



PROPIEDADES MECÁNICAS LOCALES DE SOLDADURAS PAW DE ACERO 4130 EN CHAPA FINA PARA APLICACIONES AEROESPACIALES

Hernán Svoboda⁽¹⁾, Nelson Alvarez Villar^{(2,3)*}, Alejandro Miranda⁽¹⁾ Víctor Fierro⁽²⁾, Andrea Ansaldi⁽²⁾ y Rodrigo Gabarain⁽²⁾

(1) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Av. Las Heras 2214, C1127AAR, CABA, Argentina.

(2) Departamento de Mecánica Aplicada, CITEDEF, San Juan Bautista de La Salle 4397, B1603ALO, Villa Martelli, Buenos Aires, Argentina.

(3) Facultad Regional Haedo - Universidad Tecnológica Nacional, París 532, B1706EAH, Haedo, Buenos Aires, Argentina

* Correo Electrónico (autor de contacto): nalvarezvillar@citedef.gob.ar

El acero AISI 4130 es un material empleado en la fabricación de carcasas de cohetes para las industrias aeroespacial y de defensa. La soldadura de este material en chapas finas es un aspecto de relevancias que presenta dificultades y en general requiere de tratamiento térmico post soldadura para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas. En el presente trabajo se estudiaron las propiedades mecánicas locales de AISI 4130 de 0,9 mm de espesor, soldado por Plasma Arc Welding con tratamiento térmico post-soldadura. Se evaluaron aspectos como la macro y microestructura, los perfiles de microdureza, plegado y ensayos de micropunzonado.

Los aceros AISI 4130 son considerados un material alternativo a los aceros Maraging para aplicaciones en las áreas aeroespacial y de defensa. Los requerimientos de calidad en aplicaciones militares requieren el desarrollo de procedimientos de soldadura y de caracterización mecánica [1].

La soldadura del acero AISI 4130 en bajos espesores presenta dificultades y requiere de tratamientos térmicos post-soldadura a fin de ajustar las propiedades de la junta, por lo que la optimización del procedimiento de soldadura es un aspecto de relevancia sobre el que se cuenta con escasa información.

La Soldadura por Plasma (PAW) puede considerarse como una alternativa a la Soldadura con Electrodo de Tungsteno y Protección Gaseosa de Gas Inerte (GTAW), en ambas se utiliza un electrodo no consumible de tungsteno para establecer el arco eléctrico y no se requiere el aporte de material. En chapas de bajo espesor ambos procesos son recomendables porque se caracterizan por el bajo aporte de calor, aunque la soldadura PAW presenta ventajas asociadas a la constricción del arco. Entre ellas: elevada densidad de energía, mejoras en la estabilidad del arco y una mayor capacidad de penetración [2].

El objetivo de este trabajo fue evaluar las características obtenidas de soldaduras de acero AISI 4130 de 0,9 mm de espesor, obtenidas por PAW y con tratamiento térmico post-soldadura según la condición deseada de uso.

La caracterización de las uniones soldadas, conforme a estándares aeroespaciales [3, 4] requiere la determinación de propiedades mecánicas y control de la calidad de la soldadura (defectos, microestructura).

Se realizaron cordones de soldadura del tipo "bead on plate" con el proceso de soldadura PAW, empleando como gas de protección y plasma Ar. La corriente de soldadura fue de 80 A y los parámetros se definieron a fin de obtener penetración completa y buena operatividad. Sobre las muestras obtenidas se realizó la caracterización metalúrgica y mecánica.

En la Figura 1 se muestra la macrografía y las microestructuras obtenidas.

