



Estudio y valoración del procedimiento de soldadura en láminas de aleación de aluminio AW5086

Study and assessment of the welding procedure in aluminum alloy sheets AW5086

Estudo e avaliação do processo de soldadura em folhas de liga de alumínio AW5086

Jorge Antunez

jorgelantunez@hotmail.com

<https://orcid.org/0000-0002-5458-8087>

Universidad de la Habana. Instituto de Ciencia y Tecnología de los Materiales. La Habana. Cuba

Artículo recibido el 29 de octubre 2021, / Aceptado el 30 de noviembre 2021 / Publicado el 15 de enero 2022

RESUMEN

La presente investigación tuvo como objetivo determinar la influencia de los cambios morfológicos de la aleación de aluminio AW 5086 en las propiedades mecánicas del conjunto soldado, al variar el régimen de soldadura. Para ello se elaboraron cuatro (4) probetas de Aleación de Aluminio 5086-H116 soldadas con Bisel mediante proceso GTAW a través de cuatro (4) corridas donde se combinaron diferentes amperajes y flujos. Posteriormente, se realizaron ensayos de tracción, doblez y dureza y, además, de análisis metalográfico de cada una de las probetas ensayadas. Se pudo determinar que la mejor corrida fue la I con 150 A y 8 l/min, ya que con este amperaje y flujo se alcanzaron las mejores propiedades mecánicas tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente. Del análisis metalográfico se concluyó que en términos generales en soldadura de aleación de aluminio no tratable térmicamente 5086 H-116, entre los componentes micro-estructurales están el precipitado de siliciuro de magnesio Mg₂Si y partículas finas del compuesto inter-metalico Mg₂Al₃, las cuales se encuentran dispersas en una matriz de magnesio en aluminio.

Palabras clave: aleación de aluminio AW 5086, cambios morfológicos, componentes micro-estructurales, proceso GTAW, propiedades mecánicas

ABSTRACT

The objective of this research was to determine the influence of morphological changes of AW 5086 aluminum alloy on changes in the mechanical properties of the welded assembly, by varying the welding regime. For this, 4 specimens of Aluminum Alloy 5086-H116 were welded with a Bevel by GTAW process through four runs where different amperes and flows were combined. Subsequently, tensile, bending and hardness tests were carried out; in addition to metallographic analysis of each of the test pieces tested. It was determined that the best run was I with 150 A and 8 l / min, since with this amperage and flow the best mechanical properties were achieved both in the weld bead and in the thermally affected area. From the metallographic analysis it is concluded that in general terms in 5086 H-116 non-heat-treatable aluminum alloy welding, among the microstructural components are the precipitate of magnesium silicide Mg₂Si and fine particles of the intermetallic compound Mg₂Al₃, which are found dispersed in a matrix of magnesium in aluminum.

Key words: AW 5086 aluminum alloy, morphological changes, microstructural components, GTAW process, mechanical properties

RESUMO

O objetivo desta investigação era determinar a influência das alterações morfológicas da liga de alumínio AW 5086 nas propriedades mecânicas do conjunto soldado, através da variação do regime de soldadura. Para este fim, quatro (4) exemplares de liga de alumínio 5086-H116 foram soldados em bisel pelo processo GTAW através de quatro (4) corridas onde diferentes amperagens e fluxos foram combinados. Posteriormente, foram efectuados ensaios de tracção, flexão e dureza, bem como análises metalográficas de cada um dos espécimes testados. Determinou-se que a melhor corrida era a I com 150 A e 8 l/min, uma vez que com esta amperagem e caudal foram conseguidas as melhores propriedades mecânicas tanto no cordão de solda como na zona termicamente afectada. Da análise metalográfica conclui-se que, em termos gerais, na soldadura de liga de alumínio não tratável a quente 5086 H-116, entre os componentes microestruturais encontram-se o precipitado de silicida de magnésio Mg₂Si e partículas finas do composto intermetálico Mg₂Al₃, que se encontram dispersas numa matriz de magnésio em alumínio.

Palavras-chave: AW 5086 liga de alumínio, alterações morfológicas, componentes microestruturais, processo GTAW, propriedades mecânicas

INTRODUCCION

El aluminio es un material que se ha incorporado progresivamente dentro de la industria gracias a su alta resistencia, bajo peso y ductilidad, entre otras propiedades. Parte de esta incorporación se debe al desarrollo de nuevas tecnologías de unión, principalmente la soldadura por fusión y más objetivamente el proceso de soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa, denominado por la American Welding Society (AWS) "Gas tungsten arc welding" (GTAW), también conocido como Tungsten Inert Gas (TIG).

Éste es un proceso de soldadura de alta calidad para aleaciones tratadas por el calor de un arco, que se establece entre un electrodo de tungsteno, no consumible, y el metal base. Las soldaduras hechas con sistema TIG son más fuertes, más resistentes a la corrosión y más dúctiles, que las realizadas con electrodos convencionales. El proceso de soldadura está sustituyendo actualmente a otros más tradicionales, como el SMAW (Arco Manual), sobre todo en las aplicaciones de aleaciones de aluminio; por su excelente calidad y mínimas distorsiones (Gómez y otros, 1998).

Por otro lado, en estas técnicas no se requiere el empleo de fundentes de protección, que pueden influir posteriormente en la resistencia a la corrosión de las uniones soldadas (Metals handbook, 1983, Gómez y otros 1998). Las soldaduras pueden realizarse en todas las posiciones con excelentes resultados. La gran ventaja de este método de soldadura es, básicamente, la obtención de cordones de mayor calidad y con mejores

acabados superficiales, que en el resto de los procedimientos, ya que el gas protector impide el contacto de los componentes del aire, como: nitrógeno, hidrógeno y el oxígeno con el baño de fusión. Además, dicho gas simplifica notablemente el soldeo de metales ferrosos y no ferrosos, por no requerir el empleo de fundentes.

