la paila y un rodillo móvil posicionado dentro de la misma ^[42]. Después de recubierta la lamina es enfriada por aire forzado o se le aplica un tratamiento térmico termogalvanizado), para que pueda continuar su camino ^[3,42]. La Figura 2.4 muestra el esquema de la seccion de recubirmiento en una CGL.

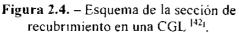


La temperatura del baño dependerá principalmente de la composición y el punto de fusión del baño, así como de la temperatura de la lámina al sumergirla. Donde para un galvanizado se utiliza una temperatura de 445 – 455°C, mientras el galfan requiere un valor menor (425°C) y el galvalume cerca de 600°C [33].

2.2.5 Control de espesor.

Como se menciono anteriormente (Capítulo 2.2.4), el espesor de la película de metal liquido es controlado por medio de cuchillas de aire o N_2 forzado que además retiran el exceso de Z_1 $^{42.4}$. Las cuchillas de aire influencian el espesor del recubrimiento a través de la presión del aire y de la distribución de esfuerzos de corte sobre la lámina, que a su vez depende de la distancia de la boquilla a la lámina como muestra la Figura $2.5^{[42-43]}$.





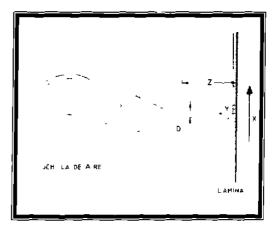


Figura 2.5. – Diagrama de control de espesor por medio de cuchillas de aire [43].

El espesor del recubrimiento varía con el tiempo de inmersión y la velocidad de la lámina, así como con la presión, distancia, altura y apertura de la cuchilla (Figura 2.5). Fstudios de sensibilidad han determinado que el espesor del recubrimiento aumenta al aumentar la distancia de las cuchillas o disminuir la presión del gas ^[43].

A pesar de que las cuchillas de aire tienen la habilidad inherente de producir recubrimientos suaves y uniformes a todo lo ancho de la lamina, son incapaces de ofrecer uniformidad en los extremos (15mm), reteniendo en ellos material excesivo



como consecuencia de la turbulencia ocasionada por la colisión de ambas corrientes de aire al encontrarse en los extremos de la lámina. Esta afectación resulta particularmente mas severa al recubrir laminas de alto calibre, con velocidades de línea relativamente baja o bien con un recubrimiento de gran espesor [44].

Otra situación que se pudiera presentar es un patrón irregular del recubrimiento en forma ondulada (patrón de arrugas) que es causado por la vibración de la lámina de acero al contacto con el flujo de gas y que deteriora las propiedades superficiales de la lámina, específicamente al ser pintado el material [44].

2.2.6 Tratamientos posteriores.

Una vez que la támina ha pasado por las cuchillas de aire se hace pasar por una larga torre de enfriamiento colocada por encima del baño de galvanizado [33] en donde el recubrimiento se enfria permitiendo la solidificación del metal sobre la superficie del acero, los nuevos sistemas de enfriamiento buscan solidificar el Zn fundido tan pronto como sea posible con el fin de mejorar la calidad superficial del recubrimiento [45].

Cuando se desea un recubrimiento del tipo termogalvanizado (GA por su nombre en inglés, galvanneal) en lugar del galvanizado normal, la torre de enfriamiento se transforma en un horno de recocido introduciendo un horno de inducción sobre las cuchillas de aire y utilizando una buena parte de la altura de la torre para efectuar el recocido.

Al salir de la torre de enfriamiento la lamina se sumerge en agua, completando su manufactura con una serie de pasos subsecuentes de procesamiento y acabado como son: el molino de laminación superficial (acabado superficial), el tensonivelador (lisura), la sección de pasivado (prevenir manchas), aceitado (evitar la corrosión) y finalmente la sección de corte y rebobinado del rollo terminado de acero [33].



El pasivado es un tratamiento usado para prevenir manchas en el recubrimiento durante su almacenamiento en presencia de humedad o donde pueda ocurrir condensación, formándose carbonato de zinc (óxido blanco) como producto de la corrosión del recubrimiento y degradando la calidad estética del material. El pasivado consiste en rociar la superficie de la lámina con una solución de cromato base agua, o bien sumergir la lámina en la solución para después retirar el exceso mediante un par de rodillos y secarla en línea [32 46]. También existen otros métodos que utilizan aceites inhibidores de corrosión que contienen químicos de pasivación en lugar del tratamiento químico de cromato. 47.

El tostatizado es un tratamiento que se utiliza para mejorar la adhesión de la pintura en acero galvanizado o GA, el cual consiste en la formación de una capa de cristales de Zn sobre la superficie del recubrimiento [47,48-49]. El fosfatizado puede aplicarse a rollos de lámina o bien a productos cortados y formados antes del proceso de pintado, cuando el proceso es aplicado en línea se le conoce como prefosfatizado, mientras que cuando se aplica después del formado del material se conoce como postfosfatizado o fosfatizado final [49].

2.2.7 Fosfatizado.

Los paneles automotrices expuestos están compuestos de una serie de capas que le dan buena apariencia visual y protección contra la corrosión [47]. Es difícil obtener una buena adherencia entre la capa de pintura y el recubrimiento galvánico, debido a esto, se acostumbra utilizar un tratamiento a modo de capa intermedia que mejore la unión permitiendo así un buen desempeño [48]. El tratamiento más comúnmente utilizado en acero galvanizado o GA es la aplicación de una capa de fosfato de Zn, que además disminuye la formación de burbujas y la perdida de pintura en un medio corrosívo [47-48].

El tratamiento de fosfatizado en línea inicia con el desengrase de la lámina usando un i solución alca ma o solvente, enseguida se acondiciona la superficie aplicando tostato de Li, el cual desarrolla una delgada capa de pequeños cristales de fosfato de Zn



que actúan como centros de nucleación para los cristales de Zn en la superficie de la hoja recubierta dándole uniformidad a la capa. Después de acondicionada la lámina se sumerge o rocía la superficie con una solución ácida de fosfato de Zn permitiendo el crecimiento de los cristales formados en el acondicionamiento y disolviendo una pequeña cantidad del galvanizado mientras se precipitan y depositan los cristales insolubles de fosfato de Zn sobre la superficie del galvanizado formando una película solida y relativamente gruesa, para terminar el tratamiento con el enjuague y secado de la lamina [48].

La estructura final del fosfato de Zn no resulta afectada por variaciones en la estructura del Zn en el recubrimiento, por lo que el fosfatizado resulta igualmente efectivo en el recubrimiento GA como en el galvanizado tradicional [47]. Sin embargo la presencia de Al u óxido de Al en la superficie del recubrimiento inhibe la formación local de la capa de fosfato de Zn afectando la uniformidad del tratamiento, por lo que resulta conveniente agregar pequeñas cantidades de fluoruro de Fe o Ni a la solución de fosfatos que penetien o disuelvan estas capas pasivas.

El tratamiento de prefosfatizado es de especial interés para la industria automotriz porque ademas de mejorar la adherencia de la pintura base automotriz y proveer protección adicional contra la corrosión, mejora favorablemente el desempeño del material en cuanto a su formabilidad, mientras que esto no sucede con el tratamiento de postfosfatizado [49].

2.2.8 Pintado con recubrimientos orgánicos.

Du inte los 80's hube un gran crecimiento en la producción de lamina galvanizada recubierta con varios tipos de pintura plastica, las cuales estan disponibles en una amplia gama de colores y texturas. Este tipo de recubrimientos ofrece ademas de resistencia a la corrosión y buena apariencia decoratíva larga vida en aplicaciones exteriores, buenas características de embutido y resistencia al calor [32].



Los recubrimientos organicos son aplicados en un proceso continuo en forma de una pelicula líquida o bien como un laminado que se pega al substrato con un adhesivo. El proceso de pelicula líquida inicia con la profunda limpieza de la lámina galvanizada y un tratamiento superficial para asegurar una adherencia uniforme y óptima del recubrimiento orgánico, enseguida se aplica una pintura base o primaria a través de rodillos, la cual es curada en un horno infrarrojo con una temperatura de 120 a 200°C, después de curada se aplica una segunda capa de pintura a través del método de rodillos invertidos para luego curarla en un horno de acabado. Cuando se requiere un texturizado se agrega un rodillo de acero con el patrón deseado inmediatamente a la salida del horno de acabado, el cual se aplica sobre el recubrimiento aún caliente. Finalmente la lámina es inmediatamente templada en agua con el fin de mantener el patrón y pasar a la seccion de corte y rebobinado

En el proceso de laminado despues de la limpieza de la lámina se aplica un adhesivo y la capa de pintura a través de un rodillo recubridor, enseguida la lámina se pasa a un horno infrarrojo que activa el adhesivo y cura la capa de pintura. Entonces el recubrimiento se pega a la lámina y es inmediatamente templada en agua [32].

Los recubrimientos más importantes son: PVC Plastisol (200μm), PVC Organosol (50μm), Acrilico (25μm), Fpoxico (5 – 15μm), Poliésteres (25μm) y PVF2 (27μm). La mayoria de estos recubrimientos exhibe buena formabilidad y resultan adecuados para operaciones como piensado, plegado, laminado y embutido ...



2.3 SISTEMA DE ALEACIÓN BINARIO Fe - Zn.

Cuando el substrato de acero es sumergido en el baño de Zn líquido, ocurren una serie de reacciones que dependen de la composición del baño y de los solutos del acero. Por lo que resulta de gran ayuda comprender las reacciones entre el Fe y el Zn para entender los recubrimientos galvanicos ", así como para determinar el equilibrio esperado bajo condiciones normales y explicar como se forma la unión entre el substrato y el recubrimiento"

2.3.1 Diagrama de fases Fe-Zn.

El diagrama de fases Fe-Zn ha sido el tema de estudio de muchos artículos, siendo modificado varias veces, especialmente en la sección rica en zinc, desde su presentación en 1938 [33.50]. El diagrama de fases más ampliamente aceptado es el de Kubachewski (Figura 2.6), del cual se muestra la porción rica en Zn en la Figura 2.7 [33]. Las fases encontradas en el diagrama estan representadas en la Tabla 2.1. Como se ve en la Figura 2.6, α es una solución solida de Zn en Le, mientras que η es una solución sólida de Le en Zn con solubilidad de 0.03° ₀. Entre estas dos soluciones sólidas terminales hay varios compuestos intermetálicos que varían con el incremento de Fe desde ζ , δ , Γ_1 y Γ [33.50]

			33,50]	
Fases	Formula	Estructura Cristalina	VHN (25 mg)	
η <i>7</i> n	Zn(Fe)	НСР	52	
۲	FeZn13	Monoclinica	208	
0	FeZn10	Hexagonal	358	
11	 Te>Zn21	1((505	
j	10/0	BCC	326	
αاد ⊤	Fe(Zn)	BCC	104	



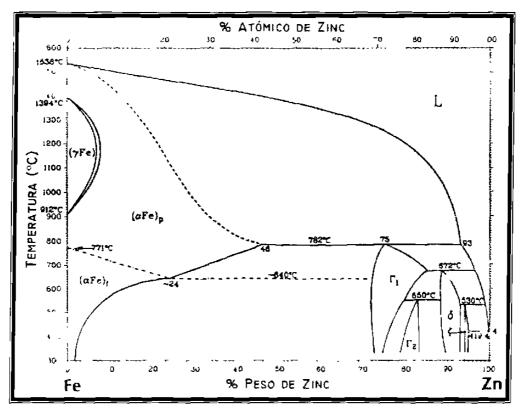


Figura 2.6. – Diagrama de fases del sistema binario Fe-Zn [33 40].

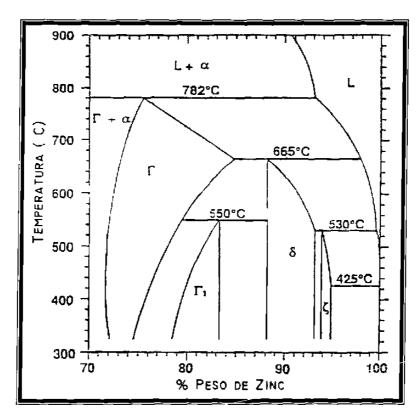


Figura 2.7. – Esquina rica en Zn del diagrama de fases del sístema binario Fe-Zn 33.



2.3.2 Descripción de las fases Fe-Zn.

El recubrimiento de galvanizado está adherido metalúrgicamente al acero por medio de una serie de capas de aleaciones de Fe-Zn. La calidad y aplicaciones del recubrimiento dependerán de las propiedades de las capas de intermetálicos formadas, que a su vez son fuertemente dependientes de la composición química y la temperatura del substrato, así como de la temperatura y composición del baño y el tiempo de inmersion.

Enseguida aparece una breve descripción de las fases intermetálicas de Fe-Zn formadas en los recubrimientos galvanizados por inmersión en caliente ordenadas según su contenido de Fe [33,50].

La fase zeta (ζ – FeZn₁₃), tiene un contenido aproximado de hierro del 5 – 6% en peso. Se forma a partir de la reacción peritéctica entre la fase δ y el Zn líquido a 530 ± 10 °C. En estudios de difusión controlada en ausencia de Al se encontró que la fase ζ se formaba entre la fase η y la fase δ . La fase ζ es isomorfa con una celda unitaria monoclinica y una estructura atomica que contiene un átomo de Fe y un átomo de Zn rodeados por 12 atomos de /n en los vertices de un icosaedro ligeramente distorsionado. Donde el icosaedro se une para formar cadenas y las cadenas se empaquetan en un arreglo hexagonal ¹⁵³.

La fase delta (δ – FeZn₁₀), tiene un intervalo de composición de Fe de 7.0 – 11.5% en peso y una celda unitaria hexagonal. Es formada a partir de otra reacción peritéctica, ahora entre la fase Γ y el Zn líquido a 665°C ^[33]. En el pasado en inmersiones de largo tiempo y alta temperatura se encontró que la fase δ había sido dividida en dos fases con diferente morfología, la fase δ_{1P} que correspondía a la zona rica en Zn y tenía una apariencia colun nar y la fase $\delta_{||}$ con una apariencia compacta que correspondía a la parte rica en Fe. Actualmente se refiere a ambas estructuras como fase δ pues se sabe que ambas morfologías presentan un patron identico de rayos X, tienen la misma



estructura cristalográfica, en tanto que el parámetro de red varía continuamente en todo el intervalo de la fase $\delta^{\{33.5^{-}\}}$.

l a fase gamma 1 (I — FesZn₂), tiene una estructura de red cubica centrada en las caras con un intervalo de compasión de Fe de 17 – 19.5% en peso a 450 C. Se forma a partir de la reacción peritectoide entre la fase Γ y la fase δ a 550 ± 10°C. La fase Γ_1 aparece como una delgada capa continua entre las capas de Γ y δ y puede ser producida por calentamientos a bajas temperaturas y largos periodos de tiempo. Está fase tiene los valores reportados de dureza más altos de los 4 intermetálicos [33].