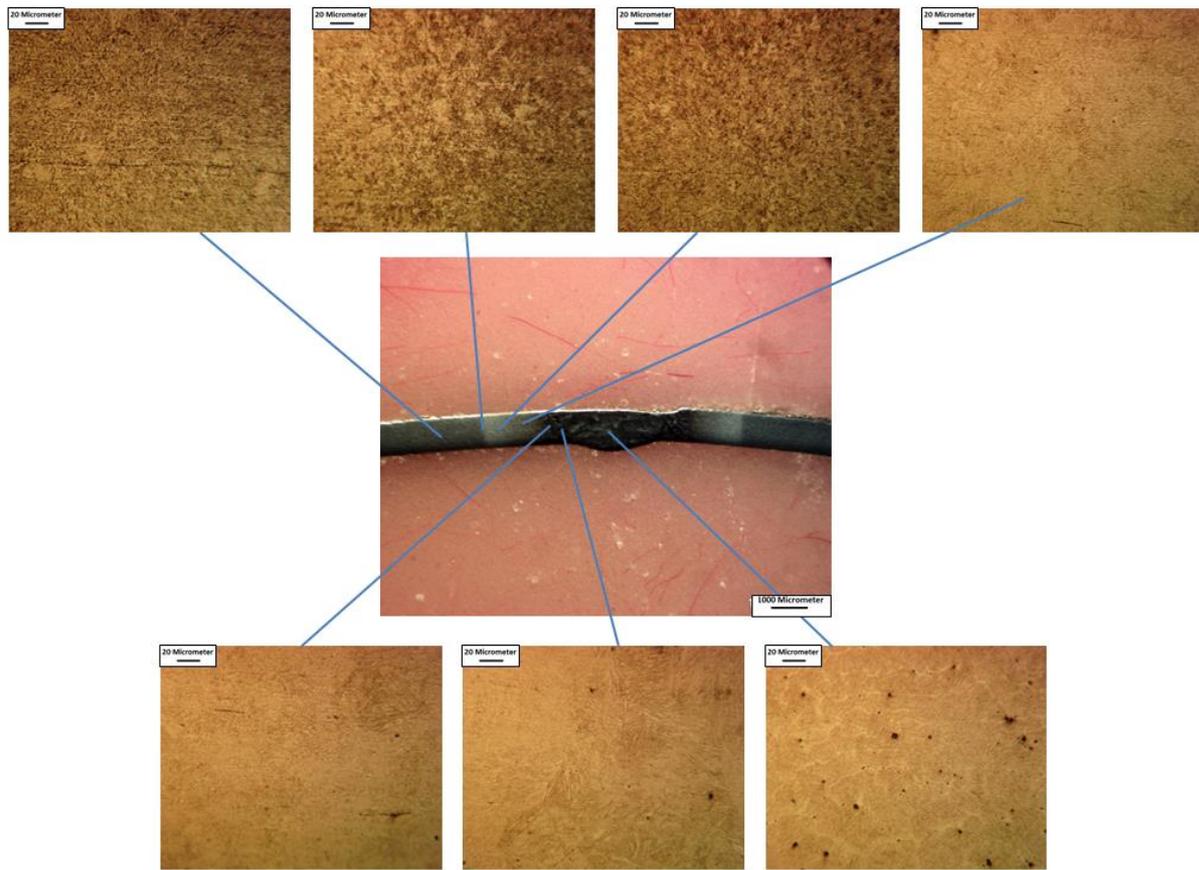


Figura 1: Macro y microestructura de unión soldada por PAW.

Se observa la penetración completa, bajo nivel de socavado y la ausencia de porosidad. La microestructura resulta ser martensita revenida en el metal base. Se observa martensita fresca en la ZAC y en el Metal de Soldadura. El ancho del cordón presenta unos 3 mm, mientras que toda la junta presenta un tamaño de unos 6,3 mm.

Sobre muestras soldadas se realizó un tratamiento térmico post soldadura (PWHT) correspondiente a un revenido a 600°C, durante 30 minutos.

En la Figura 2 se muestra un perfil de microdureza típico medido sobre la mitad del espesor con un indentador Vickers y una carga de 1 kg.