Este proceso, a diferencia de aquellos en los cuales se usa fundente, permite al soldador ver claramente lo que está haciendo en todo momento con mayor claridad, lo que repercute favorablemente en el proceso de soldadura. Hoy en día se está generalizando el uso de la soldadura TIG, sobre todo, en las aleaciones de aluminio, que son aplicadas en industrias como: la automotriz, la férrea, la náutica, la aeronáutica y aeroespacial. El uso de esta aleación se atribuye, principalmente, a que es liviana y su costo, con respecto a su duración, es más bajo, que para el acero; además, el aluminio puro posee una alta conductividad eléctrica y térmica. Presentado la misma una resistencia a la tensión de 634 kg/cm² (9000 Psi), la cual puede ser mejorada en el proceso de fusión.

Se considera que estas aleaciones, especialmente las no tratadas térmicamente, son usadas en aplicaciones en las cuales aún se requieren altas resistencias, las cuales se logran a partir de grandes cantidades de magnesio en solución sólida. Dentro de las diferentes aleaciones de aluminio de la serie 5XXX, la 5086-H32 (AlMg4), comúnmente utilizado en la defensa, la construcción naval, ferrocarril, la aviación y la industria aeroespacial, es una aleación que posee

una atractiva combinación de propiedades, además de las ya mencionadas, presenta buena soldabilidad, buena conductividad eléctrica y térmica (Zhou y otros, 2005, Kallee y otros, 2002). Ésta tiene una resistencia estructural media con propiedades mecánicas, que se encuentran entre las aleaciones 5083, 5454, 5754. Su resistencia a la corrosión y su soldabilidad son buenas para ambos procesos GTAW y GMAW, utilizando el material de aporte con las normas AWS D1.2.

La capacidad de soldadura por fricción de esta serie ha sido estudiada por varios investigadores, específicamente la 5083 (Kaluc y Taban, 2005, Threadgill, 1997, Mclean, y otros, 2003). No obstante, son pocos los trabajos relativos a las aleaciones 5086, en este sentido, no sólo es importante mostrar la viabilidad de la soldadura aplicada, sino

también mostrar sus ventajas y/o desventajas respecto a las otras técnicas (Mishra y Ma, 2005). Por otra parte, en estas aleaciones de aluminio AW 5086 soldadas mediante el proceso TIG, se observa, que no se ha hecho una revisión con profusión, dirigida a estudiar la influencia de los parámetros del proceso de soldadura en los cambios morfológicos del depósito y sus propiedades, como para el caso de las aleaciones ferrosas.

MÉTODO

Materiales

Las probetas soldadas fueron de aluminio AW5086 H116 ASTM B928 (según Inspection Certificate 3.2 Nro: 4435), cuya composición química se refleja en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de la aleación de aluminio AW5086.

Elementos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Otros	Al
%	1.11	0.26	0.04	0.46	4.50	0.06	0.13	0.01	-----	Resto

Para realizar el proceso de soldadura, se utilizaron planchas de 8 mm (5/16 in) de espesor, las cuales fueron cortadas con equipo de plasma, en probetas de dimensiones de

25 cm x 25 cm, realizándole un bisel de 30° a cada plancha, tal como se evidencia en las Figuras 1 y 2.



Figura 1. Lamina AW5086 H116.

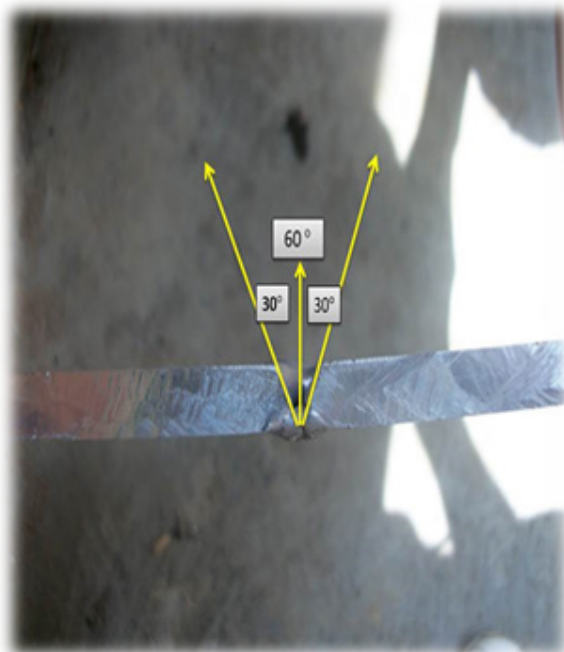


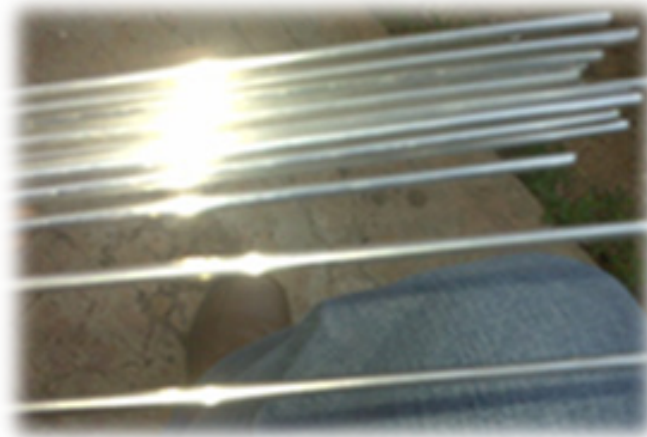
Figura 2. Junta tipo V hecho en las muestras con los biseles de 30° formando los 60°.

Como material de aporte se utilizaron varillas con denominación AWS A5-10 ER5356, en forma de alambre con \varnothing de 3/32" (2,5 mm)

y log de 36" (914,4 mm), cuya composición química se muestra en la Tabla 2 y su forma en la Figura 3 y 4.

Tabla 2. Composición química del material de aporte AA5356.

Elementos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ni	Ti	Al
%	2.1	0.4	0.30	--	4.5	--	0.10	--	0.20	resto

**Figura 3.** Varillas de aporte.**Figura 4.** Varillas de aporte.**Figura 5.** Electrodo no consumible de Tungsteno

Soldeo

El Procedimiento utilizado fue con de Soldadura TIG, utilizando la máquina para soldar Miller Syncrowave 200, de alta frecuencia con 300 Amperios. Se empleó como gas inerte el Argón con una composición de la mezcla 99,95%, ya que posee la ventaja de generar fácilmente un arco más estable y tiene una mejor acción de limpieza en la soldadura sobre aluminio y magnesio (trabajando con CA) con una resistencia mayor a la tracción. Además deja la soldadura brillante y con una apariencia plateada. Además, se utilizó un soplete para soldadura TIG, que contiene un interruptor de control, para comandar el suministro de gas inerte, el de agua, así como el de energía eléctrica.