La fase gamma ($\Gamma - \mathrm{Fe_3} \mathrm{ZN_{10}}$), tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo con un intervalo de composición de 23.5 – 28.0% en peso a 450°C. Se forma a partir de la reacción peritectica a 782 C entre el Fe α y el Zn líquido exibiendo una solubilidad maxima de Le en Zn a la temperatura peritéctica de la fase δ (665 C) ³³¹.

2.3.3 Morfología y formación de las fases Fe-Zn.

Cuando la lámina se sumerge en el baño de Zn fundido a las temperaturas típicas de galvanizado (450 – 490°C) y de acuerdo al diagrama de fases Fe-Zn de la Figura 2.3, se propone la formación de las siguientes fases: Fe α saturado de Zn, una capa de fase Γ , una capa de fase δ , una capa de fase ζ y una capa de fase η [33]. Comenzando por el acero base cada capa contiene una cantidad de Zn más alta hasta llegar a la capa externa, que es prácticamente Zn puro, sin existir una línea real de demarcación entre el acero y el Zn sino una transición gradual a traves de una serie de intermetalicos Le-Zn

Sin embargo, la secuencia de formación de las fases de Fe-Zn ocurre en la interfase entre el substrato y el Zn líquido comenzando por una capa de la fase ζ , seguida por la capa de fase δ y después de un período de incubación (30s) la capa de fase Γ (que por ser muy delgada contiene a Γ y Γ_1) [33]. La Figura 2.8 muestra un esquema de la secuencia de formación de fases Fe-Zn en un acero ULC galvanizado.



2.4 MANEJO DEL BAÑO DE ZINC.

El manejo del baño ha sido aceptado recientemente como un componente crítico del proceso de galvanizado por inmersión en caliente ^[52], desarrollándose una tremenda cantidad de información sobre los fenómenos ocurridos en el baño de galvanizado en los ultimos 15 años ^[53]. Donde el punto principal ha sido el entendimiento de la química del baño con énfasis en el Al, su interacción con el Fe y su influencia en las condiciones de proceso, realizando balances de materia para determinar la proporción de Al en el recubrimiento, la escoria y el baño ⁵. Ademas se ha refinado el conocimiento sobre la relación existente entre el Zn. Al y Fe dentro del baño y documentado la influencia de las propiedades físicas y químicas de la escoria formada en el crecimiento y disolución de la misma ^[53].

Hoy se sabe que el flujo en el baño se debe principalmente al movimiento de la lámina y la distribución de temperaturas, y que es influenciado significativamente por factores de diseño como el ángulo de entrada de la lámina, la profundidad y el tamaño de la paila, así como la profundidad del rodillo sumergido. De manera similar algunas variables operativas como la temperatura, velocidad y ancho de la lámina también influyen en el flujo

2.4.1 Influencia de los aleantes en el baño.

En el baño de Zn se agregan elementos de aleación en cantidades generalmente menores al 0.2% en peso y sirven para distintos fines. Por ejemplo el Al se agrega para controlar la cinética de reacción entre el Zn y el acero del substrato además de mejorar la apariencia y resistencia a la corrosión del recubrimiento, mientras que la adición de Pb en el baño es capaz de reducir la tensión superficial del líquido en más de un 40% mejorando la fluidez del Zn líquido, además de favorecer el crecimiento dendrítico [54].

Los elementos de aleación existen en dos formas dentro del baño, como solución liquida y formando particulas intermetalicas solidas. 54.



Adiciones de Ni sirven para controlar los problemas de reactividad causados por el contenido de Si y P en el acero, sin embargo su adición induce un nuevo defecto que es el atrapamiento de las particulas de escorias flotantes en el recubrimiento además que su incremento en el baño disminuye la solubilidad del Fe ^[54]. Mientras que la adición de Mn al baño afecta la formación de la capa inhibidora interfasial de Fe-Al al reducir el Al total en el recubrimiento además de alterar la distribución del Al en el recubrimiento, consecuentemente su adición aumenta la rapidez de formación de los intermetálicos de Fe-Zn en el recubrimiento ^[55].

La adición en el baño de Al. Mg. Sn y Cd no influencía el crecimiento dendrítico, sin embargo adiciones de Sb y Bi si lo hacen al segregar durante el crecimiento y disminuir la tension superficial resultando en granos de mayor tamaño. Por otro lado la presencia de Pb. Sb y Al en el recubrimiento reduce el brillo superficial [33]. Con el fin de tavorecer el crecimiento dendrítico aumentando así el tamaño de la flor, se agregaba hasta 1.0% de plomo como elemento de aleación al baño de Zn fundido de los primeros recubrimientos galvánicos, pero debido a cuestiones ambientales se ha reducido su uso notablemente durante los últimos 25 años a menos del 0.15% e incluso hasta 0.03%. Sin embargo este contenido es suficiente para desarrollar un crecimiento dendrítico durante el proceso de solidificación [56].

I as adiciones de Pb y Sb tienden a bajar la tensión superficial en el Zn fundido, promoviendo la tormación de flor en el recubrimiento, además que por su baja solubilidad en el Zn solido segregan durante la formación de dendritas aumentando el tamaño y definiendo la forma de la flor al reducir el número de sitios de nucleación e incrementando la velocidad de crecimiento dendrítico al reducir la energía interfasial sólido líquido en el recubrimiento. Prácticamente para obtener un patrón de flores grandes y bien definidas en el recubrimiento se agrega 0.05 – 0.15% de Pb al baño [33.56], mientras que para aplicaciones que requieran una alta calidad de pintado se recomienda agregar menos de 0.01% de Pb con el fin de inhibir la formación dendrítica y desarrollar un patrón de crecimiento de grano celular que se forme sobre la superficie del acero y crezca hacia la superficie libre creando una superficie con un acabado muy liso y suave



que es apta para el proceso de pintado utilizado en aplicaciones automotrices. Además los recubrimientos libres de plomo tienen la ventaja de no ser susceptibles a la corrosión intergranular, que es un mecanismo de fractura del recubrimiento común en ambientes húmedos y es causado por la concentración de Pb en los límites de grano de las flores del recubrimiento [56].

2.4.2 Bajas adiciones de aluminio.

El Al es probablemente el elemento de aleación más importante en el baño de una CGL, el cual se requiere en diferentes niveles para producir propiedades especificas diferentes en el producto recubierto [33,50,55].

Muy pequeñas cantidades de Al son agregadas deliberadamente al baño para: (1) mejorar el lustre o reflectividad del recubrimiento. (2) reducir la oxidación en el baño y (3) obtener un recubrimiento dúctil al suprimir la formación de las fases frágiles de Fe-Zn ^{-3.5} . Los dos primeros efectos se obtienen al formarse una capa continua de Al₂O₃ sobre la superficie del recubrimiento que actua como una barrera en la difusión entre los atomos de Zn y O inhibiendo la oxidación posterior, tanto en la lamina como en el baño ^[3.4]. Mientras que el tercer punto se obtiene al agregar un 0.1 – 0.3% en peso de Al al baño con el fin promover la formación de una muy delgada capa de Fe₂Al₅ (0.1 – 0.3μm) en la interfase del substrato y el recubrimiento que contiene hasta el 50% ó más del total del Al en el recubrimiento ^[33,57,55] y que inhibirá momentáneamente la formación de los intermetálicos de Fe-Zn (por lo que comúnmente se le conoce como capa inhibidora) ^[33,50,54,55,57,58]. Por esta razón el contenido de Al en el baño es mantenido más bajo para recubrimientos GA (0.13 – 0.14% en peso) que para galvanizado (0.18 – 0.20% en peso) con lo que se desarrollan únicamente las fases más ricas en Fe ^[55]. La Figura 2.10 muestra la capa de inhibición Fe-Al.

La adición de Al permite darle un alto grado de formabilidad al recubrimiento y mantener una buena adhesión del mismo durante las operaciones de formado, al ser usado en cantidades tan pequeñas es despreciable la afectación en las propiedades de



resistencia a la corrosión y soldabilidad en el material. Además al inhibir la reacción de difusion entre el Zn y el Fe permite obtener recubrimientos mucho más delgados, obteniendo una excelente mojabilidad y una mejor calidad superficial ^{157,58]}.

El efecto de inhibición es transitorio y su duración dependerá del contenido de Al y Fe en el baño, la temperatura y agitación del mismo, así como de la rugosidad de la lámina y la presencia de Si en el substrato [33].

Al analizar los recubrimientos se encuentran contenidos de Al de 0.25 – 0.40% en volumen, a pesar de que el baño sólo contiene 0.15 – 0.17% de Al. Esto se debe a la fuerte afinidad del Al por el Fe. concentrándose en la interfase entre el acero y el zinc creando zonas de enriquecimiento de Al. Donde la cantidad de esta aleación intermetalica interfasial es independiente del peso del recubrimiento por lo que hay un gran porcentaje de Al en este ligero recubrimiento [58].

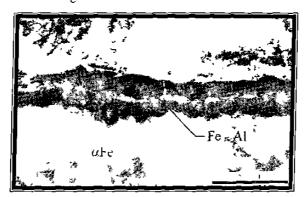


Figura 2.10. – Micrografía de la capa de inhibición Fe-Al en un recubrimiento GA [59].

La concentracion a esperar de Al en el recubrimiento, sin considerar la capa interfasial sería la del baño, sin embargo sólo el 0.05% de Al es soluble en Zn a temperatura ambiente, por lo que el enriquecimiento en Al se dará en las fronteras de grano de Zn o en las regiones interdendríticas [57].

Mayores cantidades de Al pueden agregarse al baño con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión a través de la formación de microestructuras bifásicas en el recubrimiento que forman productos de corrosión más pasivos. Dos aleaciones de este



tipo se trabajan actualmente a nivel comercial, el galfan que trabaja con la composición eutéctica 5% Al y 95% Zn, y el galvalume que utiliza un 55% de Al. Debido a que el galfan tiene un punto de fusión menor que el Zn puro la reacción exotérmica no es problema, sin embargo la situación es diferente para un 55% Al con un punto de fusión mayor a 600°C, por lo que se le agregan pequeñas cantidades de Si a la formula del galvalume [50]. La Figura 2.11 muestra el diagrama de equilibrio Al-Zn.

Controlar el Al en el baño de Zn resulta complicado por el hecho de que el Al está presente en dos formas dentro del baño, disuelto en la fase líquida de Zn y formando particulas intermetálicas. Al aluminio en solución líquida se le conoce como Al efectivo o activo y es el responsable de inhibir la reacción Fe-Zn durante el galvanizado [33,54].

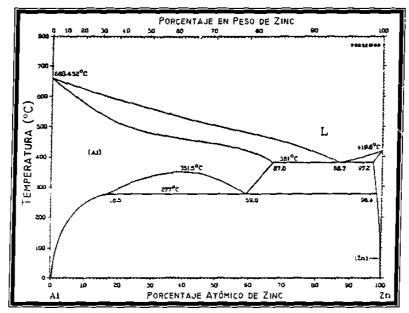


Figura 2.11. – Diagrama de equilibrio del sistema de fases binario A! – Zn [33].

2.4.3 Inhibición de las reacciones Fe-Zn.

La inhibición de la formación de compuestos de Fe-Zn puede ser el resultado del desarrollo de una capa continua del compuesto que está en equilibrio en el baño de Zn, que puede ser ζ, δ, ο Fe₂Al₅ dependiendo del contenido de Al en el baño. Donde de acuerdo al diagrama ternario de fases Zn-Fe-Al (Figuras 2.12 y 2.13) el equilibrio de las interfases solamente será alcanzado una vez que hayan aparecido todos los



intermetálicos de Fe-Zn, quedando en equilibrio termodinámico la fase δ , el hierro α y la capa de la fase Fe₂Al₅. El origen de la capa de inhibición dependerá de la concentración de Al en el baño, donde de acuerdo al diagrama el contenido mínimo de Al necesario para un efecto completo de inhibición por Fe₂Al₅Zn_X es aproximadamente de 0.15% en peso de Al a 450 C, que es ligeramente mayor que la concentración correspondiente al cambio de fase δ a Fe₂Al₅Zn_X [35]. La Tabla 2.2 resume las microestructuras encontradas en el galvanizado basadas en el contenido de Al e indica que sólo la fase Fe₂Al₅Zn_X (η) es capaz de inhibir la formación de compuestos intermetálicos de Fe-Zn [33].

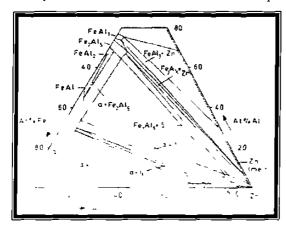
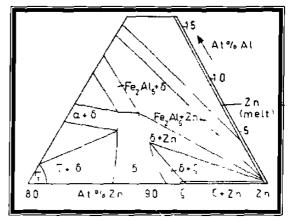


Figura 2.12. – Diagrama de equilibrio de fases ternario Zn-Fe-Al a 450°C [33].



Tasa de

Tasa de

Tabla 2.2. – Resumen de microestructuras encontradas en recubrimiento galvanizado continuo
basadas en el contenido de Al [33].

Compuesto Intermetálicos Características

Al (%)	de Equilibrio	en el Recubrimiento	de Capa de Aleación	Nucleación (núcleos/s)	Crecimiento (µm/s)
0 100	ζ	ζ/δ/Γ1/Γ	Continua	ζ≈ 1018	Hasta ≈ 10
0 100-0 135	δ	ζδΓ1Γ	Con huecos	ζ≈ 1018	≈ 1
0 135-0 -40	, <u> </u>	Mayormente C	Discontinua	ζ≈ 1015	$\zeta \approx 0.5$ $\eta \sim 0.05$
0 140-0 145	η	ζ-η	Disolución de ζ	ζ, η≈ 1012	$\zeta \approx 0.1$ $\eta \approx 0.05$
0 145-0.150	η	Mayormente ζ	Disolución de ζ	η ≈ 1012	η ≈ 0.05
> 0.150	η	η	Inhibición Completa	η≈ 1012	η ≈ 0.05



El período de incubación termina con la fractura de la capa inicial, seguida por un rápido ataque al acero del substrato. Por esta razón, en la producción comercial el tiempo de inmersión se mantiene por debajo del período de incubación obteniendo un producto altamente dúctil [50].