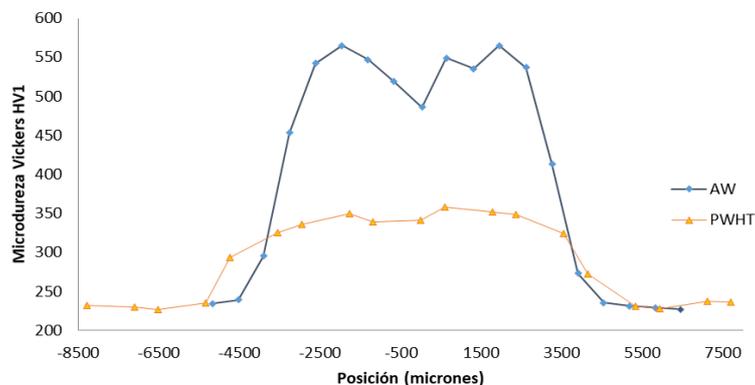


Figura 2: Perfil de microdureza de la soldadura en condición AW y PWHT.

Las soldaduras en condición como soldada (AW) presenta un fuerte endurecimiento en la ZAC y el MS (550 HV), respecto del material base (230HV), asociada a la formación de martensita fresca mencionada, lo que favorece una pérdida de tenacidad asociada a dichas zonas.

Con el tratamiento térmico post soldadura (PWHT) se ajusta la microestructura por el revenido de la martensita fresca, logrando una mayor uniformidad de la microdureza en la soldadura (350 HV). Sobre muestras de las condiciones MB, AW y PWHT se realizaron ensayos de plegado a 180°, los cuales mostraron un resultado satisfactorio, sin presentar fisuración. La caracterización mecánica se completó con ensayos Small Punch Test (SPT) aplicados al metal base y al metal de soldadura.

Los modos de falla están determinados por las propiedades mecánicas locales en las uniones soldadas. Diversos autores destacan la conveniencia de utilizar ensayos en mini-probetas que complementan las propiedades obtenidas mediante microdureza y análisis de microestructuras [5].

En los ensayos de punzonado de mini-probetas (SPT) las probetas se cargan hasta la fractura obteniéndose registros de carga-desplazamiento a partir de los cuáles, mediante relaciones semiempíricas, se estiman las propiedades de tracción. En estos ensayos se utiliza como referencia el metal base y se compara con los ensayos convencionales [6].

Agradecimientos: El trabajo fue realizado con el financiamiento del Ministerio de Defensa PIDDEF N° 16/12.

Referencias

- [1] F. Souza Neto, D. Neves, O. Silva, M. Lima, A. Abdalla, An analysis of the mechanical behavior of AISI 4130 steel after TIG and laser welding process, *Procedia Engineering* 114, 2015, 181-188.
- [2] Harishkumar P., Riddhish T., Rajat D., A review on alloy steel welded by Plasma Arc Welding and Gas Tungsten Arc Welding for comparative study of mechanical properties, *International Journal of Scientific Research in Science, Engineering and Technology* 3(8), 2017, Online ISSN:2394-4099.
- [3] AWS D17.1/D17.1M:2017 Specification for Fusion Welding for Aerospace Applications
- [4] AWS D1.3/D1.3M:2018 Structural Welding Code - Sheet Steel
- [5] C. Rodríguez, J. García Cabezas, E. Cárdenas, F. Belzunce, C. Betegón, Mechanical properties characterization of Heat-Affected Zone using the Small Punch Test, *Welding Journal* 88(9), 2010, 188-192.
- [6] E.Wenger, N.Alvarez Villar, V.Fierro, A.Ansaldi, R.Gabarain, Método de obtención y evaluación de propiedades Mecánicas en ensayo SPT, 2017, CITEDEF ISSN 0325-1527.



Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales

18º SAM-CONAMET

1-5 de octubre de 2018

San Carlos de Bariloche, Argentina

PARÁMETROS TÉRMICOS, ESTRUCTURALES Y VALORES DE MICRODUREZA EN ALEACIONES Al-Ni SOLIDIFICADAS EN FORMA VERTICAL ASCENDENTE

Roberto S. Rozicki^{(1)*}, Camila B. Villalba Heuer⁽¹⁾, Alex I. Kociubczyk⁽¹⁾ y Alicia E. Ares^(1,2)

(1) ProMyF - FCEQyN, UNaM, Félix de Azara 1552 (3300), Posadas, Misiones, Argentina.