Una vez identificado los equipos e insumos se establecieron los parámetros utilizados para la soldadura de las placas de aluminio

AW5086 con tratamiento H116, los cuales están regidos por los procedimientos de soldadura WPS (Welding Procedure Specification).

Los valores de voltaje e intensidad fueron promediados según los registros realizados por los instrumentos. Siendo utilizados los valores de intensidad de corriente en los rangos de 150 y 210 A y de flujo de argón de 8 y 18 L/min, se estructuró un diseño experimental, donde las corridas referentes a los parámetros del régimen de soldadura (intensidad y flujo de argón) garantizarán dos niveles diferentes de energía introducida, para cada tipo de electrodo. La composición de las corridas del diseño experimental se muestra en la matriz de la Tabla 3.

Tabla 3. Parámetros de soldadura.

Amperaje (A)	Flujo de Argón L/min	Dureza Brinell
150	8	59,34
150	18	52,00
210	8	54,56
210	18	53,66

Estudio metalográfico

Las muestras fueron cortadas por la superficie transversal al centro del cordón de soldadura en una máquina PEARSON de capacidad de 3050 mm de longitud de corte y espesor máximo de corte de 13 mm, para realizar los ensayos metalográficos y los

ensayos de tensión. Luego se realizó un corte más exacto a cada una de las probetas para su posterior desbaste y pulido, para luego ser observadas por el microscopio y observar su estructura.

Se realizó el desbaste con papel de lijas de 120, 240, 360, 400 y 600. Posterior a ello,

se realizó el pulido, donde el líquido utilizado fue alúmina de 0.05 micrones; A cada probeta se le aplicó la pulitura alrededor de 12 min, para luego ser atacada con Keller y pasar con el microscopio y ver su estructura y composición. Después de pulidas las piezas y atacadas con Keller, las mismas se observaron en el microscopio marca Olympus CK40M, Binocular con objetivos de, 100X 200X y 500X.

Tanto el material base como el material de aporte, se observaron con aumentos de 100X, 200X y 500X. Por lo que empleando la observación al microscopio óptico y la medida de microdureza en los depósitos analizados, permitió identificar las fases y estructuras presentes. A partir de esto, se dan las condiciones para poder cuantificar la presencia de estas fases y caracterizar los cambios morfológicos ocurridos en estos depósitos.

También se utilizó el programa Image Tool, para realizar el tratamiento de imágenes y la determinación cuantitativa de los parámetros que servirían para caracterizar los cambios morfológicos presentes en los depósitos de soldadura.

Procedimiento para la realización de la metalografía cuantitativa

Después de identificar las fases y estructuras presentes en los depósitos de fundiciones blancas en aluminio, con el propósito de estudiar el efecto de los parámetros de recargue fue necesario cuantificar los aspectos

morfológicos: cantidad y tamaño de granos, como medida de los cambios morfológicos que se pueden presentar.

Para la selección del área de medición se tomó para cada corrida tres micrografías del cordón y tres micrografías de la ZAT el cual se colocó en el portaobjeto del microscopio para visualizar un área de medición de mm², con aumento de 500 X, para contar la cantidad de granos, tal como se describe en la norma ASTM [5]. En estas condiciones se trabajó en el conteo de toda la población de granos presentes en cada imagen analizada, el mismo se realizó tanto en el borde como dentro del grano y para ello se utilizó el programa Digimizer image analysis.

RESULTADOS

Con el fin de comprobar las variaciones de dureza que experimentan las aleaciones después de realizar los ensayos de soldadura, se llevaron a cabo determinaciones de macrodureza Brinell, utilizando una esfera de 10 mm de diámetro con una carga no mayor a 3000 kg por un tiempo comprendido entre 10 a 15 segundos sobre la superficie transversal de las láminas.

Los resultados muestran la variación de dureza que existe tanto a medida que se penetra en la ZAT (Zona afectada térmicamente) como en el material base. Esto se puede reflejar con mayor determinación en el Gráfico 1.

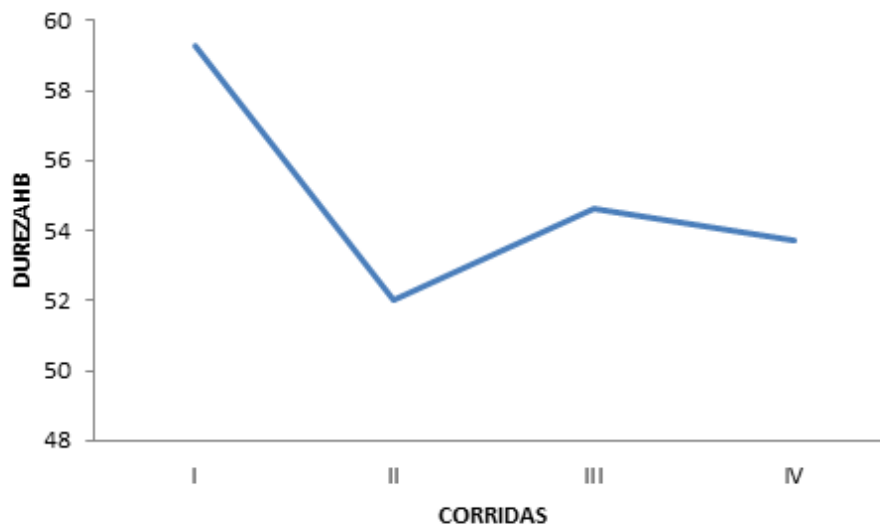


Gráfico 1. Curva de dureza.

Estas variaciones de dureza entre el material base y la Zona afectada térmicamente contribuyen en gran manera a las fallas de las aleaciones de aluminio. Es importante considerar además que, durante el proceso de soldadura, el material sufre un proceso de disolución de la matriz, lo que provoca una pérdida en las propiedades mecánicas en la ZAT.