2.4.4 Formación de escoria.

La formación de escoria en el baño de una CLG incrementa el consumo de Zn y reduce la calidad del recubrimiento y la eficiencia de línea de producción ^[60]. La escoria se forma en el baño a partir de las reacciones entre Fe, Al y Zn, y se define como una aglomeración de compuestos intermetálicos de Fe-Al o Fe-Zn ^[61], que tiende a formarse en la paila cuando el Al y el Fe están presentes en concentraciones superiores al límite de solubilidad. Los compuestos intermetálicos problemáticos se identifican como escorias superiores o flotantes (Fe₂Al₅Zn_X) con una densidad menor que la del zinc líquido y escorias inferiores de fase δ (Fe/Zn₇) saturada de Al en el fondo de la paila ^[33]. Las Γiguras 2.14 y 2.15 corresponden a micrografías de partículas intermetálicas o escoria, en cuyo análisis se identificaron dos tipos de intermetálicos: las partículas grandes y grises formando fase δ (2.11% Al. 6.26% Fe, 91.63% Zn), mientras que las partículas pequeñas y negras son Fe₂Al₅Zn_X (40% Al, 40%Fe, 20% Zn).



Figura 2.14. – Micrografía óptica de partículas de escoria [52].



Figura 2.15. – Imagen de partículas de escoria obtenida por SEM [52].



La cristalización de escorias es inevitable incluso si se mantiene una adecuada química en el baño ``, ya que su formacion y movimiento se relaciona con la adicion de Al en el baño, la disolución de Fe procedente de la lámina y la falta de homogeneidad en la mezcla y uniformidad en las temperaturas [61-62].

Según Ajersch F. y col. ^[61] en operaciones inestables del baño de una línea de producción de galvanizado (Al > 0.16%) se presentarán solamente partículas de escoria superior (Fe₂Al₅), mientras que en las de líneas de GA (0.13 – 0.14% Al) generalmente se presentarán ambos tipos de escorias, con escorias de tipo superior pequeñas en proceso de disolución y grandes escorias de tipo inferior ^[61].

El levantamiento de escoria es la mayor causa de defectos en el recubrimiento durante las transiciones de GA a galvanizado, ya que la concentración de escoria en el baño durante la transición es alta pues la escoria inferior acumulada se transforma en escoria flotante ascendiendo a la superficie. Además el Al se incrementa rápidamente durante la transición disminuyendo la solubilidad del Fe y resultando en la formación de un gran número de pequeñas partículas de escoria [62]. Donde la reacción está gobernada por la Ecuación (2.3) [54].

$$2FeZn_7(Escoria\ inf.) + 5Al \rightarrow Fe_2Al_5(Escoria\ sup.) + 14Zn$$
 (2.3)

Se puede apreciar que la cantidad y tamaño de las partículas de escoria formadas en la transicion dependerá de muchos factores, como la cantidad y tamaño de la escoria inferior acumulada, el proceso de adición de Al y el control de la temperatura del baño durante la transicion. Sin embargo la severidad del levantamiento de escoria puede ser controlada y remediada optimizando el manejo del baño y la programación de productos durante los cambios de campaña de GA a galvanizado [62].

Se mencionan algunas prácticas usadas para reducir la formación de escoria en el baño al reducir el contenido de Fe y Al o bien minimizando los cambios en la distribución de temperaturas en la paila [60].



- Mantener la temperatura de entrada de la lámina apenas ligeramente arriba que la temperatura del baño para compensar parcialmente la pérdida de calor en el baño [60].
- ➤ Mantener el contenido de Al marginalmente arriba del punto de inflexión en la producción de GA para asegurar que las partículas intermetálicas formadas sean en su mayoría del tipo de escoria superior ^[60].
- Fliminar el uso de bloques muy grandes: fundir un bloque de 1 Ton produce una caida de 10°C en la temperatura de 60 Ton de Zn fundido si no se está calentando el baño 6°.
- Mantener los inductores operando constantemente para minimizar las fluctuaciones de temperatura [60].
- ✓ Usar un baño prefundido para minimizar el impacto de la carga en su temperatura y abandonar el uso de barras aclaradoras (10% Al-Zn) como fuente principal de Al en el baño [60].
- Refinar la programación de producción para minimizar las variaciones de Al y temperatura [60].
- Optimizar el proceso de limpieza del baño para remover los finos de Fe [60].



2.5 TERMOGALVANIZADO.

Los recubrimientos termogalvánicos (GA) son en esencia recubrimientos que han difundido al exponer al acero galvanizado a una temperatura de recocido de $538 - 565^{\circ}$ C por un cierto tiempo a través de un horno colocado directamente sobre la paila, permitiendo la difusión y aleación del Zn del recubrimiento con el Fe del acero cuyo resultado final es un recubrimiento con una aleación 90% Zn y 10% Fe [33,63-65]. La Figura 2.16 muestra el esquema de un recubrimiento GA obtenida por mieroscopia electrónica de transmisión (TEM) y por microscopia electrónica de barrido (SEM). Donde la principal diferencia entre ambas es que en la observación realizada en el SEM desaparece la fase Γ_1 y la fase ζ aparece continua, mientras que esto no sucede en la observación realizada en el TEM [59].

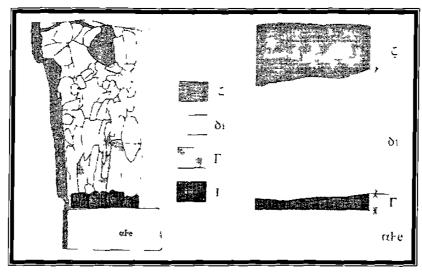


Figura 2.16. – Esquema de un recubrimiento GA obtenida por a) TEM, b) SEM [59].

Se ha incrementado el uso de los recubrimientos GA en la industria automotriz debido a su mejor soldabilidad y pintabilidad, además de que los paneles de GA pintados también presentan una excelente resistencia a la corrosión ^[59,64-66]. Sin embargo los compuestos intermetálicos que caracterizan a los recubrimiento GA son frágiles y tienden a formar polvos durante las operaciones de formado. Para reducir la tendencia a formar polvos en estos recubrimientos es necesario tener un buen control sobre el ciclo térmico del GA, la química del baño y el peso del recubrimiento ^[64].



La resistencia a la corrosión y la soldabilidad del GA dependen de la composición en el recubrimiento, particularmente de la fase δ sin ser afectadas por la presencia de otras fases, mientras que la formabilidad depende de la estructura del recubrimiento por lo que resulta sensible a la presencia de fases con diferentes propiedades mecánicas como la fase ζ que es suave y genera esfuerzos de corte mayores, o la fase Γ que es frágil y dura, el aumento en el espesor de ambas fases disminuye la formabilidad del recubrimiento al provocar su desprendimiento durante el formado [65].

La sección transversal de la microestructura en un recubrimiento GA se clasifica como sigue [17]:

- Tipo 0 subaleado, conteniendo principalmente fase \(\).
- Tipo 1 óptimo, con una fase gamma menor a 1μm y una sobrecapa de fase δ con pequeños cristales entremezclados de fase ζ.
- Tipo 2 sobrealeado, con fase gamma > 1µm y una sobrecapa de fase δ agrietada en los planos basales y ocasionalmente una capa superior de fase ζ.

2.5.1 Cinética de fases.

Enseguida se describe la secuencia de formación del recubrimiento GA (Figura 2.17), sin embargo se aclara que ésta depende de los parámetros de proceso, la composición del baño y del substrato de acero [33].

- t₀ Se desarrolla la capa interfasial inhibidora de Fe-Al en el acero durante la inmersión cuya eficiencia dependerá del contenido de Al, el tiempo de inmersión y la temperatura del baño [33].
- t₁ Se rompe la capa de inhibición durante el recocido provocando nucleación y crecimiento de fase δ en la interfase, donde la rapidez de ataque de Zn dependerá de los aleantes del substrato y la temperatura de recocido [33].
- t₂ Difusión y crecimiento columnar de la fase δ y transformación de la fase ζ en tase δ. Lormación de fase 1 en la interfase del acero y posible nucleación en la interfase del liquido de nueva fase ζ por sobresaturación de Fe [53].



- > t_3 A mayores tiempos de recocido ocurre un agotamiento del Zn y consumo de la fase η en el recubrimiento. la fase δ continua creciendo y empujando a la fase ζ a la superfície y manteniendo constante el espesor de la fase Γ (1 μ m) [33].
- r t₄ A mayores tiempos de recocido continua el crecimiento difusional de la fase δ consumiendo a la fase ζ, mientras se mantiene constante el espesor de Γ (1μm) ^[33].
- r ts Al alcanzar la superficie la fase δ sirve como el lado rico en Zn para el par de difusión Fe-Zn permitiendo el crecimiento de la fase Γ a expensas de la fase δ [33].

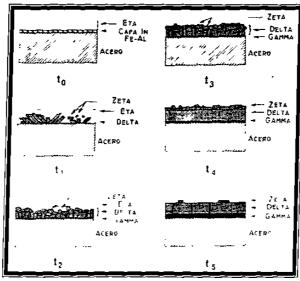


Figura 2.17. - Secuencia de formación del recubrimiento GA [33].

2.5.2 Parámetros del proceso.

Además de las variables asociadas al proceso de galvanizado por inmersión en caliente como el contenido de aleantes en el substrato o la temperatura y composición del baño, una variable de gran importancia en el proceso de GA es la velocidad de la linea que controla las variables dependientes del proceso como son: la temperatura y el tiempo de sostenimiento y las velocidades de calentamiento y enfriamiento [33].

La adición de Al en el baño prolonga el período de incubación e inhibe la reacción Fe-Zn tanto como es posible, sin embargo una vez que la reacción ha comenzado el contenido de Al favorece el crecimiento de la fase δ sobre el de la fase $\zeta^{\{65\}}$. Por lo tanto el contenido de Al en el baño debe ser lo suficientemente alto para permitir la formación



de la capa inhibidora controlando el espesor del recubrimiento a la vez que permite que las partículas formadas en el baño floten, pero no debe ser tan alto que impida el desarrollo de las reacciones Fe-Zn durante el recocido en el proceso de GA [33].

Por otro lado la velocidad de calentamiento durante el proceso de GA debe ser lo más alta posible para limitar el crecimiento de las fases ζ y $\Gamma^{[33]}$. Para lograr una microestructura óptima en el recubrimiento se debe tener un excelente control sobre la formación de la capa inhibidora en la inmersión, así como sobre su posterior rompimiento y la nucleación y crecimiento de las fases Fe-Zn durante el recocido. Donde el espesor, composicion e identidad de estas fases son controlados por la concentración de Al efectivo y la química del substrato 661 .

El proceso de rompimiento de la capa inhibidora en la reacción de GA inicia en las fronteras de grano de ferrita, al enriquecerse con Zn, para luego enriquecer toda la capa. Para lograr esto es necesario recalentar la lámina reiniciando así la reacción de difusión Fe-Zn al romperse la capa de inhibición Fe-Al rápidamente [66].

Por su parte la química del substrato puede influenciar la microestructura del GA a través de fenómenos como el enriquecimiento superficial debido a oxidación selectiva, la formación de capas intermetalicas por elementos del substrato y la reducción de oxidos superficiales por el AI en el baño. Ademas se ha propuesto que el C y P del substrato retardan la reacción de aleación entre el Fe y Zn durante el proceso GA, proponiéndose que estos elementos segregan a las fronteras de grano limitando la difusión de los átomos de Zn en el substrato de ferrita. Mientras que adiciones de Ti en el substrato promueven la reacción de aleación al reducir el C libre [66].

2.5.3 Integridad del recubrimiento.

La ductilidad del recubrimiento depende de varios factores como el tamaño de grano, orientación cristalográfica, temperatura, espesor y composición de fases de la capa de compuestos intermetalicos. Los recubrimientos de Zn fallan como resultado de



la remoción de partículas durante el formado, donde las fallas en los recubrimientos se clasifican en [33]:

- Polvos formación de partículas por grietas en el recubrimiento que producen partículas más pequeñas que el espesor del recubrimiento [33].
- Hojuelas formación de particulas planas al separarse la interfase con el substrato por falta de cohesion produciendo particulas de tamaño similar al espesor [33].
- Asperezas da
 ño resultante por partículas adheridas a la superficie de la herramienta
 que posteriormente rayan o se adhieren al recubrimiento [33].
- Fractura fractura a través de la interfase sin existir problemas de cohesión [33].

La generación de polvo en el recubrimiento durante el formado está en función de muchos parámetros relacionados a las prácticas de producción, aunque probablemente la característica del recubrimiento con mayor impacto en la formación de polvos sea su espesor, ya que la cantidad de polvos aumenta directamente al incrementar el espesor del recubrimiento [63]. La Figura 2.18 muestra un esquema de la formación de polvos.



Figura 2.18. –Formación de polvos y hojuelas en el recubrimiento GA [33].

La formación de polvos en el recubrimiento es función de la microestructura, en la cual se deben considerar el tamaño relativo de las tres fases y no solo el espesor de la fase Γ o la razón de fases ζ / δ . Mientras que el contenido de Γ e en el recubrimiento es también un factor importante en la generación de polvos, donde valores mayores al 10% aumentan significativamente la tendencia a la formación de polvos $\frac{[64]}{\delta}$.

Al someter un material recubierto bajo condiciones de deformación donde se produzcan esfuerzos de corte por destizamiento, se deben reducír el espesor de las fases ζ y Γ , con el fin de evitar la alta formación de polvo. Como la resistencia a formar polvos de recubrimientos GA está en función del espesor del recubrimiento y la fase Γ .



donde el esfuerzo de corte es proporcional a la suma de la dureza multiplicada por el espesor de la capa, la resistencia al desprendimiento del recubrimiento dependerá principalmente de la capa mas dura Γ y del espesor total del recubrimiento $^{[65]}$. Sin embargo a pesar de ser la zona más frágil en el recubrimiento GA, la fase Γ no es crucial en la generación de polvo si se limita a un espesor pequeño $^{[63]}$.

Entonces el acero recubierto GA deberá reducir los espesores de las fases ζ y Γ tanto como sea posible, además de tener una estructura predominantemente compuesta por fase δ , con el fin de alcanzar la formabilidad necesaría para aplicaciones automotríces. Prácticamente las condiciones de procesamiento ideales para este proposito son una alta concentración de Al en el baño de Zn fundido, una alta velocidad de calentamiento en el horno $G\Delta$ y una temperatura de recocido cercana a 500 C^{-1651} .



2.6 GALVANIZADO DE ACEROS IF.

Los aceros IF ofrecen ventajas significativas como producto laminado recubierto con excelente formabilidad y alta resistencia. Sin embargo, la presencia de elementos en solución tan reactivos como el Ti o Nb tienen una gran influencia en el proceso de recubrimiento. Está claro que las propiedades de cualquier recubrimiento dependerán de su microestructura, específicamente de la microestructura desarrollada de la reacción superficial inicial en el baño. Los aceros IF Ti y IF Ti-Nb proveen límites de grano libres de intersticiales que aceleran las reacciones en la interfase Fe-Zn. Por otro lado, la termodinámica dice que un elemento reactivo como el Ti tenderá a formar oxídos superficiales durante el proceso de recocido continuo [67].