(2) IMAM, UNaM, CONICET, FCEQyN (Calle Félix de Azara N° 1552, N3300LQD, Misiones), Posadas, Argentina.

**robertorozicki@gmail.com*

Las aleaciones de aluminio son muy utilizadas en la industria en la fabricación de componentes estructurales. La estructura interna del material y su forma de solidificación determinará propiedades características. El objetivo de este trabajo es estudiar la relación entre los parámetros térmicos, macroestructurales y microestructurales para definir características deseadas en la solidificación de aleaciones Al-Ni.

Las aleaciones de aluminio son de uso masivo en aplicaciones aeroespaciales, automotrices, de procesos y otras industrias. Además de mejorar la dureza, rigidez y las propiedades mecánicas, las aleaciones Al-Ni se destacan por conservar sus propiedades a temperaturas más altas [1,2].

Una etapa importante en la preparación de la aleación es el proceso de solidificación, en el que el metal líquido se enfría para solidificarse y adoptar una estructura cristalina determinada [3-9]. Se produce la nucleación y el crecimiento del sólido en el seno del líquido, con liberación de calor latente de transformación líquido-sólido, que puede ser controlado regulando la energía liberada en función del tipo y cantidad de cristales que se quieran obtener. De esta manera la microestructura del material y el proceso de solidificación afectan a la dureza de la aleación [10-15].

El presente trabajo tiene como objetivo estudiar la solidificación direccional en forma vertical ascendente de aleaciones Al-Ni, relacionando la dependencia de la macroestructura con los parámetros de solidificación para las probetas solidificadas direccionalmente de las siguientes composiciones: Al-1%Ni, Al-3%Ni, Al-5,7%Ni y Al-8%Ni (porcentajes en peso). Se correlacionan las temperaturas máximas alcanzadas por el sistema antes de iniciar el proceso de solidificación, los gradientes de temperatura, las velocidades de enfriamiento, las temperaturas de *liquidus* y *solidus*, los tiempos de solidificación local en las posiciones de cada termocupla, el perfil de los frentes de solidificación, la macroestructura resultante, la microestructura y la microdureza en la microestructura que se encuentra en cada zona de la macroestructura.

Para realizar las experiencias de solidificación direccional en forma vertical ascendente se utiliza un horno eléctrico vertical de resistencias, de 17 cm de altura. Con el uso de un registrador electrónico FieldLogger NOVUS® de seis canales se midieron las temperaturas en seis puntos de las probetas, cada 0,5 segundos. Se inició la medida de las temperaturas con la resistencia del horno apagada, el metal líquido a 800°C y el enfriador de la base funcionando con agua circulando.

Finalizado el proceso de solidificación se realizó el tratamiento metalográfico de las probetas, para ello se hizo un corte longitudinal perpendicular a la dirección de las termocuplas, una de las caras formadas con el corte se desbastó, empleando lijas de diferentes granulometrías (hasta #1000) y luego se atacó químicamente con la solución de Keller (10 ml HCl, 15 ml HNO₃, 5 ml HF) durante unos 5 segundos, hasta revelar la macroestructura, como se observa en la Figura 1.

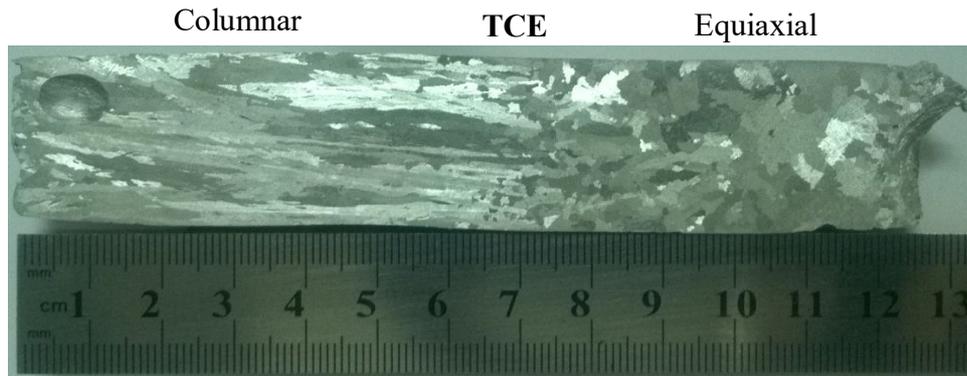


Figura 1: Fotografía de la probeta de Al-1%Ni, con revelado de la macroestructura.