Seguidamente se identificaron las fases y estructuras presentes en los depósitos, para ello se realizó una microscopía óptica y mediciones de dureza, en las corridas experimentales donde se obtuvieron resultados interesantes en la resistencia mecánica. En estos depósitos las fases y estructuras que se presentan están

determinadas fundamentalmente por la composición química del material de aporte utilizado, se analizarán a continuación para el material base, la zona afectada térmicamente y la interface entre las dos zonas.

La primera corrida se realizó con una intensidad de corriente de 150 A y un flujo de argón de 8 l/min. En las figuras 6 y 7 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material base, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta granos pequeños y una red continua de partículas finas del compuesto intermetálico Mg_2Al_3 llamada fase β en los límites de grano.

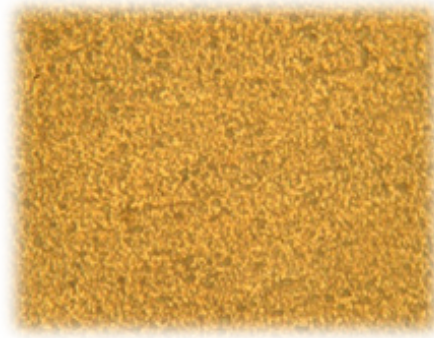


Figura 6. Fase y estructura de la Zona Afectada Térmicamente.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

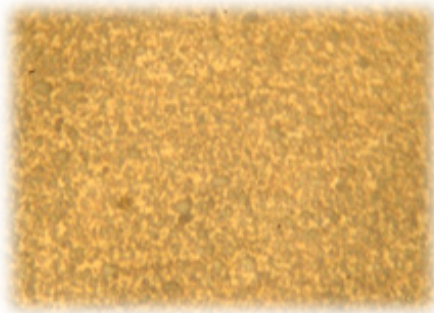


Figura 7. Fase y estructura de la Zona Afectada Térmicamente.
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

Las Figuras 8 y 9 muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. Se presenta una

estructura con dendritas equiaxiales de aluminio con un precipitado fino de Mg_2Al_3 , ubicado tanto en los límites de grano, como dentro del cuerpo.

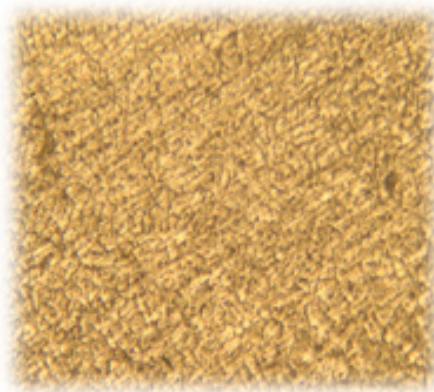


Figura 8. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

De igual manera, se presentan las Figuras 10 y 11, las cuales muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. Se presenta una

estructura con dendritas equiaxiales de aluminio con un precipitado fino de Mg_2Al_3 , ubicado tanto en los límites de grano, como dentro del cuerpo.

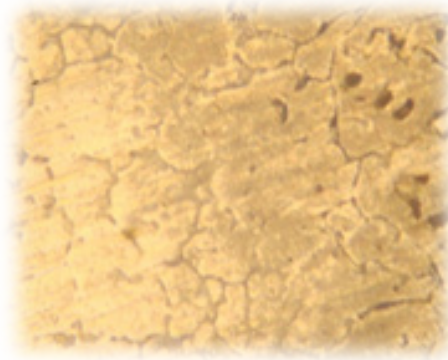


Figura 9. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

De igual manera, se presentan las Figuras 10 y 11, las cuales muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. Se presenta una

estructura con dendritas equiaxiales de aluminio con un precipitado fino de Mg_2Al_3 , ubicado tanto en los límites de grano, como dentro del cuerpo.

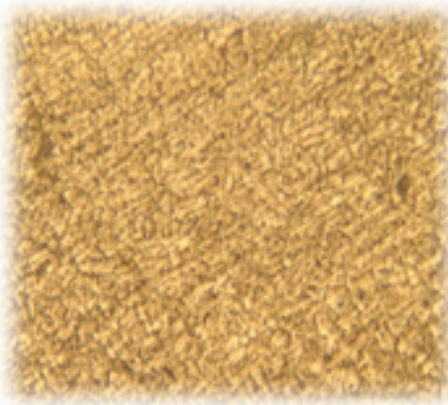


Figura 10. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.



Figura 11. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

La segunda corrida se realizó con una intensidad de corriente de 150 A y un flujo de argón de 18 l/min. En las Figuras 12 y 13 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material base, con

aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta granos pequeños y una red continua de partículas finas de Mg_2Al_3 en los límites de grano.

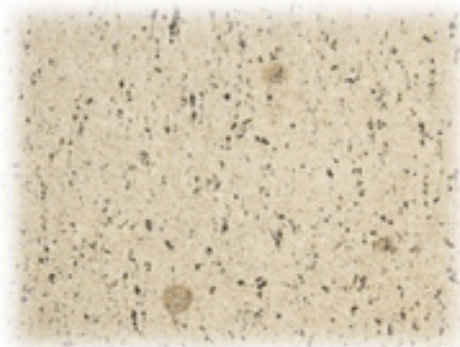


Figura 12. Fase y estructura del Material Base.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

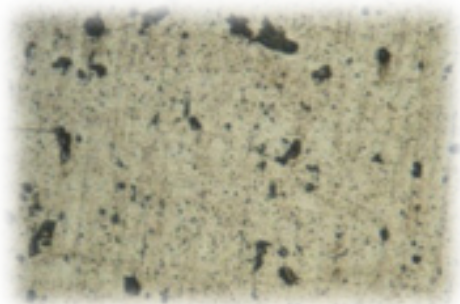


Figura 13. Fase y estructura del Material Base.
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

En las Figuras 14 y 15 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material de aporte, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. Se observan granos equiaxiales de aluminio,

predominantemente hexagonales. Ocurre la precipitación en el interior de los granos. En los límites de granos se llegan a formar largos precipitados de Mg_2Al_3 .