Como resultado de la estabilización del C y N en los aceros IF utilizando Ti. la presencia de superficies y fronteras de grano altamente reactivas incrementa la presencia de estructuras tipo explosión en los aceros IF durante el galvanizado, consecuentemente los substratos con aceros IF tienen una influencia significativa sobre la cinética de formacion del recubrimiento ⁶⁷.

2.6.1 Efectos superficiales.

Investigaciones sobre la superficie de hojas de acero tratadas han demostrado que ocurre una oxidación selectiva de los elementos Mn, Si, Al, V, Cr y Ti concentrándose los óxidos en los límites de grano. Donde las partículas de óxido sobre la superficie pueden influenciar la formación de recubrimientos de Zn al disminuir la mojabilidad de la superficie y proveer una barrera a la difusión necesaria para la formación de los compuestos intermetálicos Fe-Zn [67].

Los oxidos no forman una capa continua sino que estan presentes en forma de islas, en el caso de aceros estabilizados con 1i, el 1iO₂ estara presente en la superficie como una fase independiente menor a 10nm, mientras que para los aceros estabilizados con Nb, el óxido de Nb no se presenta en la superficie [67].



En un estudio reciente ^[67], se encontró que el alto contenido de Ti favorece la formación de aleaciones dentro del baño, debido a que el incremento de Ti provee una mayor cantidad de Li libre que permite aumentar el enriquecimiento superficial.

Se ha documentado que en baños con bajo Al (< 0.25%), al galvanízar aceros IF resultan áreas localizadas de crecimiento acelerado de fases Fe-Zn, conocidas como estructuras tipo explosión, las cuales se forman directamente durante el galvanizado e influencian adversamente las propiedades y microestructura del recubrimiento ^[67]. La Figura 2.19 muestra un esquema de la formación de una estructura tipo explosión, mientras la Figura 2.20 muestra el posterior desarrollo de la capa de Zn.

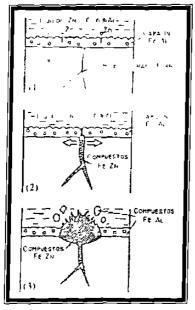


Figura 2.19. – Formación de una estructura tipo explosion

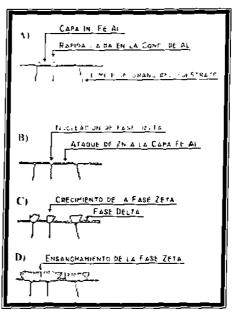


Figura 2.20. – Formación de compuestos Fe-Zn posterior a la explosión [3.47].

2.6.2 Morfología.

Se ha demostrado que el contenido de C en hojas de acero está inversamente relacionado con la rapidez de aleación en el recubrimiento, es decir que conforme el contenido de C aumenta la rapidez de aleación disminuye. Sin embargo, el efecto de inhibición del C decrece durante la formación de carburos lo cual indica que el carbono en solución es la variable en cuestión y no el contenido total de carbono. Otra consideración química del substrato es el efecto del P, el cual es el mayor elemento de



aleación en la producción de aceros HSLA usados en aplicaciones automotrices. El P segrega a los límites de grano especialmente en presencia de formadores de C disminuyendo la actividad termodinámica de los límites de grano del substrato y retardando el crecimiento de las capas de Fe-Zn [67].

Un recubrimiento completamente aleado aparece a mayores valores de tiempo y temperatura. La Figura 2.21 muestra la cinética de formación con dos diferentes contenidos de Al en el baño y dos tipos de acero (DQSK y IF-Ti), donde el tiempo para lograr una estructura completamente aleada es mayor para mayores valores de Al en el baño. Ademas se puede apreciar que la adición de Ti reduce la temperatura y el tiempo necesarios para la obtención de un recubrimiento completamente aleado. La Figura 2.22 muestra el efecto de la adición de un 0.11% Ti en peso sobre el tiempo de formación un recubrimiento completamente aleado. Mientras que la Figura 2.23 muestra un resultado similar para un substrato IF Ti-Nb con 0.14% Al en el que la adición de Nb parece incrementar grandemente la reacción cinética [67].

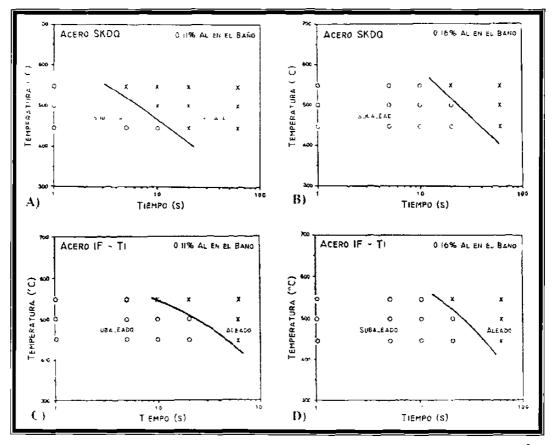


Figura 2.21. – Efecto del Al en la cinética de formación de dos aceros (IF y SKDQ) 6°.



Recientemente se ha demostrado que bajas temperaturas de sostenimiento (< 500°C) y bajos contenidos de Al en el baño resultan en una muy buena resistencia a la formación de polvos en los aceros IF con recubrimiento GA. Sin embargo, también se ha demostrado que a mayores temperaturas de sostenimiento con un tiempo de empapado muy corto podría igualmente producir un buen recubrimiento [67].

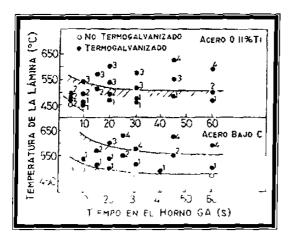


Figura 2.22. – l'fecto de la adicion de Li sobre la cinetica de formación del GA 17.

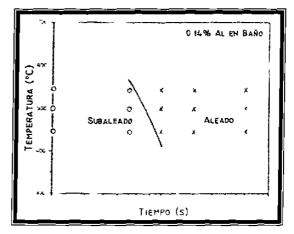


Figura 2.23. – Efecto de la adición de Nb sobre la cinética de formación del GA

2.6.3 Consideraciones adicionales.

Los efectos del endurecimiento por horneado en los aceros IF incrementan a mayor disolución y retención del carbono en solución sólida del acero, así como con el tamaño de grano. Por lo que el efecto del BH en los aceros IF se incrementa con ^[67]:

- 1. Bajos valores de la razón Nb C (≤ 1).
- 2. Altas temperaturas de recocido (= 850°C)
- 3. Entriamiento rápido (= 20 C/s), para prevenir la precipitación.
- 4. Evitar sobreenvejecimiento en línea.

Además para su procesamiento en una CGL es necesario tener un enfriamiento suficientemente rápido entre la temperatura de la paila (450°C) y los 200°C para evitar la precipitación del C en solución como Fe₃C. Con todo esto, las variables de proceso críticas del ciclo térmico requeridas para obtener carbono en solución pueden tener un



fuerte efecto sobre el galvanizado y el termogalvanizado, particularmente sobre la cinética de reacción de las aleaciones Fe-Zn [67].

En los aceros IF HSS adicionados con alto P se utilizan pequeñas cantidades de B para evitar la segregación del P a los límites de grano que perjudiquen la formabilidad del material. Por lo que la reactividad de los límites de grano de los aceros IF HSS adicionados con P y B afectará significativamente las reacciones cinéticas en el baño de galvanizado y más adelante la formación de los compuestos intermetálicos durante el termogalvanizado [67].

En los aceros IF estabilizados con Nb o Fi el proceso de recubrimiento GA reduce el valor $r \ (\sim 0.20)$ y la elongación total (1 - 1.5%). Tanaka y col. ^[67], sugieren que se debe redefinir la composición y el procesamiento con el fin de compensar el decremento en las propiedades del material, para lo cual se recomienda lo siguiente ^[67]:

- 1. Reducir el nivel de $C \le 0.0024\%$.
- 2. Usar un tratamiento termomecánico.
- 3. Recocer a altas temperaturas (860 870°C).



CAPÍTULO III

SOLDADURA POR RESISTENCIA.

3.1 INTRODUCCIÓN.

La soldadura por resistencia (RW por su nombre en inglés, resistance welding) abarca los procesos de soldadura en que el calor utilizado para unir las piezas es generado por la resistencia ofrecida por esas mismas piezas al paso de una corriente eléctrica. Dentro de esta familia se encuentra la soldadura por puntos (RSW por su nombre en inglés, resistance spot welding) que ocurre a través de la fusión localizada y coalescencia de un pequeño volumen de material debido al calentamiento generado por el paso de una alta corriente electrica mantenida durante un lapso de tiempo. La fusión tiene lugar en la interfase entre las piezas metalicas mientras se mantienen juntas a traves de una presión aplicada por los electrodos que suministran la corriente [68-73], y difiere de otras formas de soldadura en que no utiliza elementos adicionales como varillas de relleno o fundentes produciendo una soldadura muy limpia [68.73].

Las superficies de contacto son calentadas por un corto pulso de corriente de bajo voltaje y alto amperaje, produciendo un botón de soldadura ^[70-73]. Donde el metal líquido es contenido por la presión aplicada por la punta de los electrodos y el metal solido que le rodea, retinandose el grano en el boton como efecto de la tasa de solidificación resultante. El mientras que el tamaño y la forma de las soldaduras individuales dependeran principalmente del tamaño y el contorno de las caras de los



electrodos ^[70], que son generalmente hechos de cobre, ya que el cobre presenta una baja resistencia eléctrica y una alta conductividad térmica, lo cual asegura que el calor se genere en la pieza de trabajo y no en los electrodos ^[68 73]. La Figura 3.1 muestra un esquema del proceso de soldadura por puntos.

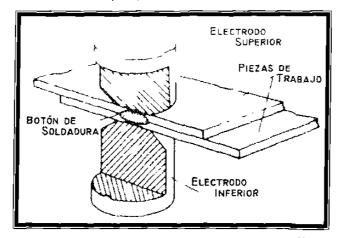


Figura 3.1. – Esquema del proceso de RSW ^{[*η}].

El calor generado dependera de la resistencia eléctrica. la conductividad térmica del metal y el tiempo de aplicación de corriente ^{168 %}. Concentrándose la mayor resistencia en la zona de contacto entre las dos piezas a unir debido al contacto de asperezas y la contaminación superficial, por lo que es allí donde tiene lugar el calentamiento y la posterior fusión del material ^[69].

La RSW fue inventada hace más de un siglo y con el tiempo ha evolucionado en un proceso de manufactura muy simple, de fácil automatización y que requiriere un mínimo de mantenimiento ^[74]. Su principal uso es la unión de hojas de metal traslapadas cuando no se requiere una unión hermética, normalmente su uso comercial se limita para laminas con espesores de hasta 6.4mm ^[68]. Por sus características es el proceso de soldadura preferido para la manufactura de artículos de producción en masa, de hecho es el principal proceso de soldadura utilizado en la industria automotriz ^{[7], [73,74]}. Las principales ventajas del proceso de RSW son que permite altas velocidades de operación, es fácil automatizar y de adaptarse a grandes líneas de producción junto a otros procesos de operación, además de ser muy económica y requerir un mínimo de mantenimiento ^[71,73].



Según Mitchell y Chang [75], las características de las operaciones de soldado prevalecientes en la industria automotriz actual incluyen [75]:

- 1. Un incremento constante en el uso del proceso de RSW.
- 2. Un alto volumen de producción.
- 3. Una alta inversión de capital y costo de herramientas.
- 4. Materiales que no pueden ser identificados por lote.
- 5. Determinación de la calidad de la soldadura a través de ensayos de arranque.

La RSW domina ampliamente la fabricación del cuerpo y partes estructurales en la mayoria de los autos. Hay en promedio entre cuatro y seis mil puntos de soldadura en el cuerpo y los componentes de un automovil ordinario (15 a 15 a 15), donde aproximadamente el 50% de ellos es realizado por soldadoras multiples automáticas, mientras que para el resto se utilizan soldadoras del tipo portátil [75]. Las grandes líneas de fabricación hacen rutinariamente más de dos millones de puntos de soldadura en un turno [73], mientras que un equipo manual de alto volumen produce arriba de diez mil puntos en las mismas ocho horas [75].

La RSW es económicamente el mejor de los procesos de fusión gracias a su alta velocidad de operación, pues normalmente una soldadura se realiza en fracción de segundos limitando el proceso a las velocidades de alimentación del material, desarrollando altas tasas de produccion con equipo que cuesta aproximadamente lo mismo que el equipo de soldadura por arco, además el proceso puede ser fácilmente automatizado y existe una gran variedad de equipo en el mercado [68]. Sí se incluyen los costos totales por adquisición y mantenimiento del equipo y consumo de electrodos el costo redondeado de la RSW es de 5 ¢ de dólar por punto de soldadura, considerando el promedio de puntos de soldadura realizados en un auto moderno resulta en un total de aproximadamente 200 a 300 dólares por carro [35].



3.2 FUNDAMENTOS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.

Las operaciones de soldadura por puntos envuelven la aplicación coordinada de corriente eléctrica y presión mecánica de magnitud y duración apropiadas ^[72-73,76]. La secuencia de operación debe desarrollar suficiente calor para llevar el volumen de metal continado al estado liquido, para luego enfriarlo rápidamente mientras se aplica la fuerza suficiente para unir las partes. Además la corriente y la presión deben ser lo suficientemente altas para formar el botón, pero no tanto como para provocar la expulsión de material, mientras que la duración debe ser lo bastante corta como para evitar el sobrecalentamiento de los electrodos ^[72].

Uno de los principios de la soldadura por resistencia es generar la energía calorífica rápidamente para minimizar la disipación del calor por conducción al material adyacente, lo cual se logra al pasar un alto valor de corriente a través de la zona de soldadura en un corto intervalo de tiempo. Mientras que otro principio es que la generación de calor sea mucho mayor en la zona de soldadura que en cualquier otro punto del circuito secundario.

3.2.1 Generación de calor.

El calor requerido para alcanzar los dos principios básicos es generado al hacer pasar una corriente a través de una resistencia eléctrica siguiendo la ley de Watt que se muestra en la Ecuación (3.1), donde W es la potencia en watts, I la corriente en amperes y R la resistencia en ohms [68.70]:

$$W' = I^2 R \tag{3.1}$$

Si esta potencia se mantiene durante un tiempo t (segundos), el calor generado en des se expresa conforme a la ley de Joule, mostrada en la Feuación (3.2), siendo proporcional al producto del cuadrado de la corriente aplicada, la resistencia y el tiempo ^{68 7(,72-73)}, donde parte del calor generado es utilizado para realizar la soldadura y el resto se pierde por conducción al metal circundante ^[72].