El tamaño de los granos se determinó empleando la norma ASTM E 112 utilizando una imagen escaneada de la probeta.

Para analizar la microestructura se realizó nuevamente un tratamiento metalográfico y químico y se analizó la estructura con una fotografía en microscopio con aumento de 5x y 10x según corresponda empleando la norma ASTM E 112.

La microdureza Vickers se midió para cada microestructura que se encuentra en la zona macroestructura utilizando 25gf/10seg para la aleación Al-1%Ni, 10gf/10seg para Al-3%Ni y 50gf/10seg para Al-5,7%Ni y Al-8%Ni.

Analizando la macroestructura de las probetas la zona columnar tiene una longitud promedio de 3,62 cm, la zona Transición Columnar a Equiaxial (TCE) 2,75 cm y la equiaxial 3,13 cm. Los tamaños de grano promedio obtenidos son de 3,98 mm en la zona columnar, 2,12 mm en la zona TCE y 2,29 mm en la zona equiaxial. A medida que aumenta la concentración de níquel en la aleación se observó que en la zona columnar la geometría del grano se reduce en longitud y tiende a formar estructuras finas respecto a lo ancho.

Se registraron los valores críticos del gradiente de temperatura para cada aleación con los valores: 4,5°C/cm (Al-1%Ni), 1,9°C/cm (Al-3%Ni), 2,2°C/cm (Al-5,7%Ni) y 3,65°C/cm (Al-8%Ni) los cuales corresponden a la posición de la zona de transición de estructura columnar a equiaxial (TCE) en cada probeta solidificada.

En las temperaturas de solidificación, se observó que a medida que aumenta la concentración de la aleación, aumenta el tiempo de solidificación desde 20 minutos a 23 minutos y la diferencia entre la temperatura el *liquidus* y la temperatura del *solidus* disminuye de 105°C a 85°C, así como también disminuye la velocidad promedio de solidificación.

Relacionando las velocidades de enfriamiento para las cuatro probetas con las zonas de macroestructura identificadas, se observó que dentro de la zona columnar la velocidad de enfriamiento del *liquidus* es entre 0,15°C/seg y 0,06 °C/seg, para la zona TCE la velocidad se halla entre 0,064°C/seg y 0,05, y para la zona equiaxial la velocidad de enfriamiento se halla entre 0,08°C/seg y 0,04°C/seg. Se observa que la velocidad de solidificación disminuye a medida que la aleación solidifica verticalmente en forma ascendente desde la zona columnar pasando por la TCE hasta la equiaxial.

La temperatura de inicio de solidificación disminuye al aumentar la concentración de níquel desde 650°C hasta 620°C aproximadamente. Relacionando la macroestructura con el tiempo y las temperaturas de solidificación se concluye que a mayor contenido en níquel los granos columnares son de menor tamaño, formados en un tiempo de solidificación mayor y a menor temperatura al disminuir la velocidad de solidificación y la diferencia entre la temperatura del *liquidus* y el *solidus*.

Haciendo la distinción entre las aleaciones debajo del punto eutéctico [3], se observa que el tamaño de grano de la aleación Al-1%Ni es mayor que la aleación Al-3%Ni. Por encima del punto eutéctico para la aleación Al-5,7%Ni el tamaño de grano es mayor que para la aleación Al-8%Ni. Para la aleación de Al-1%Ni y Al-3%Ni el espaciado interdendrítico [6] medido para el brazo primario y el brazo secundario es mayor para la aleación de menor concentración siendo los valores promedios para Al-1%Ni de 0,43 mm y 0,18 mm y para Al-3%Ni de 0,31 mm y 0,13 mm, respectivamente. Haciendo distinción entre las zonas de la macroestructura, aumenta al desplazarse de zona la columnar a la