Figura 14. Fase y estructura de la Zona Afectada Térmicamente. Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

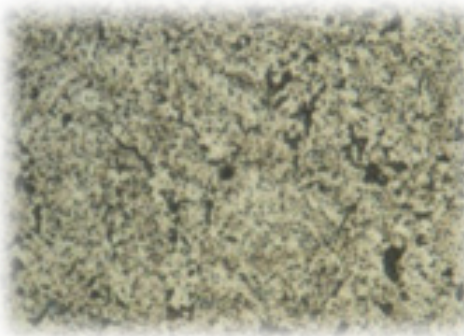


Figura 15. Fase y estructura de la Zona Afectada Térmicamente. Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

Las Figuras 16 y 17 muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. Los granos equiaxiales son de mayor tamaño. En el

interior de los granos se observan dendritas de Silicio eutéctico, orientadas en diversas direcciones. Los bordes de los granos están bien delimitados por cadenas de pequeños precipitados de Mg_2Al_3 .



Figura 16. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.



Figura 17. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

La tercera corrida se realizó con una intensidad de corriente de 210 A y un flujo de argón de 8 l/min. En las Figuras 18 y 19 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material base, con

aumentos de, 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta granos pequeños y una red continua de partículas finas de Mg_2Al_3 en los límites de grano.



Figura 18. Fase y estructura del material base.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

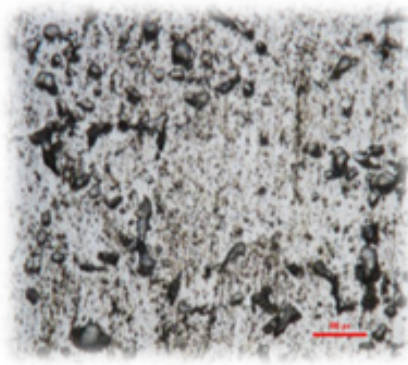


Figura 19. Fase y estructura del material base.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

Seguidamente, se muestra en las Figuras 20 y 21 imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material de aporte, con aumentos de 50 X y 500 X respectivamente. En la microestructura se observa una

estructura continua indeseable de partículas Mg_2Al_3 precipitó en las fronteras del grano; las partículas grandes son fases insolubles. Solución tratada con aplicación de calor. Fragmentación de la estructura de grano.

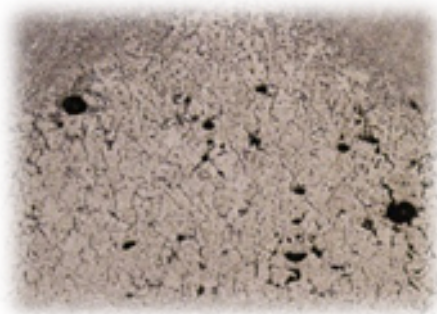


Figura 20. Fase y estructura de la zona afectada térmicamente.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

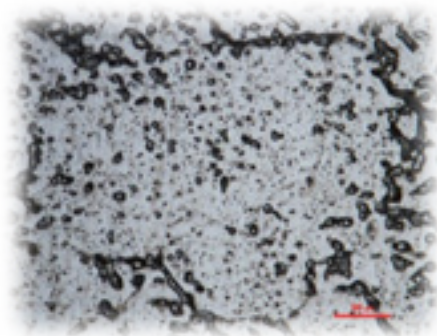


Figura 21. Fase y estructura de la zona afectada térmicamente.
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

Luego se observó, imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con aumentos de 100 X y 500 X respectivamente, tal como se visualiza

en las Figuras 22 y 23. La Microestructura presenta partículas interdendríticas de Silicio eutéctico.



Figura 22. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

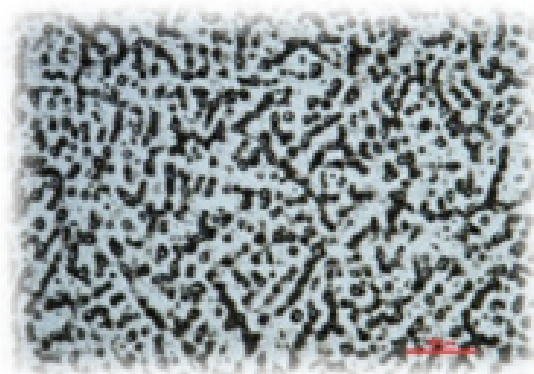


Figura 23. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

De igual manera, la tercera corrida se realizó con una intensidad de corriente de 210 A y un flujo de argón de 8 l/min. En las Figuras 24 y 25 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material base, con

aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta granos pequeños y una red continua de partículas finas de Mg_2Al_3 en los límites de grano.



Figura 24. Fase y estructura del material base.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

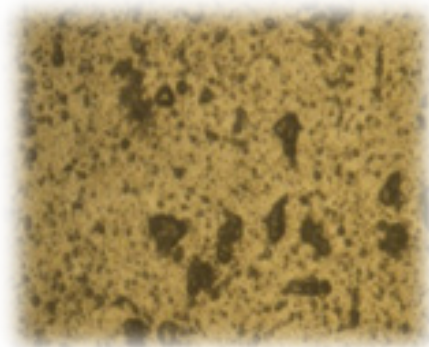


Figura 25. Fase y estructura del material base.
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

De igual manera, la tercera corrida se realizó con una intensidad de corriente de 210 A y un flujo de argón de 8 l/min. En las Figuras 24 y 25 se muestran imágenes de microscopía óptica, correspondiente al material base, con

aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta granos pequeños y una red continua de partículas finas de Mg_2Al_3 en los límites de grano.