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



Ilay dos tipos de resistencia eléctrica presentes en el circuito secundario de la maquina soldadora que son la resistencia de un volumen de material en el circuito y la resistencia interfasial de las superficies de contacto. La resistencia de un material ofrecida a la corriente directa se conoce como resistividad y es una función de la composición y las dimensiones del material y varía con la temperatura, mientras que la resistencia al paso de la corriente alterna es mayor debido a la presencia de corrientes parásitas de Eddy generadas en el interior del conductor, lo cual se conoce como efecto piel e incrementa al aumentar la frecuencia o el área transversal del conductor ^[68]. Por otro lado, la resistencia interfasial es la resistencia al paso de la corriente a través de las superficies de contacto de dos metales y varía significativamente con la composición de los metales. La condicion superficial, el área de contacto y la presion aplicada ^[68 72].

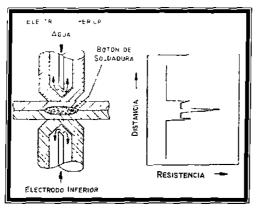
Las resistencias que componen el circuito secundario de la soldadora se consideran en serie, al pasar la misma corriente a través de cada una de ellas, por lo que el calor generado será proporcional al valor de la resistencia en cada punto [68,72-73]. Si se utiliza una soldadora bien diseñada y se utilizan los electrodos adecuados la resistencia interfasial entre las dos piezas a unir es usualmente más grande que cualquier otra sección del circuito secundario generándose también más calor [68].

La Figura 3.2 muestra las resistencias en serie que forman el circuito secundario de una máquina soldadora por resistencia y las piezas de trabajo, el cual se compone al menos de las siguientes siete resistencias (8.73,731):

- 1. Resistencia de volumen del electrodo superior.
- 2. Resistencia de contacto entre el electrodo superior y la lámina superior.
- 3. Resistencia de volumen de la lámina superior.
- 4. Resistencia de contacto entre las láminas superior e inferior.
- 5. Resistencia de volumen de la lámina inferior.
- 6. Resistencia de contacto entre el electrodo inferior y la lámina inferior.
- 7. Resistencia de volumen del electrodo inferior.



El calor es generado en las siete resistencias del circuito y no sólo en la interfase, en el que el flujo de calor desde la interfase es gobernado por el gradiente de temperatura establecido por la resistencia de los diferentes componentes del circuito. Los factores que afectan la cantidad de calor generado en la unión soldada a una corriente dada por unida de tiempo son las resistencias del metal soldado y los electrodos, las resistencias de contacto y las pérdidas de calor [72].



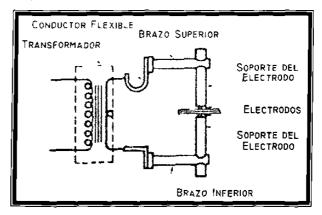


Figura 3.2. – Resistencias involucradas en el circuito secundario de la RSW [35 69,72].

Figura 3.3. – Componentes del circuito eléctrico de una máquina soldadora por puntos [69 -2].

3.2.2 **Equipo.**

El equipo necesario para la RSW puede ser simple y barato o complejo y costoso dependiendo del grado de automatización deseado. Las máquinas soldadoras se componen de tres componentes básicos [68.71-72]:

- Fel circuito eléctrico compuesto por un transformador de corriente, un interruptor y un circuito secundario (Figura 3.3) que incluye los electrodos y las piezas de trabajo [68 71-72]
- Fel circuito de control que regula el inicio y la duración del flujo de corriente a través de la pieza de trabajo, así como la intensidad del mismo [68,71-72].
- El sistema mecánico que consiste del bastidor, aparatos y accesorios que aplican la tuerza y mantienen unidas las piezas de trabajo durante el proceso [68 71-72].

El circuito electrico de las soldadoras puede ser de corriente directa o corriente alterna, siendo este último el más ampliamente utilizado, aplicando corrientes de 1,000 a 100,000 amperes dependiendo del tipo y espesor del material que se desea soldar ^[72].



Por su parte el sistema de control se divide en tres partes según su función: los contactores de potencia que conectan y desconectan la energía del circuito primario del transformador, el temporizador y el controlador de secuencia que controlan la secuencia y duración de los ciclos del proceso y elementos reguladores de corriente que controlan la salida de corriente en el secundario. Mientras el sistema mecánico debe ser capaz de aplicar una fuerza de forma rápida y controlada, para evitar que las caras de los electrodos se deformen al repetir el proceso cientos de veces [72].

3.2.3 Electrodos.

Los electrodos son los componentes del proceso de RSW que hacen contacto con las piezas de trabajo y conducen la corriente para efectuar la soldadura [68 72]. Los cuales desarrollan tres funciones importantes en el proceso de soldadura [68 72].

- Conducen la corriente aplicada a las piezas de trabajo.
- 2. Transmiten la fuerza y mantienen unidas las piezas de trabajo.
- 3. Disipan parte del calor de la zona de soldadura.

La primera función es eléctrica, para la adecuada selección de los electrodos se deben tomar muy en cuenta la conductividad térmica y eléctrica de los mismos considerando la resistencia del electrodo y su área de contacto con la pieza de trabajo. I a segunda función es mecánica, aquí hay que considerar que durante las operaciones de soldadura los electrodos están sujetos a esfuerzos considerables a elevada temperatura, lo cual es debido a que la corriente debe ser conducida y concentrada en una determinada área en donde se desarrolla una alta concentración de temperatura y fuerza, particularmente en las superficies de contacto. Para la tercera funcion los electrodos deben poseer una conductividad térmica mayor a la de los metales que están siendo soldados para que conduzcan el calor rápidamente hacia el exterior de la zona de soldadura [68].

El material de los electrodos debe tener una alta conductividad térmica y eléctrica y una resistencia de contacto lo suficientemente baja para prevenir que se queme la



superfície de la pieza de trabajo y evitar la formación de aleación en la cara del electrodo, también deberá tener la adecuada resistencia a la deformación en condiciones de presion y temperatura elevadas, por lo que ademas se deben considerar la dureza y la temperatura de recocido ⁷¹.

Hay electrodos comerciales disponibles en varias aleaciones de cobre con propiedades mecánicas y físicas satisfactorias, donde generalmente a mayor dureza de la aleación se reduce su conductividad eléctrica y térmica, por lo que la selección del material de los electrodos es en base al compromiso de sus propiedades eléctricas y térmicas con el consecuente sacrificio en sus cualidades mecánicas. Por otro lado la resistencia a la deformación excesiva depende de la dureza y el límite proporcional de la aleación del electrodo. Mientras la forma y el tamaño de los electrodos serán determinados por el tipo y el espesor del material a soldar [72].

La forma del electrodo ha sido estandarizada por la Asociación de Fabricantes de Soldadura por Resistencia (RWMA por su nombre en inglés, Resistance Welding Manufacturer's Association) en las seis clasificaciones distintas que se muestran en la Figura 3.4 [68-69,71-72]. Durante la producción normal, los electrodos tienden a deformarse y achatarse incrementando el tamaño de la huella o impresión, de acuerdo a prácticas de la industria automotriz y normas internacionales se permite un crecimiento máximo de 30° o en alguno de los electrodos sobre el valor del diámetro inicial [72].

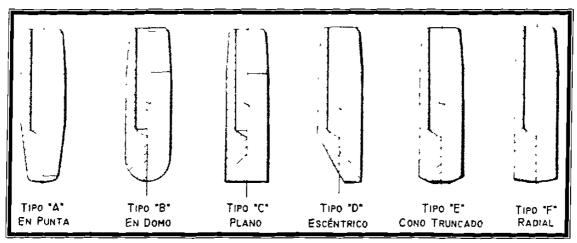


Figura 3.4. – Formas estandarizadas de los electrodos para RSW [68-69,71.72].



3.2.4 Disipación de calor.

Durante la soldadura se pierde calor por conducción hacia el metal base adyacente y hacia los electrodos en dos fases: durante la aplicación de corriente y después que la corriente ha cesado. La conductividad térmica y la temperatura del metal base determinan la velocidad a la cual se disipa el calor, por lo que materiales con una alta conductividad requieren altos valores de corriente que compensen la rápida disipación del calor. Lambien se debe considerar que si los electrodos permanecen en contacto con las piezas de trabajo despues de que cese la aplicación de corriente, enfriarán muy rápidamente el botón de soldadura templándolo, pero si son removidos rápidamente podrían ocasionar problemas con la solidificación del botón [72].

Los factores que afectan el enfriamiento de los electrodos son la rapidez de soldadura (número de puntos de soldadura por unidad de tiempo), el flujo de agua de refrigeración y la temperatura del electrodo. Disminuir la velocidad de soldadura y aumentar el flujo de agua alargan considerablemente la vida de los electrodos [69].

Ln cuanto al sistema de enfriamiento de los electrodos se recomienda que el flujo de agua sea de un mínimo de 4 / min para soldar dos laminas de acero sin recubrir de 3.0mm o mas, mientras que para materiales recubiertos se recomiendan flujos de agua mayores ^[73]. El arreglo del tubo interno de alimentación de agua debe ser tal que dirija el agua contra la pared trasera de la superficie de trabajo del electrodo, la temperatura del agua no debe ser mayor a 20°C a la entrada, ni mayor de 30°C a la salida ^[72].

Se ha encontrado que las temperaturas alcanzadas en la cara del electrodo en la soldadura por puntos de acero galvanizado (820 – 930°C), son mayores que las que se alcanzan al soldar acero no recubierto (540 – 640°C), por lo que requieren un mejor sistema de enfriamiento ^[69].



3.3 PARAMETROS DE LA SOLDADURA POR PUNTOS.

Para realizar una buena soldadura por puntos se deben cumplir dos condiciones, definir una serie de parámetros óptima que produzca las propiedades deseadas en la soldadura, e implementar un buen control para mantener las variables de proceso dentro de los intervalos necesarios para que la soldadura adecuada sea reproducible [73-74]. Por otro lado, los principales parámetros a controlar en una máquina de soldadura por resistencia son la corriente aplicada, el ciclo de soldadura y la fuerza del electrodo [69,73].

3.3.1 Ciclos de soldadura.

El ciclo típico de un proceso de RSW consiste básicamente de 4 fases, los cuales se muestran en la Figura 3.5 y se expresan en periodos de tiempo o ciclos ($^{1}/_{60}$ s), aunque no necesariamente se programan siempre todos los pasos o bien se repita algunos de forma complementaria $^{69.72}$.

- Tiempo de sujeción (ST por su nombre en inglés, squeeze time) es el intervalo de tiempo entre la inicialización del proceso y la primera aplicación de corriente y permite que los electrodos desarrollen la fuerza completa y aseguren un buen contacto antes de la aplicación de corriente [69,72].
- ➤ Tiempo de soldadura (WT por su nombre en inglés, welding time) es el intervalo de tiempo en que se aplica la corriente a las piezas de trabajo para formar el botón de soldadura [69,72].
- Tiempo de sostenimiento (HT por su nombre en inglés, hold time) es el intervalo de tiempo durante el cual se mantiene la fuerza sobre las piezas de trabajo después del ultimo pulso de corriente asegurando la coalescencia y enfriamiento del boton de soldadura. 6172.
- Tiempo de apagado (OT por su nombre en inglés, off time) es el intervalo de tiempo durante el cual los electrodos se retiran de la pieza de trabajo para moverse hacia el lugar de la próxima soldadura, el término es utilizado principalmente en ciclos de soldadura repetitivos [69.72].



La corriente, durante el WT, puede alcanzar el nivel de soldadura abruptamente o a través de un incremento gradual, igualmente una vez transcurrido el WT se puede retirar la corriente en un solo paso o programando un período adicional de reducción gradual ^[69]. El incremento gradual de la corriente evita el sobrecalentamiento y la expulsión del metal que son causados por la alta resistencia de la interfase al inicio del WT, mientras que la reducción gradual de la corriente sirve para controlar la solidificación del botón evitando así la aparición de grietas ^[72]. Estos ciclos añaden tiempo adicional a la operación de soldado por lo que son inaceptables en la industria automotriz ^[69].

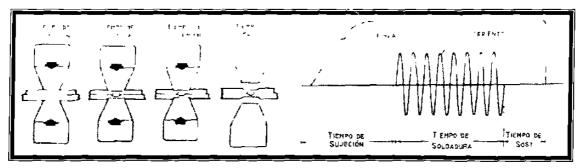


Figura 3.5. – Fases que componen un ciclo típico de RSW [68-69.72-73]

En ciertas aplicaciones se puede agregar uno o más de los siguientes procesos con el fin de mejorar las propiedades físicas y mecánicas del botón de soldadura [72]:

- 1. Tuerza de precompresion para juntar las piezas de trabajo y los electrodos.
- 2. Precalentamiento para reducir el gradiente termico al aplicar la corriente.
- 3. Fuerza de forja para consolidar el boton de soldadura y reducir la porosidad.
- Γiempo de templado y normalizado para mejorar las propiedades mecánicas del botón en aceros aleados.
- 5. Postcalentamiento para refinar el tamaño de grano del botón en aceros.

3.3.2 Corriente de soldadura.

Normalmente las mediciones de corriente se realizan en el secundario del transformador, donde comúnmente se utilizan tres valores de medición: el pico de corriente que corresponde al maximo valor de corriente obtenido en cualquier medio



ciclo, la corriente promedio y la raíz cuadrada media de corriente (RMS), donde la RMS es el valor más usado en la industria automotriz ya que representa el calentamiento por el paso de la corriente ^[69]. La aplicación de corriente se puede realizar en un solo impulso continuo, o bien utilizando dos o más pulsos de corriente separados por lapsos de tiempo muy cortos, esta secuencia es usada para controlar la velocidad de calentamiento en la interfase cuando se esta soldando material relativamente grueso ^[72].

3.3.3 Fuerza del electrodo.

La fuerza en el electrodo se establece variando la presión del aire del cilindro neumático y se mide por medio de una celda de carga ^[69]. La presión desarrollada en la interfase dependerá del área de contacto entre los electrodos y las piezas de trabajo. La fuerza aplicada tiene varias funciones: mantener unidas las piezas de trabajo, reducir la resistencia de contacto inicial en las interfases, suprimir la expulsión de metal fundido en la unión soldada y consolidar el botón de soldadura ^[72].

3.3.4 Resistencia del material.

La resistencia estática corresponde a las mediciones realizadas antes del proceso de soldadura utilizando bajos valores de corriente y son sensibles a los valores de corriente y fuerza aplicados. Mientras que la resistencia dinámica corresponde a las mediciones realizadas durante el ciclo de soldadura, donde el valor cambia continuamente en función de la temperatura [69].