equiaxial. Asimismo se observa que la microdureza aumenta al aumentar la concentración y es un 30% mayor en la zona interdendrítica con valores promedio de 44,2HV (Kg/mm²) para Al-1%Ni y 53,71HV para Al-3%Ni, y no hay diferencia entre el brazo primario y secundario. Para las aleaciones de Al-5,7%Ni y Al-8%Ni el espaciamiento lamelar [8] es mayor en la zona equiaxial respecto de la macroestructura, y respecto de la concentración es mayor para la aleación de Al-8%Ni con valor promedio de 50,6 µm, en contraste a 29,3 µm para la aleación Al-5,7%Ni en la zona equiaxial. La microdureza es mayor en la zona lamelar respecto de la matriz de la aleación, sin haber diferencia entre las dos aleaciones con un valor promedio de 44,1HV.

Un estudio a futuro sería realizar un análisis independiente relacionando únicamente la microdureza con las velocidades de enfriamiento, tomando valores de microdureza puntuales en los seis puntos de las termocuplas para abstraerse de la delimitación de las zonas en el análisis.

Referencias

- [1] G. Gonzalez, G.A. Lara-Rodriguez, A. Sandoval-Jiménez, W. Saikaly, A. Charai, The influence of cooling rate on the microstructure of an Al-Ni hypereutectic alloy. *Materials characterization* 59, 2008, 1607–1612 (paper).
- [2] Mingyang Li, Songzhao Du, Rongxue Liu, Shujing Lu, Peng Jia, Haoran Genga, Local structure and its change of Al-Ni alloy melts. *Journal of Molecular Liquids* 200, 2014, 168–175 (paper).
- [3] H. Kaya, U. Böyük, E. Çadırlı, N. Maras, Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the Al-Ni eutectic alloy. *Materials and Design* 34, 2012, 707–712 (paper).
- [4] Y.X. Zhuang, X.M. Zhang, L.H. Zhu, Z.Q. Hu. Eutectic spacing and faults of directionally solidified Al-Al₃Ni eutectic. *Science and Technology of Advanced Materials* 2, 2001, 37-39 (paper).
- [5] H. Nguyen Thi, Y. Dabo, B. Drevet, M.D. Dupouy, D. Camel, B. Billia, J.D. Hunt, A. Chilton, Directional solidification of Al-1.5wt% Ni alloys under diffusion transport in space and fluid-flow localisation on earth. *Journal of Crystal Growth* 281, 2005, 654–668 (paper).
- [6] K. Zaidat, T. Ouled-Khachroum, G. Vian, C. Garnier, N. Mangelinck-Noel, M.D. Dupouy, R. Moreau, Directional solidification of refined Al-3.5wt% Ni under natural convection and under a forced flow driven by a travelling magnetic field. *Journal of Crystal Growth* 275, 2005, 1501–1505 (paper).
- [7] Yanqing Su, Dongmei Liu, Xinzhong Li, Liangshu Luo, Jingjie Guo, Hengzhi Fu, Preparation of the initial solid-liquid interface and melt indirectional solidification of Al-18at%Ni peritectic alloy. *Journal of Crystal Growth* 312, 2010, 2441–2448 (paper).
- [8] L. Čelko, S. Díaz de la Torre, L. Klakurková, J. Kaiser, B. Smetana, K. Slámečka, M. Žaludová, J. Švejcar, Temperature effect on the microstructural development of Al-Ni layered binary couples produced by an unconventional method. *Surface & Coatings Technology* 258, 2014, 95–101 (paper).
- [9] J. Q. Guo, K. Ohtera, Microstructures and mechanical properties of rapidly solidified high strength Al-Ni based alloys. *Acta mater.* Vol. 46, No. 11, 1998, 3829-3838, 1998 (paper).
- [10] J. A. Spittle, Columnar to equiaxed grain transition in as solidified alloys. *International Materials Reviews* Vol 51 No 4, 2006, 247-269 (paper).
- [11] A. E. Ares, C. E. Schvezov, Influence of solidification thermal parameters on the columnar to equiaxed transition of Al-Zn and Zn-Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 38, 2007, 1485-1499 (paper).
- [12] A. E. Ares, L. M. Gassa, S. F. Gueijman, C. E. Schvezov, Correlation between thermal parameters, structures, dendritic spacing and corrosion behavior of Zn-Al alloys with columnar-to-equiaxed transition, *Journal of Crystal Growth*, Vol 310, 2008, 1355 – 1361 (paper).
- [13] S. F. Gueijman, C. E. Schvezov, A. E. Ares, 1. Tracking interphases in directionally solidified Zn-Al binary alloys, *Materials Performance & Characterization*, Vol 1, 2012, 37-52 (paper).
- [14] R. S. Rozicki, Alex I. Kociubzyk, G. R. Kramer, Alicia E. Ares, Observations of Microhardness and Evolution of Constituents in Al-Zn and Zn-Al Specimens with Columnar-to-Equiaxed Grain Transition, *Light Metals 2018*, Martin O. (eds), The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham, 2018, Páginas: 1081 – 1088, (paper).
- [15] Alex I. Kociubzyk, Roberto S. Rozicki, Alicia E. Ares, Movimiento de las interfases durante la solidificación horizontal de aleaciones estaño-zinc. *Revista Matéria*, Vol 23 No 1, 2018, En Prensa, (paper).