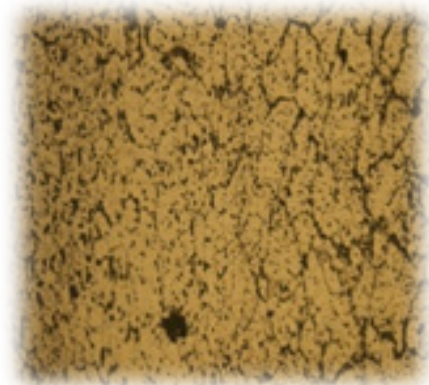


Figura 26. Fase y estructura de la zona afectada térmicamente.
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

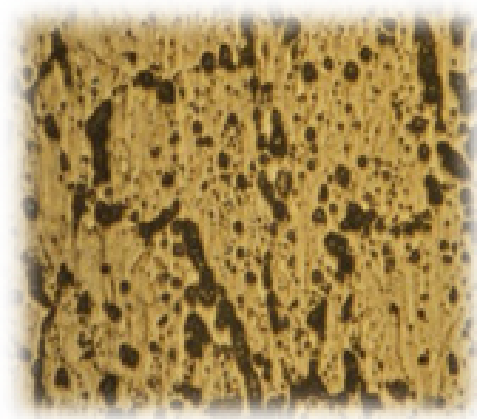


Figura 27. Fase y estructura de la zona afectada térmicamente.
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

Asimismo, se visualizó en las Figuras 28 y 29 imágenes de microscopía óptica, correspondiente a la frontera del cordón, con

aumentos de 100 X y 500 X respectivamente. La Microestructura presenta partículas interdendriticas de Silicio eutéctico.

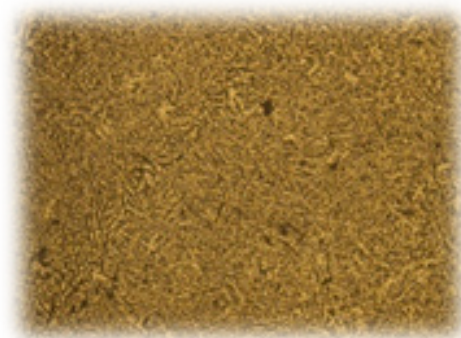


Figura 28. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 100 X. Ataque con Keller.

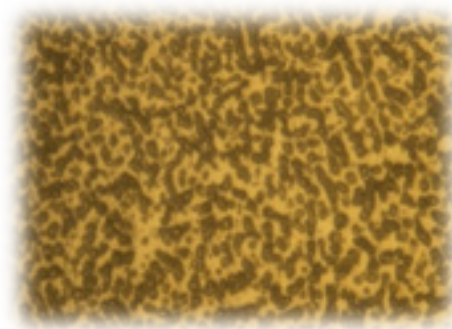


Figura 29. Fase y estructura del material de aporte (Cordón).
Aumento de 500 X. Ataque con Keller.

Para comprobar en cuál de las corridas se encuentra la diferencia mínima significativa, en la Tabla 4 se observan los valores resultantes. En este caso se obtuvieron diferencias estadísticamente significativas entre los grupos de comparación siendo favorable para la corrida I, lo que indica que una intensidad de 150 amperaje y un flujo de 8 L/min permite determinar la mejor combinación la resistencia a la tracción,

condición en la cual uno de los componentes micro estructurales de la aleación como es el Mg_2Al_3 se encuentra distribuido en partículas finas ubicado tanto en los límites de grano, como dentro del cuerpo, en cuanto al otro componente Al- Mg_2Si se observa que el tamaño de grano aumento levemente en la ZAT, y en el cordón de soldadura, se encuentra una fase eutéctica.

Tabla 4. Comparaciones múltiples.

Variable dependiente: Resistencia DMS

(I) Corrida	(J) Corrida	Diferencia de medias (I-J)	Error típico	Sig.	Intervalo de confianza al 95%	
					Límite inferior	Límite superior
Corrida I	Corrida II	116,10200*	18,42306	,000	73,6183	158,5857
	Corrida III	73,79400*	18,42306	,004	31,3103	116,2777
	Corrida IV	73,29400*	18,42306	,004	30,8103	115,7777
Corrida II	Corrida I	-116,10200*	18,42306	,000	-158,5857	-73,6183
	Corrida III	-42,30800	18,42306	,051	-84,7917	,1757
	Corrida IV	-42,80800*	18,42306	,049	-85,2917	-,3243
Corrida III	Corrida I	-73,79400*	18,42306	,004	-116,2777	-31,3103
	Corrida II	42,30800	18,42306	,051	-,1757	84,7917
	Corrida IV	-,50000	18,42306	,979	-42,9837	41,9837
Corrida IV	Corrida I	-73,29400*	18,42306	,004	-115,7777	-30,8103
	Corrida II	42,80800*	18,42306	,049	,3243	85,2917
	Corrida III	,50000	18,42306	,979	-41,9837	42,9837

Una vez comprobada la validez estadística del modelo, verificando los supuestos sobre el error queda planteado un modelo cubico, observado en el Gráfico 2, para la resistencia a la doblez cara, donde la bondad del ajuste del modelo obtenido fue de 88% (r^2), para

el modelo de regresión lineal 89% para el cuadrático y para el cúbico de 100% el cual fue el mejor obtenido, por lo que las estimaciones de los parámetros se expresan en la ecuación 1.

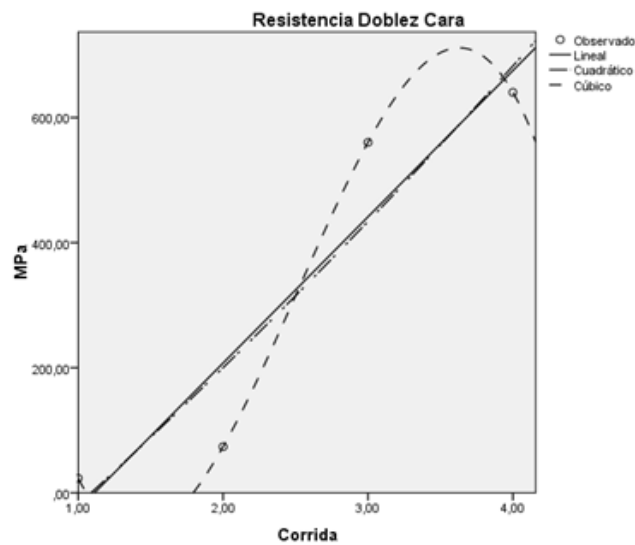


Gráfico 2. Ajuste de la curva resistencia a la doblez cara.

$$\text{Resistencia Doblez Cara} = 1250,950 - 2147,765C + 1060,400C^2 - 140,405C^3 \quad (\text{Ec } 1)$$

En relación al modelo estadístico descrito se evidencia que el comportamiento de la resistencia en el ensayo doblez lado cara, se observa como los cambios en el amperaje y flujo tienen una relación directa en ella y por lo tanto la resistencia aumenta en la medida que aumenta el amperaje y / o flujo. Mientras que en el ensayo doblez revés se observa según

el Gráfico 3 una relación inversa tal como fue descrito en el ensayo de tracción, donde la bondad del ajuste del modelo obtenido fue de 22% (r^2), para el modelo de regresión lineal 30% para el cuadrático y para el cúbico de 100% el cual fue el mejor obtenido, por lo que las estimaciones de los parámetros se expresan en la ecuación 2.