En la resistencia dinámica, después de los primeros ciclos donde dominan los efectos de la resistencia superficial (mientras se ablanda la superficie y colapsan las asperezas), la resistencia dinamica es fuertemente dependiente de los cambios de la resistencia de volumen como función de la temperatura ^{169 "31}. La Figura 3.6 muestra el esquema representativo de la curva dinámica típica desarrollada durante el proceso de RSW de un acero de bajo carbono con y sin recubrimiento.



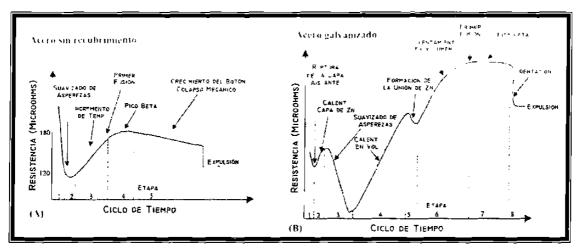


Figura 3.6. – Curva de resistencia dinámica del proceso de RSW para un acero bajo carbono sin (A) y con recubrimiento galvánico (B) [73].

3.3.5 Vida útil del electrodo.

El desgaste del electrodo ha sido señalado como el parámetro de mayor influencia en la calidad del botón de soldadura durante las operaciones de producción resultando en el decremento del diámetro del botón. Tradicionalmente, la vída útil del electrodo se define como el número de puntos de soldadura que se pueden realizar antes de que el diámetro del botón sea menor a un límite predeterminado, la cual comúnmente es mucho menor al soldar aceros galvanizados que al soldar aceros no recubiertos [35,76].

Bajo condiciones de producción una menor vida útil del electrodo incrementa la frecuencia de las operaciones de cambio y maquinado del mismo, resultando en menores velocidades de producción y mayores costos de mantenimiento y manufactura, por lo que debe considerarse que la vida útil del electrodo se reduce en más del 50% cuando se sueldan aceros galvanizados, lo cual puede crear problemas en la manufactura de altos volúmenes ^[76]. La Tabla 3.1 muestra la vida útil promedio del electrodo al soldar acero con diferentes tipos de recubrimiento.

La degradación de los electrodos durante el proceso de soldadura por puntos de aceros galvanizados es el resultado de cinco diferentes pro esos ^[76]:

1. Suavizado de la capa superficial de los electrodos trabajados en frío.



- 2. Recristalización del material interior de los electrodos.
- 3. Crecimiento de la cara del electrodo por deformación excesiva.
- 4. Formación de aleación entre el recubrimiento (Zn) y el electrodo (Cu).
- 5. Picaduras en la superficie del electrodo que generan cavitación central.

Estos factores producen un incremento en el diámetro de la punta del electrodo que resulta en un decremento progresivo en el diámetro del botón de soldadura hasta alcanzar un tamaño inaceptable. El crecimiento del electrodo se da en dos etapas para los aceros galvanizados, donde la etapa primaria corresponde al 50% del crecimiento total y normalmente abarca los primeros 500 puntos de soldadura. Conforme crece la punta del electrodo disminuyen la densidad de fuerza y de corriente, permitiendo una velocidad de crecimiento secundaria menor en la que normalmente ocurre el fin de la vida útil del electrodo. Sin embargo bajo circunstancias especiales se da una tercera etapa que se define por un crecimiento muy rapido de la punta del electrodo [76]. La Tabla 3.1 muestra las velocidades de crecimiento de acero con diferentes tipos de recubrimiento, mientras que la Figura 3.7 muestra un esquema de crecimiento de la punta del electrodo.

Material	Vida útil del electrodo	Velocidad de crecimiento	
		Primaria	Secundaria
Acero bajo carbono sin recubrir	<< 5000		0.08
Acero galvanizado	1000 - 1600	1.77	0.55
Acero con recubrimiento Fe-Zn	2000 – 4600	1.20	0.19
Acero con recubrimiento Zn-Al	200 - 500	2.60	

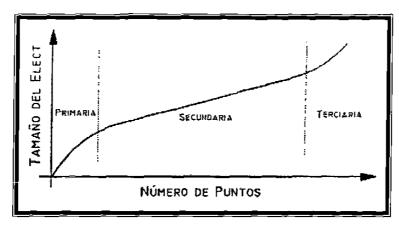


Figura 3.7. – Esquema de crecimiento de la punta del electrodo en la RSW [3].



La formación de aleación entre el material del electrodo y el recubrimiento en aceros galvanizados tiene una contribución significante en el proceso de desgaste del electrodo, pues se ha demostrado que la profundidad de la aleación formada es en parte responsable del crecimiento de la punta del electrodo, donde la profundidad alcanzada está en función de las temperaturas desarrolladas en el proceso de soldadura y del tiempo de contacto entre el electrodo y la superficie del material galvanizado. A su vez estos factores son función del diseño y material de los electrodos, el ciclo de soldadura, así como del tipo y espesor de recubrimiento en el acero ^[76].

Las implicaciones metalúrgicas son en extremo complejas debido al número de variables involucradas, por lo que la estructura y composición de la aleación formada varia significativamente a traves de la cara del electrodo. Además los productos de aleación pueden ser removidos de la cara del electrodo debido a la erosión y el impacto de los electrodos durante las operaciones de soldado, por lo que no es extraño que pares de electrodos presenten resultados diferentes a pesar de haber sido usados bajo situaciones idénticas de soldadura. La Figura 3.8 muestra una micrografía de las capas formadas en un electrodo Cu-Cr después de 2000 puntos de soldadura en un acero termogalvanizado donde la capa externa es una aleación Fe-Al (42% Zn, 38% Al, 11% Fe, 9% Cu), la capa intermedia es un latón γ (39% Cu, 60% Zn, 1% Cr) y la capa interna es un latón β (57% Cu, 42% Zn, 1% Cu) (176).

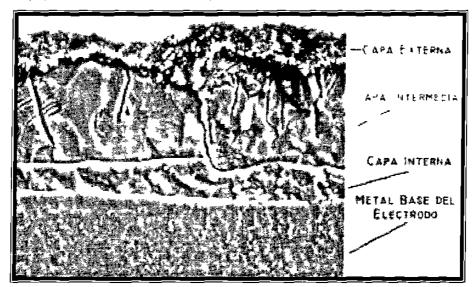


Figura 3.8. – Micrografía de un electrodo de RSW utilizado en un acero GA [73].



3.4 SOLDABILIDAD.

La soldabilidad se define como la capacidad de un material para ser soldado bajo condiciones de fabricación en una estructura de diseño específico logrando un desarrollo satisfactorio en el servicio futuro [77]. La soldabilidad se divide en dos clases:

- Soldabilidad de fabricación responde a la pregunta ¿Se pueden unir estos materiales por soldadura sin introducir discontinuidades perjudiciales? Donde el nivel de aceptación de estas discontinuidades dependerá de los requerimientos de la aplicación en particular.
- Soldabilidad de servicio responde a la pregunta ¿Tendrá la soldadura final las propiedades adecuadas para lograr un servicio adecuado? Donde un aspecto muy importante es la comparación de las propiedades de la zona afectada térmicamente (HAZ por su nombre en inglés, heat affected zone), con las propiedades del metal base [78].

Particularmente la soldabilidad por puntos de un material puede ser definida de muchas formas, una de ellas es a través de un intervalo de corriente centrado sobre un valor de corriente nominal en el que el material forme botones aceptables o bien en función del número de puntos de soldadura que pueden realizarse antes de que ocurra el deterioro de los electrodos, sín embargo la forma más utilizada es a través de una curva de soldabilidad que involucre el tiempo y la corriente de soldadura [69 7 5].

3.4.1 Curvas de soldabilidad.

La curva de soldabilidad define las tolerancias de los parámetros que producen una soldadura de calidad aceptable definida tanto por límites físicos precisos como por la calidad estética de la indentación evitando además la expulsión de material. Para cumplir con estos requisitos se puede construir trazando una curva en dos o tres dimensiones que indique la interrelación existente entre el tiempo de soldadura, la corriente y la fuerza, generalmente estas curvas se construyen a partir de curvas del crecimiento del boton determinadas a diferentes W I



Las curvas de soldabilidad en dos dimensiones se han utilizado desde hace más de 20 años, siendo práctica común determinar las curvas de soldabilidad en términos de la corriente y el tiempo de soldadura, mientras se mantiene constante la fuerza [72].

La construcción de una curva de soldabilidad se puede apreciar en la Figura 3.9, en la que la figura superior ilustra el diámetro del botón en función de la corriente para un tiempo de soldadura A, donde al incrementar la corriente aumenta el tamaño del botón hasta alcanzar el límite superior que está definido por la expulsión de material, mientras que el límite inferior se define en función del tamaño de botón mínimo aceptable (MWS por su nombre en ingles, minimum welding size) estableciéndose entre ambos un intervalo de corriente dentro del cual los puntos de soldadura obtenidos son aceptables para un WT en particular. Luego se hace lo mismo para distintos valores de WT expandiendo el intervalo y convirtiéndolo en una región dentro de la cual se producen botones de soldadura aceptables [69]. La adecuada construcción de la curva de soldabilidad permite la selección del juego de parametros más adecuado ya que unicamente los puntos realizados con corrientes y tiempos de soldadura dentro de la región delimitada por la curva serán aceptables. También se ha encontrado que a mayor fuerza aplicada en el electrodo la curva de soldabilidad se desplaza hacia mayores valores de corriente volviéndose a la vez más ancha [73].

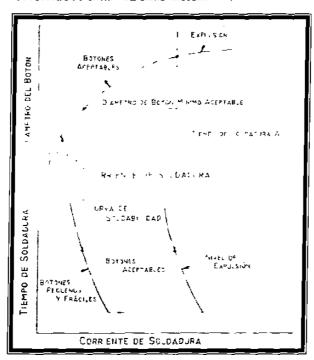


Figura 3.9. – Construcción de una curva de soldabilidad por puntos [69,73].



3.4.2 Estándares de prácticas recomendadas.

En la literatura se identifican tres diferentes niveles de estándares, donde el primero es el de prácticas recomendadas establecidas para la soldadura de aceros por la Sociedad Americana de la Soldadura (AWS por sus siglas en inglés, American Welding Society) y la RWMA. Estos estándares muestran los parámetros establecidos por estos organismos para la RSW, los cuales varían en función del espesor de las partes soldadas Las variables establecidas incluyen el tamaño, material y diseño del electrodo, fuerza, corriente y tiempo de soldadura, traslape mínimo, espaciamiento entre soldaduras y el diametro mínimo del botón de soldadura

Los datos ofrecidos en estos estándares sirven como punto de partida para establecer los parámetros óptimos de trabajo, sin embargo podrían requerir algunas modificaciones dependiendo del tipo de máquina soldadora, las propiedades dinámicas de la máquina, las características del equipo neumático y el circuito secundario, la forma del electrodo y, sobre todo, del material [71].

3.4.3 Estándares de proceso.

En el segundo nivel se encuentran los estándares de proceso que se utilizan para asegurar la calidad de la soldadura por puntos en las líneas de producción y son adoptados tanto por las compañías automotrices como por sus proveedores para establecer una guía de producción para el control del proceso de soldadura por puntos [69]. En general estos estándares realizan las siguientes funciones [69]:

- Enlistan los procedimientos de configuración inicial recomendados de la línea de producción.
- 2. Describen los procedimientos de prueba de la línea de producción para inspección y calidad.
- 3. Establecen limites en el número de soldaduras defectuosas.
- 4 Establecen límites en el ajuste de partes soldadas.
- 5. Establecen limites en el desempeño del equipo de soldadura.



- 6. Establecen límites en las condiciones del material recibido.
- 7. Enlistan recomendaciones para el mantenimiento requerido.
- 8. Define la localización de las soldaduras ordinarias y las críticas.
- 9. Establecen procedimientos alternos de producción.

3.4.4 Estándares de calificación y certificación.

El tercer nivel es un procedimiento de calificación de soldaduras por puntos para evaluar la soldabilidad de un material para su inclusión o exclusión de la lista de proveedores calificados de determinado material. Además son utilizados por empresas automotrices (Ford Motor Company, General Motors Company y Chrysler Corporation) para calificar a sus proveedores de materiales. cada compañía tiene sus propias especificaciones para materiales recubiertos y no recubiertos [69].

En general los parámetros propios de la prueba, así como el tipo de probeta, las pruebas y los criterios de evaluación y aceptación utilizados varían para los diferentes materiales de acuerdo a los criterios propios de cada compañía. Sin embargo, el principal método de evaluación utilizado por las tres compañías es una prueba de arranque que aparta las dos láminas soldadas de forma mecánica exponiendo así el botón de soldadura, el cual es medido y comparado con el MWS correspondiente. Además se utilizan otros métodos de evaluación suplementarios que incluyen: metalografías, perfiles de dureza, ensayos de tensión, de impacto y de fatiga, etc. ^[69].

Para que un material pueda ser certificado en alguno de estos estándares deberá cumplir con los siguientes requisitos [69]:

- Producir un tamaño de boton aceptable a todas las corrientes de soldadura dentro de un intervalo de corriente específico.
- 2. Este intervalo de corriente deberá estar centrado en un nivel de corriente nominal.
- 3. En el ensayo de arranque los botones de soldadura no deberán exhibir ninguna fractura interfasial a lo largo del centro del botón.



- 4. El material no deberá promover un desgaste excesivo de los electrodos durante una extensa campaña de soldadura.
- 5. Los botones deberán tener las propiedades mecánicas adecuadas para su servicio.

3.4.5 Calidad de la soldadura.

La calidad de la soldadura requerida dependerá principalmente de la aplicación, por ejemplo en la industria aeroespacial los requerimientos en la calidad de la soldadura son bastante estrictos, mientras que en la industria automotriz lo son un poco menos, sin embargo siguen siendo elevados. Generalmente la calidad de la soldadura se determina en base a los siguientes puntos [68,72]:

- Apariencia superficial la superficie debe ser de apariencia relativamente suave y libre de fusión superficial, deposito del electrodo, picaduras o grietas. Con una huella redonda u ovalada y no debe presentar una indentación excesiva del electrodo [68,72].
- Tamaño de la soldadura el diámetro de la huella debe alcanzar un diámetro mínimo de 3.5 a 4.0 veces del espesor de la parte soldada más delgada [68,72].
- Penetración es la profundidad del botón dentro de la pieza soldada y debe alcanzar mínimo un 20% del espesor de la parte soldada más delgada y un máximo un 80% [68 72]
- Resistencia y ductilidad la resistencia se obtiene a través de un ensayo de tensión a corte o directa y se expresa en kg por punto de soldadura, mientras que la ductilidad se mide de manera indirecta a traves de un perfil de mediciones de dureza [68 72].
- Discontinuidades internas incluye la formación de grietas, porosidad, cavidades e inclusiones metálicas, las cuales no tienen efectos perjudiciales si se localizan al centro del botón. Son originadas por una baja fuerza, un traslape inadecuado o una alta corriente de soldadura [68,72].
- Separación de las hojas siempre existe cierto grado de separación de las hojas en la superficie cercana al botón como consecuencia de la expansión y contracción de la zona fundida y por el efecto de forja de los electrodos sobre el botón caliente, sin embargo está puede llegar a ser excesiva al presentarse la expulsión [68,72].