EFFECTO DEL CAMPO MAGNÉTICO VARIABLE DURANTE LA SOLIDIFICACIÓN DE LA ALEACIÓN A356 EN EL ESPACIADO DE BRAZOS DENDRÍTICOS SECUNDARIOS

Sara Nardo^{(1)*}, Fernando Ruiz Díaz⁽²⁾, Daniel Tovia⁽²⁾ y Juan Lacoste⁽²⁾

(1) Estudiante de Ingeniería en Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata.

(2) Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería de La Plata, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP), 1900, BA, Argentina.

** saranardo92@gmail.com*

En este trabajo se estudia el efecto que tiene, durante la solidificación, la aplicación de un campo magnético de naturaleza variable y de baja magnitud sobre las propiedades microestructurales de la aleación de aluminio A356. Las consecuencias de la aplicación del campo magnético son estudiadas a través de la medición del espaciado de brazos dendríticos secundarios (SDAS) de las muestras. Los resultados muestran que existe una reducción en los valores promedio del SDAS de hasta un 25% en relación con las muestras solidificadas sin perturbaciones externas.

La versatilidad de la aleación A356 y sus variantes resulta de especial interés para diversos sectores metalmeccánicos debido a sus excelentes propiedades mecánicas. La metalurgia de este tipo de aleaciones demuestra una correlación entre el tamaño y morfología de los granos, la distribución y forma de las segundas fases, y el espaciado de los brazos dendríticos secundarios (SDAS) con los tiempos de tratamientos térmicos posteriores y como consecuencia, en las propiedades mecánicas de la aleación [1-2]. Con respecto a esta última característica, la bibliografía demuestra que un menor valor de SDAS conduce a un incremento de la resistencia a la tracción y a una mejora en la ductilidad de las piezas fundidas, mayor que la variación observada sobre estas propiedades utilizando un tamaño de grano fino.[3]

El campo magnético aplicado a un material en su etapa de solidificación actúa sobre el hierro residual presente en el aluminio, favoreciendo una estructura as-cast más refinada y homogénea. [4-6]

En el presente trabajo se pretende demostrar las modificaciones microestructurales de una aleación A356 producto de la solidificación bajo la aplicación de un campo magnético variable. Se estudia el cambio microestructural a partir de la cuantificación del SDAS sobre las muestras metalográficas.