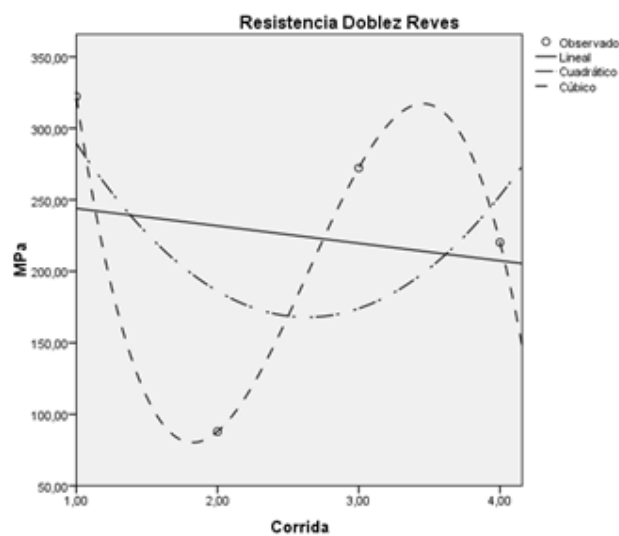


Gráfico 3. Ajuste de la curva resistencia al doblez revés.

$$\text{Resistencia Doble Revés} = 1630,050 - 2062,827C + 864,185C^2 - 109,148C^3 \quad (\text{Ec } 2)$$

Seguidamente la Tabla 5 permite evidenciar que no existe diferencia entre las resistencias para el ensayo de doblez (cara) (0,136 > 0,05), pero si existe diferencia en la resistencia calculada en el ensayo de doblez (revés).

Tabla 5. Prueba para una muestra.

t	gl	Sig. (bilateral)	Valor de prueba = 0		
			Diferencia de medias	95% Intervalo de confianza para la diferencia	
				Inferior	Superior
2,022	3	,136	324,41250	-186,3009	835,1259
4,477	3	,021	225,66250	65,2352	386,0898

Comparando los resultados obtenidos se puede concluir que para amperajes mayores a 150, el tamaño de los precipitados empieza a crecer, este fenómeno de crecimiento de los precipitados, conjuntamente con la evaporación del magnesio por efecto de las altas temperaturas producto del alto amperaje, son las causas principales en la disminución de la resistencia al doblado en la soldadura de la aleación de aluminio 5086 H-116.

Una vez comprobada que la dureza se distribuye como una normal, se observa

que ante los cambios de amperaje y flujo el comportamiento de la dureza es inversamente proporcional. Se evidencia según la gráfica 4 que la mayor dureza se tiene a 150 A y 8 l/min, luego de este amperaje y flujo la dureza empieza a disminuir, esto se debe principalmente a la relación directamente proporcional que tiene el amperaje en el incremento de la cantidad de energía suministrada a la soldadura, produciendo por esta razón una zona afectada por el mayor calor y por ende una menor dureza.

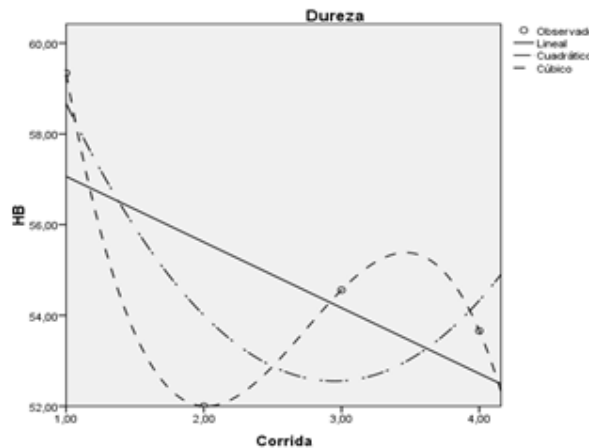


Gráfico 4. Ajuste a la curva Dureza

Luego el mejor modelo estadístico queda establecido según la ecuación 3, donde la bondad del ajuste del modelo obtenido fue

de 34% (r^2), para el modelo de regresión lineal 69% para el cuadrático y para el cúbico de 100%

$$\text{Dureza} = 89,900 - 46,717C + 18,350C^2 - 2,233C^3 \quad (\text{Ec } 3)$$

Seguidamente se aplicó la prueba paramétrica, a través del análisis de varianza, los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 6, evidenciándose que ($0,000 < 0,05$) por lo tanto se rechaza H_0 y se comprueba

que existen diferencias estadísticamente significativas en la dureza de las láminas de aleación de aluminio AW5086 con tratamiento H116.

Tabla 6. Prueba para una muestra.

	t	gl	Sig. (bilateral)	Valor de prueba = 0		
				Diferencia de medias	95% Intervalo de confianza para la diferencia Inferior	Superior
Dureza	34,846	3	,000	54,89000	49,8769	59,9031

Para el conteo de granos se efectuó una micrografía a cada una de las probetas con una ampliación de 500X para determinar la cantidad de granos presentes en el cordón de

soldadura y en la zona afectada térmicamente. Las medias de los resultados se presentan en las Tablas 7 y 8.

Tabla 7. Cordón 500X.

Amperaje (A)	Flujo de Argón l/min	Cb	Cd	TbPix2	TdPix2
150	8	87	732	139,1045	67,25
150	18	171,33	48,67	14,89	21,79
210	8	389	152	28,31	12,92
210	18	741,67	110,67	28,08	17,52

Tabla 8. 7 ZAT.