3.5 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA RSW.

A pesar de que dentro de los estándares de soldabilidad de las mayores empresas automotrices de Estados Unidos de América no hay criterios específicos para evaluación de las propiedades mecánicas de los puntos de soldadura, es de suponerse que las soldaduras deben tener buenas cualidades de tenacidad y resistencia a la tensión y la fatiga [69].

Las siguientes pruebas han sido utilizadas para evaluar el comportamiento y la calidad de uniones realizadas por soldadura por puntos [68-69]:

- 1. Ensayo de tensión con esfuerzo de corte.
- 2. Ensayo de tensión.
 - a. Prueba de tensión en cruz.
 - b. Prueba de tensión en U.
- 3. Ensayo de impacto.
 - a. Prueba de impacto a corte.
 - b. Prueba de impacto en caída.
 - c. Prueba de impacto con carga a corte.
 - d. Prueba de impacto con carga en caída.
- 4. Ensayo de fatiga.
- 5. Prueba de macroataque.
- 6. Prueba radiográfica.
- 7. Ensayo de torsión.
- 8. Ensayo de dureza.
- 9. Ensayo de arranque.
- 10. Ensayos de doblez.

Sin embargo, las propiedades mecánicas del botón de soldadura obtenidas a traves de estas pruebas pueden ser afectadas por muchos factores, principalmente [69]:

- 1. La geometría del espécimen, el espesor de la lámina y el arreglo de puntos.
- 2. Las condiciones de soldadura (corriente de soldadura, WT y HT).



- 3. La composición química y resistencia del metal base.
- 4. I os tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.
- 5. Las condiciones de prueba (temperatura, velocidad, atmósfèra, etc.).

Los resultados obtenidos a la fecha en este tipo de pruebas mecánicas sugieren que las variaciones en la geometría del espécimen, el espesor de la lámina y el arreglo de puntos alteran la distribución de esfuerzos locales alrededor del botón de soldadura causando una variación en el valor de la carga que es capaz de soportar el botón. Además alteraciones en la composición química y la resistencia del metal base pueden promover un debilitamiento en los botones de soldadura generando fallas interfasiales que reducen el rendimiento de la unión soldada [69].



3.6 FACTORES DEL PROCESO QUE AFECTAN LA RSW.

Existen muchos factores que afectan la formación del botón, sus propiedades mecánicas y la rapidez de desgaste de los electrodos, estos variables se pueden dividir en dos clases: aquellas relacionadas al proceso de soldadura y aquellas relacionadas al acero soldado ^[69]. En esta sección se presentan las variables de proceso (material, diseño y fuerza del electrodo. WT. HT. corriente, secuencia y tratamiento) tanto en acero galvanizado como en acero sin recubrimiento

3.6.1 Efecto del material de los electrodos.

El material para electrodos utilizados en soldadura por resistencia es generalmente de aleaciones base cobre, debido a su alta conductividad eléctrica y térmica pudiendo ser endurecidas con pequeñas adiciones de elementos alcantes [69,76], siendo las más populares las aleaciones de Cu-Cr, Cu-Cr-Zr y Cu-Zr [76]. La Figura 3.10 muestra el efecto de la temperatura sobre la dureza en las aleaciones de cobre utilizadas en la fabricación de electrodos.

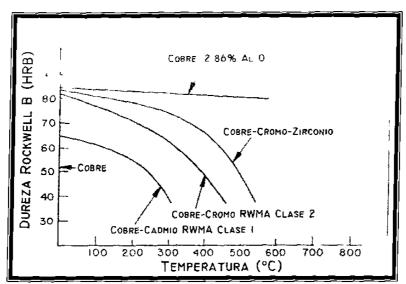


Figura 3.10. – Efecto de la temperatura sobre la dureza en los materiales para electrodo [69].

Se ha estudiado el efecto de la composición del material del electrodo en su vida útil que es gobernada por la deformación excesiva, demostrándose que la dureza a



temperatura es el principal factor en el desgaste del electrodo debido a la débil unión de las aleaciones Cu-Cr convencionales que se deteriora especialmente en las fronteras de grano [69]. Mientras que en los aceros galvanizados se ha relacionado la profundidad de la difusión del Zn en el material del electrodo con el deterioro de los mismos, pues su presencia incrementa la resistencia eléctrica del electrodo sobrecalentándolo y resultando en una deformación excesiva y la generación de cráteres en la superficie del electrodo [69,76], además debido a las altas temperaturas alcanzadas durante el proceso existe una alta tendencia a formar aleaciones entre el Cu del electrodo y el Zn del recubrimiento formando latón que es más frágil y tiene una menor conductividad eléctrica provocando desprendimientos y poros en la superficie del electrodo [76]. Sin embargo, sí la aleación del electrodo es moderada puede resultar benéfica al prevenir la adherencia entre la pieza de trabajo y los electrodos y reducir la expulsión excesiva de Zn. razón por la cual se realiza un acondicionamiento del electrodo en muchas operaciones de soldadura ⁶⁹.

3.6.2 Efecto del diseño de los electrodos.

La geometría del electrodo tiene un gran efecto sobre la rapidez con la que la cara del electrodo se alarga, o en otras palabras la rapidez de desgaste del electrodo, donde los diseños más utilizados son el plano, el domo y el radial [35]. Sin embargo, se ha encontrado que cuando se trabaja con acero, el diseño de cono truncado a 20° es el que necesita menos mantenimiento seguído por el diseño en forma de domo. Por otro lado el diseño en forma de domo provee una distribución de corrientes más simétrica y una mayor reproducibilidad del tamaño del botón y mayor vida útil que los electrodos de diseño plano, ademas de ofrecer una mayor densidad de corriente y capacidad de fuerza que el diseño de cono truncado 67.

Investigaciones han demostrado que al incrementar el diámetro de la cara de los electrodos se incrementa el intervalo de corriente aplicada que produce soldaduras aceptables, sin embargo por cuestiones de diseño esto no siempre es posible ^[69,73]. Con respecto al orificio de agua de enfriamiento se sabe que mientras más cercana esté el



agua de enfriamiento de la cara del electrodo, más eficiente será el enfriamiento con lo que se incrementa la vida útil de los electrodos. También se ha encontrado que las superficies rugosas, marcas o distorsiones sobre la cara del electrodo causan sobrecalentamiento localizado y reducen la vida del electrodo [69].

La geometría de los electrodos más utilizada en aceros galvanizados es la de cono truncado con ángulos entre 90 y 140°, mientras que se debe evitar el uso de electrodos con radio (a menos que existan problemas de alineamiento), ya que el Zn se adhiere a las caras reduciendo drasticamente la densidad de corriente, lo cual ocurre también en los electrodos de cono truncado pero con menor intensidad [35 69]. Además esto también afecta drásticamente el período de vida util de los electrodos al utilizarse en acero con recubrimiento, como se puede apreciar en la comparativa mostrada en la Figura 3.11 [35].

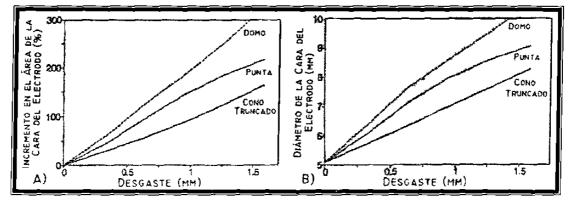


Figura 3.11. – Ffecto de la geometria del electrodo sobre las características de desgaste [35].

3.6.3 Efecto de la fuerza aplicada.

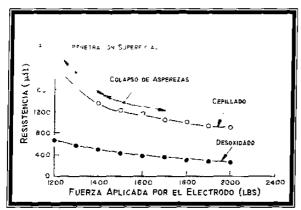
Se debe aplicar suficiente fuerza durante la soldadura en los electrodos para minimizar o eliminar la porosidad, ya que una baja presión produciría una distribución insatisfactoria de corriente que resultaría en soldaduras de tamaño y resistencia indeseables, por otro lado una presión anormalmente alta produce una distorsión objetable en la lámina [69].

Se ha observado que variaciones en la fuerza modifican la resistencia total (Figura 3.12) ya que el contacto real er tre laminas es solo un porcentaje del área de contacto



superficial total como consecuencia de la rugosidad en la cara del electrodo ^[68,72], además que la aplicación de la fuerza en el electrodo promueve la ruptura de óxidos y capas de aspereza superficiales resultando en una rápida reducción de la resistencia inicial: conforme aumenta la presión las asperezas se colapsan incrementando el área de contacto y disminuyendo la resistencia casi linealmente ^[69]. Esta reducción en la resistencia de contacto trae consigo una disminución en la densidad de corriente y consecuentemente en la generación de calor ^[68,72].

El decremento de la resistencia obtenido al incrementar la fuerza puede llevar a la reducción del diámetro del botón cuando se mantiene constante la densidad de corriente aplicada (Figura 3.13), ya que el calor generado está en función de I²R. Además al incrementar la fuerza se altera la curva de soldabilidad del material, moviéndose hacia niveles de mayor corriente aplicada y menores tiempos de aplicación de corriente. Finalmente el uso de fuerzas mayores reduce la sensibilidad del botón a las corrientes de soldadura ⁶⁹l.



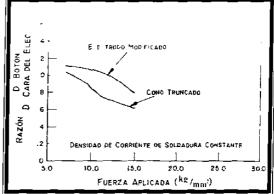


Figura 3.12. – Efecto de la fuerza sobre la resistencia total del circuito secundario [69].

Figura 3.13. – Efecto de la fuerza sobre la razón de diámetros del botón y el electrodo [69].

En lo referente a aceros galvanizados, la utilización de fuerzas menores a las usadas en aceros no recubiertos resulta en diámetros de soldadura más consistentes y una mayor vida util del electrodo, mientras que en materiales de mayor resistencia se requiere una mayor fuerza para asegurar un buen contacto entre las piezas de trabajo. Sin embargo se debe considerar que el uso de una fuerza muy baja causaría expulsión prematura del Zn ocasionando la pérdida del recubrimiento superficial y el uso de una



fuerza muy alta demandaría una corriente excesiva reduciendo la vida útil de los electrodos [69].

3.6.4 Efecto de la corriente aplicada.

El uso de altos niveles de corriente incrementan el calentamiento en la punta del electrodo reduciendo su vida útil, especialmente cuando la corriente es lo suficientemente alta para producir expulsión. Por otro lado la aplicación de corriente en forma gradual permite a los electrodos asentarse gradualmente antes de que se alcance la corriente de soldadura minimizando el calentamiento del electrodo y la pieza de trabajo y reduciendo así la formación de aleaciones en el mismo [68-69].

Además de las variaciones en la magnitud de la corriente se debe considerar que la densidad de corriente puede disminuir en la interfase de la soldadura al incrementarse el área de la cara del electrodo o la fuerza aplicada disminuyendo el calor generado, lo cual puede generar una dismínución significativa en la resistencia del botón. El tamaño del botón de soldadura y su resistencia se incrementan rápidamente al incrementarse la densidad de corriente, pero una excesiva densidad de corriente provocaría la expulsión de material fundido, así como la aparición de grietas y posiblemente la indentación excesiva del electrodo [72].

El valor de corriente requerido para acero galvanizado es siempre más alto que para el acero no recubierto en un 25 a 50% debido al decremento en la resistencia de contacto de la capa de Zn, lo cual incrementa el calentamiento del electrodo reduciendo su vida útil. La razón principal de esta mayor corriente es que la resistencia de contacto de la superficie galvanizada es más baja que la de aceros no recubiertos, por lo que es necesaria una alta corriente de soldadura que compense la reducida generación de calor en la interfase de la soldadura. Además al desplazarse el Zn forma un anillo alrededor del botón de soldadura en las zonas de contacto del electrodo que ocasiona desvíos de corriente a través del Zn reduciendo la densidad de corriente e incrementado la corriente requerida para una buena fusión (Figura 3.14) [69].



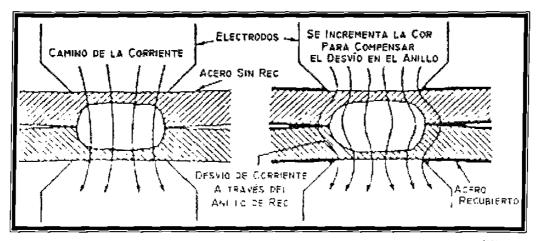


Figura 3.14. – Efecto del Zn sobre la trayectoria de la corriente en la RSW [69].

3.6.5 Efecto del tiempo de soldadura (WT).

El tiempo de soldadura junto con la corriente aplicada son los factores principales para el control del calor generado y aunque pueden ser complementarios, se debe recordar que por ser una cuestión de transferencia de color, para desarrollar un tamaño de boton adecuado se debe dar suficiente tiempo, independientemente del valor de corriente ^{CS}. Sin embargo, si el tiempo de aplicación es excesivo se puede alcanzar el punto de ebullición en pequeñas áreas de la zona de contacto entre láminas generando burbujas de gas y consecuentemente la expulsión de material. Mientras que el uso de un tiempo insuficiente resulta en picaduras superficiales y expulsión en las superficies de contacto entre los electrodos y las piezas de trabajo ^[68,72].

En aceros sin recubrimiento se ha notado que el uso de tiempos ligeramente más largos ensancha el intervalo de corriente aceptable mejorando la soldabilidad del material ^[69]. Por otra parte el tiempo de soldadura recomendado para acero galvanizado es del 50 al 100% mayor que el de acero no recubierto del mismo espesor, este tiempo adicional es necesario para desplazar el 7n de la zona de soldadura antes de que se genere suficiente calor para producir la fusion del metal ⁶⁴.



Se ha encontrado que tiempos de aplicación de corriente excesivamente largos o cortos resultan en una reducción de la vida del electrodo, ya que tiempos muy largos incrementan la duración del contacto con el recubrimiento de Zn líquido incrementando la difusión y así mismo la erosión del electrodo. Mientras que tiempos muy cortos requieren corrientes mayores que dan lugar a un mayor calentamiento en los electrodos. Por lo anterior un tiempo de soldadura intermedio resulta más benéfico para la vida del electrodo [69].

3.6.6 Efecto del tiempo de sostenimiento (HT).

Los electrodos de cobre enfriados por agua extraen el calor del área de soldadura, cuando los electrodos permanecen en contacto con el botón de soldadura después de la aplicación de corriente (tiempo de sostenimiento). Algunos materiales son sensibles a la formación de botones frágiles al templarse, mientras que en otros el efecto de incrementar el tiempo de sostenimiento se traduce en una reducción del diámetro del botón de soldadura [69].

Cuando el tiempo de sostenimiento se mantiene a un valor mínimo en aceros recubiertos se reduce la adherencia del electrodo, la cual es la principal causa de aleación, picaduras y desgaste del electrodo, sin embargo el uso de tiempos de sostenimiento muy cortos y altas corrientes también remueve el recubrimiento de Zn en la zona de la soldadura ocasionando problemas de corrosión [69].

3.6.7 Efecto de la secuencia de soldadura.

Según Overbeeke [69] el tamaño del botón de soldadura puede ser afectado por [69]:

- 1. El efecto de desviación de corriente.
- La inductancia magnética causada por la masa de la pieza de trabajo en los brazos de la máquina soldadora.
- 3. La pérdida de fuerza efectiva ocasionada por la distorsión al doblar o girar la pieza de trabajo.



Cada uno de estos factores puede variar con la secuencia de soldadura. Por ejemplo en secuencias de soldadura en línea recta el efecto de desviación es mínimo para espaciamientos grandes, pero el diámetro del botón disminuye ligeramente a medida que se reduce el paso entre soldaduras, siendo indicado un espaciamiento de 5 veces el diámetro del electrodo. En cambio cuando la soldadura se realiza entre otras dos soldaduras ya existentes se requiere un paso mínimo de 8 veces el diámetro del electrodo para reducir el efecto de desviación de corriente. Además cuando la soldadura se realiza en piezas con una considerable cantidad de material entre los brazos de la soldadora causando inductancia magnética, ésta podría reducir el diametro del botón de soldadura hasta en un 10% [69].

Si se realiza un punto de soldadura muy cerca del anterior habrá un efecto de desvío de corriente, ya que éste se comporta como si fuesen dos resistencias en paralelo, por lo que la corriente se dividirá en dos caminos siguiendo la ley de Ohm, donde parte de la corriente sigue la trayectoria del primer botón y el resto sigue el camino a través de los electrodos para formar el segundo botón de soldadura. Sí la distancia hacia el primer botón es grande su resistencia será grande desviando muy poca corriente, en cambio si la distancia es corta se desviada una parte considerablemente de la corriente total [68]. La l igura 3.15 muestra un esquema del efecto de desvío de corriente. Normalmente no existe diferencia apreciable en los efectos de desviacion de corriente entre los aceros galvanizados y los aceros no recubiertos [69].

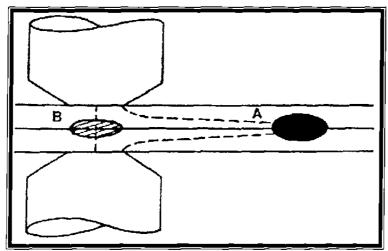


Figura 3.15. – Efecto de desviación de corriente a botones formados previamente (8).



3.6.8 Efecto de los tratamientos posteriores a la soldadura.

Los ciclos térmicos en la soldadura por puntos son rápidos y complejos con tasas de enfriamiento lo suficientemente elevadas para producir martensita en aceros de bajo carbono. Esta martensita de alta resistencia y baja ductilidad puede ocasionar fractura interfasial por la reducida ductilidad del botón reduciendo la resistencia a la tensión y el rendimiento al impacto de la unión y posterior agrietamiento en la soldadura. Por esta razón se recomienda realizar un tratamiento térmico posterior al soldado en aleaciones susceptibles a la formación de martensita, los cuales se realizan directamente en la máquina soldadora [69].

Para lograr un adecuado tratamiento térmico se debe permitir a la soldadura enfriar completamente por debajo de M_f pero sin recalentar por encima de A_1 para evitar que ocurra una austenización parcial y la posterior aparición de martensita sin tratar. Sin embargo la industria automotriz ha sido renuente a utilizar tratamientos posteriores en las soldaduras con la excepción de algunas partes críticas $^{[69]}$.



3.7 FACTORES DEL MATERIAL QUE AFECTAN LA RSW.

Entre los factores que afectan la calidad de la RSW y la soldabilidad del acero se encuentran aquellas variables relacionadas al mismo material soldado (composición química, limpieza, condición superficial y espesor del acero, así como el tipo y características del recubrimiento) [69].

3.7.1 Efecto del espesor de la lámina.

I os materiales mas delgados tienen su zona de fusion mas cercana a los electrodos de Cu enfriados por agua que los materiales gruesos, esto causa tasas de enfriamiento más rápidas en los botones de soldadura de materiales delgados, por lo que los puntos de soldadura de láminas de acero más delgadas presentan mayor dureza que láminas gruesas de la misma composición química. Cabe mencionar que la razón de enfriamiento en la soldadura es lo suficientemente rápida para formar martensita en materiales delgados y estructuras mixtas en materiales gruesos [69].

En materiales recubiertos se ha observado que los materiales más delgados son más sensibles al deterioro prematuro de los electrodos, esto se debe a que las pérdidas de culor por la capa de recubrimiento son mayores para piezas de trabajo más delgadas incrementandose así el calentamiento del electrodo y disminuyendo su vida útil ^[69].

3.7.2 Efecto de la composición química del acero.

La composición de un metal determina su calor específico, temperatura de fusión, calor latente de fusión y conductividad térmica, estas propiedades gobiernan la cantidad de calor requerido para fundir el metal y producir la soldadura ^[68].

Durante la operación de soldadura es importante minimizar tanto la zona soldada como el HAZ, ya que debido al rapido enfriamiento de estas dos zonas se pueden formar lases fragiles como martensita o bainita, donde la formación de estas fases fragiles



depende de la composición química del acero, el calor generado en el proceso de soldadura y la velocidad de enfriamiento ^[68].

A continuación se resume el efecto de los principales elementos aleantes sobre la soldabilidad por puntos del acero:

- respensario de la mas potente de los elementos endurecedores del acero, sin embargo no presenta ningun efecto en la RSW si su contenido es menor al 0.200% [68]. Un incremento en el contenido de C reduce significativamente la resistencia al clivaje del HAZ, además de promover la formación de productos de transformación de bajas temperaturas como la martensita y la bainita [79].
- ➢ Fósforo es considerado una impureza, no tiene ningún efecto positivo en la soldadura y debe mantenerse tan bajo como sea posible, en cantidades arriba de 0.040% tiende a producir botones frágiles, causar fractura y reducir la resistencia a la fatiga y al impacto de la unión [68].
- Azufre debe mantenerse entre 0.035 y 0.050%, ya que arriba de este valor promueve la formación de grietas en la soldadura y el HAZ ^[68].
- Manganeso incrementa la dureza y la resistencia a la tensión, en valores arriba de 0.600% y combinado con alto C incrementa la tendencia al agrietamiento de la soldadura, mientras que en niveles menores a 0.300% puede incrementar su susceptibilidad a la porosidad y agrietamiento internos ^[68]. Además puede bajar la temperatura de transformación austenita → ferrita permitiendo el endurecimiento por refinamiento de grano ^[79].
- Silicio incrementa la susceptibilidad al agrietamiento de la zona soldada, especialmente cuando se combina con un incremento en el contenido de C [68].
- Nurógeno promueve la fractura interfasial en el botón de soldadura, de una forma más severa en aceros laminados en frío. Esta sensibilidad puede ser reducida disminuyendo el contenido de N libre con Al durante el recocido [69,71].



- Oxígeno un alto nivel de O promueve la falla interfasial, ya sea por agrietamiento en caliente de la línea central del botón, o a través de un mecanismo de fragilización de la soldadura. El nivel de oxígeno puede ser controlado al reducir el contenido de oxígeno en la fundición y evitando las soldaduras en las superficies oxidadas [69].
- Hidrógeno Proveniente de los aceites superficiales, se ha identificado que asiste a las fallas en las soldaduras al difundir del área de soldadura [69].

Probablemente el elemento que más afecta la soldabilidad es el C, y es que en calibres automotrices la dureza se incrementa rápidamente con pequeños incrementos en el contenido de C ocasionando fractura interfasial y deterioro del botón de soldadura. Para obtener un buen desempeño de las soldaduras se ha sugerido que el contenido de C debe mantenerse por debajo de 0.10° o \pm 0.011t, en donde t es el espesor del acero en milimetros, es por esta razón que los aceros bajo carbono generalmente tienen buena soldabilidad por puntos $^{168-69}$.

Cuando el contenido total de C, P y S excede a un valor crítico promueve la fractura interfasial del botón, lo cual reduce el intervalo corriente aceptable minimizando la curva de soldabilidad. Para mejorar la soldabilidad de aceros con alto contenido de S y P se utilizan valores de WT más largos y valores de HT más cortos [69.71].

Se han desarrollado y utilizado varias ecuaciones que relacionan todos los elementos aleantes para establecer el contenido equivalente de carbono (*CE*) y evaluar la soldabilidad en diferentes aceros. La soldabilidad y tenacidad de la soldadura son inversamente relacionadas con el contenido de carbono equivalente, especialmente a altos contenidos. La Ecuación (3.3) muestra la ecuación utilizada en EUA y la UE, la cual fue desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW por sus siglas en inglés, International Institute of Welding) [79]:

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

Mientras que en Japón es más ampliamente utilizado el parámetro caracterizador de composición (P_{cm}), mostrado en la Ecuación (3.4), del cual se considera que permite



una evaluación más acertada sobre la soldabilidad de un acero de bajo carbono en comparación con la ecuación de la IIW ^[79].

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$
 (3.4)

Más recientemente, Yukioka y col. ^[78], desarrollaron en 1982 otro número de carbono equivalente (*CEN*), mostrado en la ecuación (3.5) y que incorpora a las dos ecuaciones anteriores (3.3) y (3.4). El *CEN* es similar al P_{cm} para aceros con niveles de carbono menores a 0.17° ₀, mientras que para aceros con altos niveles de carbono es similar a la formula del *CE* de la IIW ^{78]}.

$$CEN' = C + A(C)\left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B\right)$$
(3.5)

Donde:

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$$

3.7.3 Efecto de la limpieza del acero.

Se ha encontrado que la falta de limpieza del acero promueve la fractura interfasial del botón de soldadura como consecuencia de la acumulación de inclusiones en el centro de la soldadura durante la solidificación, lo cual indica que si no se controlan correctamente las prácticas de fusion se puede deteriorar la soldabilidad del acero [69].

3.7.4 Efecto de la condición superficial.

La superficie de las piezas de trabajo debe estar libre de cualquier sustancia que afecte la operación de soldadura, las cuales varían desde productos de aplicación como pintura o aceite, hasta productos de oxidación en forma de películas delgadas o escamas gruesas. Como la mayoría de los contaminantes superficiales tiene una alta resistencia eléctrica, se generara una excesiva cantidad de calor en el área de contacto del electrodo y la pieza de trabajo resultando en la soldadura pareial de la punta del electrodo con la superficie del material acortando la vida útil del electrodo y degradando la apariencia superficial de la soldadura [68].



Además la suciedad y los óxidos al entrar en contacto con los electrodos, pueden reducir su vida útil al incrementar rápidamente el diámetro de su cara, lo cual ocurre más rapidamente en materiales gruesos debido a su corriente de soldadura más elevada. El mecanismo de deterioro en este caso es la falta de uniformidad en la resistencia de los óxidos, lo cual produce áreas localizadas de muy alta temperatura provocando expulsión entre la lámina y el electrodo y causando la erosión y deformación excesiva de los electrodos generando botones de forma irregular ^[69].

A pesar de que el aceite superficial no afecta la calidad de la soldadura en los aceros de bajo carbono, éste tiende a causar la adherencia de partículas de suciedad que sí son dañinas, además al entrar en contacto con los electrodos causa carbonización en las puntas de los electrodos reduciendo su vida considerablemente. Este aceite también incrementa la resistencia de contacto en las interfases ^[69].

3.7.5 Efecto del espesor del recubrimiento.

Los aceros con recubrimiento base Zn pueden soldarse bien por RSW pero la calidad de la unión es afectada por la composición y el espesor del recubrimiento [69.72]. Los intervalos de corriente utilizados para aceros con recubrimiento base Zn y Fe-Zn son similares a los utilizados para soldar el mismo acero sin recubrimiento, solamente que su curva de soldabilidad se encuentra ligeramente desplazada hacia valores de corriente mayores (Figura 3.16) [71-72].

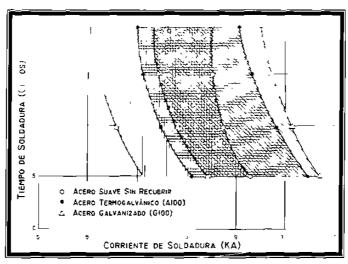


Figura 3.16. – Efecto del tipo de recubrimiento sobre la curva de soldabilidad de un material [71].



El espesor del recubrimiento es la variable más importante del recubrimiento en la afectación de la soldabilidad pues la vida útil del electrodo decrece conforme aumenta el espesor del recubrimiento $^{[68.72]}$, y decrece aún más conforme mayor sea la proporción entre el espesor del recubrimiento y el espesor de la lámina $^{[69]}$. Además el intervalo de corriente de soldadura que produce puntos de soldadura satisfactorios también es sensible al espesor de la capa del recubrimiento, particularmente a niveles de $5-10 \,\mu\text{m}$, que es el intervalo de las especificaciones comerciales $^{[68]}$.

3.7.6 Efecto de la composición química del recubrimiento.

En los recubrimientos GA sobrealeado, debido a la uniformidad de su fase Γ , se requieren corrientes de menor magnitud y se produce un calentamiento continuo y uniforme que mejora la soldabilidad e incrementa la vida del electrodo, pero con muy baja formabilidad. Mientras que los recubrimientos GA aleado con fases ζ y δ presentes tienen una mejor adherencia y se caracterizan por su alta dureza y alta resistencia al flujo lateral de corriente de soldadura reduciendo el efecto de desviación de corriente y logrando una excelente soldabilidad [69].

Por otro lado para los recubrimientos por inmersión en caliente, la soldabilidad depende de las fases intermetálicas presentes, así como de su uniformidad, espesor y dureza. Donde la formación de capas intermetalicas continuas, duras y uniformes mejora la soldabilidad del material pero reduce la formabilidad del mismo ^[69].

Se ha observado que la integridad de la capa de aleación Fe-Zn en el recubrimiento y su dureza afectan significativamente la calidad de la soldadura, pues los materiales recubiertos que presentan una pobre soldabilidad se despedazan y se rompen fácilmente o son más suaves y presentan una menor uniformidad en su conductividad eléctrica y térmica que aquellos que presentan una buena soldabilidad ^[69].