Amperaje (A)	Flujo de Argón l/min	Granos		Segunda fase			
		C	T Pix2	Cb	Cd	TbPix2	TdPix2
150	8	36,5	75969,25	86	328	146,618	113,495
150	18	28,67	10512,67	281,33	181,33	14,87	10,35
210	8	10,33	58107,00	132,00	141,33	63,42	10,52
210	18	14,33	74947,67	223,00	81,33	36,46	22,29

Con los datos especificados y comprobando su distribución normal se procedió a realizar las diferentes pruebas de análisis, obteniéndose diferentes comportamientos en relación a la cantidad en el borde y dentro

del grano, así como para el área en el borde y dentro del grano, cuyo modelo estadístico se ajusta al cubico establecido en las ecuaciones del 4 al 7.

$$CBZAT = -1038,980 + 1784,802C - 757,320C^2 + 97,498C^3 \quad (\text{Ec } 4)$$

$$CDZAT = 708,010 - 538,903C + 180,005C^2 - 21,112C^3 \quad (\text{Ec } 5)$$

$$TBZAT = 714,472 - 871,176C + 345,957C^2 - 42,635C^3 \quad (\text{Ec } 6)$$

$$TDZAT = 411,670 - 426,262C + 143,373C^2 - 15,286C^3 \quad (\text{Ec } 7)$$

En síntesis, se evidencia que a mayor amperaje y flujo tanto la cantidad y área dentro del grano disminuye a excepción de la cantidad del borde, esto se debe a que la cantidad de calor hace que crezcan los granos y los precipitados de silicio de magnesio emigran hacia los bordes, que es contraproducente ya que pudiera existir la corrosión intra-granular.

CONCLUSIONES

Una vez realizado los ensayos para determinar la influencia de los cambios morfológicos de la aleación de aluminio AW 5086 en el incremento de las propiedades mecánicas, al variar el régimen de soldadura se concluyó que: Una vez construidas y posteriormente evaluadas cuatro (4) probetas

de Aleación de Aluminio 5086-H116 soldadas en V mediante proceso GTAW a través de cuatro (4) corridas donde se combinó diferentes amperajes y flujo, se logró determinar que la mejor corrida fue la I con 150 A y 8 l/min, ya que con este amperaje y flujo se alcanzó las mejores propiedades mecánicas tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente.

Ante el aumento de uno de los factores incidentes en la resistencia a la tracción (amperaje y/o flujo) esta disminuyó en 17,75 MPa de manera que al aumento del amperaje y/o flujo es causa principal en la disminución de las propiedades mecánicas de la soldadura de la aleación de aluminio 5086 H-116.

En el ensayo doblez revés se observó una relación inversa, es decir a mayor amperaje y/o flujo menor resistencia, sin embargo, es importante acotar que en el ensayo doblez cara el comportamiento es totalmente contrario al de revés y a medida que aumenta la corriente y/o flujo la resistencia aumenta, esto conlleva a una mayor ductilidad del material.

Se evidenció que la mayor dureza se tiene a 150 A y 8 l/min, a partir del aumento en algunos de estos valores, la dureza comienza a disminuir, esto se debe principalmente a la relación directamente proporcional que tiene el amperaje en el incremento de la cantidad de energía suministrada a la soldadura.

A mayores amperajes después de 150, el tamaño de los precipitados empieza a crecer, este fenómeno conjuntamente con la evaporación del magnesio por efecto de las altas temperaturas, son las causas principales

en la disminución de las propiedades mecánicas de la soldadura de la aleación de aluminio 5086 H-116.

Del análisis metalográfico se concluyó que en términos generales una soldadura de aleación de aluminio no tratable térmicamente 5086 H-116, entre los componentes microestructurales están el precipitado de siliciuro de magnesio Mg_2Si y partículas finas del compuesto intermetálico Mg_2Al_3 las mismas que se encuentran dispersas en una matriz de magnesio en aluminio.

Al determinar, evaluar y analizar los cambios microestructurales en la zona afectada térmicamente, se observó que la presencia del micro-constituyente Mg_2Si es importante ya que éste actúa como un endurecedor, sin desestimar también la influencia que tiene el Al_3Mg_2 cuya distribución uniforme aporta también al mejoramiento de las propiedades mecánicas de la soldadura.

La distribución y tamaño del siliciuro de magnesio Mg_2Si se ven afectados directamente por la variación del amperaje y flujo, es así que el tamaño de este micro constituyente crece y su distribución es aleatoria dentro de la matriz, al efectuarse la soldadura con amperajes y flujos mayores al de mejor resultado. Lo cual, sumado a la evaporación de magnesio por efecto de las elevadas temperaturas, da como resultado una baja en las propiedades mecánicas. En cambio, al efectuar la soldadura con el amperaje (150 A) y flujo (8 L/min) el tamaño de este micro constituyente tiende a decrecer y la distribución dentro de la microestructura es uniforme.

En relación a la cantidad y el área de granos

se evidenció que a mayor amperaje y flujo la cantidad de grano dentro del área disminuye, a excepción de la cantidad de grano en el borde, debido a que la cantidad de calor hace que crezcan los granos y los precipitados de silicio de magnesio se alojan en los bordes, este fenómeno es contraproducente ya que pudiera inducir a la corrosión intra-granular.

REFERENCIAS

- Gómez, J., Ureña, A., Villauriz, E. Manzanéolo, S., Barrena, I. (1998). Soldadura TIG y MIG de las aleaciones de aluminio 6061 y 7020. Estudios microestructurales y de propiedades mecánicas. Consejo Superior de Investigaciones Científicas Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
- Kallee, S. Da Venport, J y Nicholas, E.(2002). *Welding Journal*, 81, p. 47
- Kaluc, E y Taban, E. (2005). DVS Annual Welding Conference, Schweissen and Schneiden, Essen, Germany. p. 489.
- McClean, A. y Powell, G., Brown, I. y H.—Linton, V. (2003). *Science and Technology of Welding and Joining*, 8, p. 462
- Metals handbook. (1983). 9a. Edition, ASM. (6)
- Mishra, R. y Ma, Z. (2005). *Materials Science and Engineering R*, 50, p. 1
- Threadgill, P.(1997) *TWI Bulletin*, Reprint 513/2/97, Cambridge
- Zhou, C. Yang, X. y Juanet, G (2005). *Scripta Materialia*, 53, p. 1187