El estudio se realiza sobre una aleación obtenida por fusión en horno de inducción a partir de Al, Si y Mg comercialmente puros. La composición de la aleación es medida por medio de un equipo de fluorescencia de rayos X (S1 Titan de Bruker) y su detalle composicional se puede observar en la tabla 1. Una vez fundida la aleación se realiza el trasvase a un horno de resistencia eléctrica, en el cual se mantiene a una temperatura de 700°C y en el que se desgasifica con nitrógeno gaseoso, para luego colar a la temperatura de 670°C.

Composición en (%p/p)	Si	Mg	Fe	Cu	Otros	Al
Muestra obtenida en laboratorio de la UNLP	7.5	0.4	0.15	0.04	0.91	91

Tabla 1: Composición química de la aleación Al A356 utilizada en el trabajo.

La aleación de Aluminio es solidificada en moldes cilíndricos de arena de 53mm de diámetro, que se encuentran en el interior de una bobina de cáscara cerámica conectada a un autotransformador de salida variable cuya tensión de alimentación es la de red, con los parámetros correspondientes. La única variable a modificar en el ensayo es la tensión de alimentación de la bobina. En la figura 1 se observa el valor máximo de campo magnético obtenido por el autotransformador en su máximo valor de tensión, que es igual a 46,9mT. Dicho campo es aplicado durante la etapa de solidificación de la aleación y es mantenido hasta los 250°C, donde las muestras son retiradas de la bobina y templadas en agua.

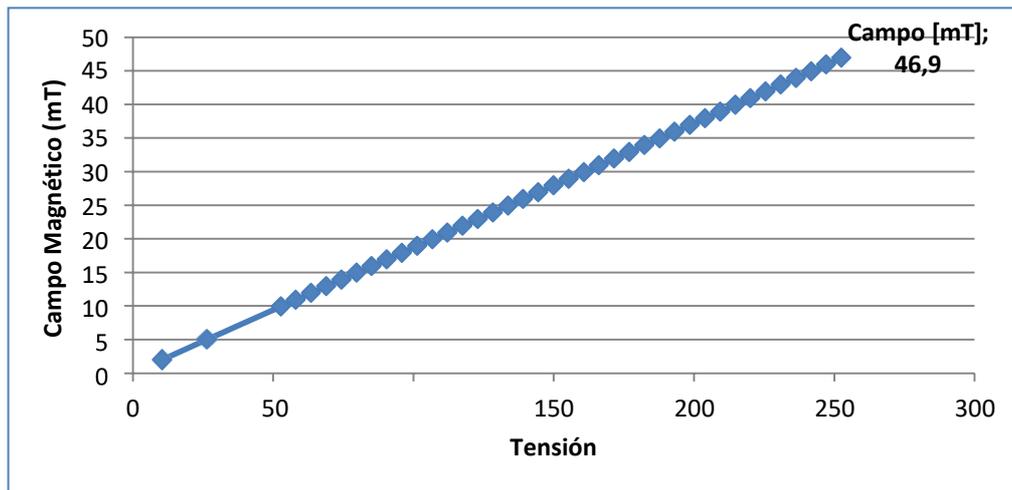


Figura 1: Valor del campo magnético variable en función de la tensión aplicada en la bobina.

Las pruebas de solidificación realizadas son cuatro, donde las dos primeras, denominadas A y B son solidificadas bajo la influencia del campo magnético, y las restantes C y D, son solidificadas en las mismas condiciones que las primeras pero con el autotransformador apagado.

Las muestras son preparadas en un banco metalográfico, reveladas a partir de la técnica de anodizado con un electrolito de HBF_4 y agua destilada, para ser analizadas con un microscopio óptico MIKOKA M410 junto con un software adquisidor de datos ScopeTek CDM900. Para obtener los valores del SDAS de cada una de las muestras se aplica la técnica de medición directa recomendada por Vandersluis et al. [7] que considera el valor de la longitud paralela al brazo dendrítico primario, de centro a centro de dos brazos dendríticos secundarios consecutivos.

A todas las muestras se le toman 5 fotografías y se realizan 15 mediciones del SDAS por foto, obteniendo un valor final promedio del SDAS para cada una de ellas.

En la figuras 2 y 3 se muestran las micrografías correspondientes a las pruebas realizadas, con sus medidas del SDAS.

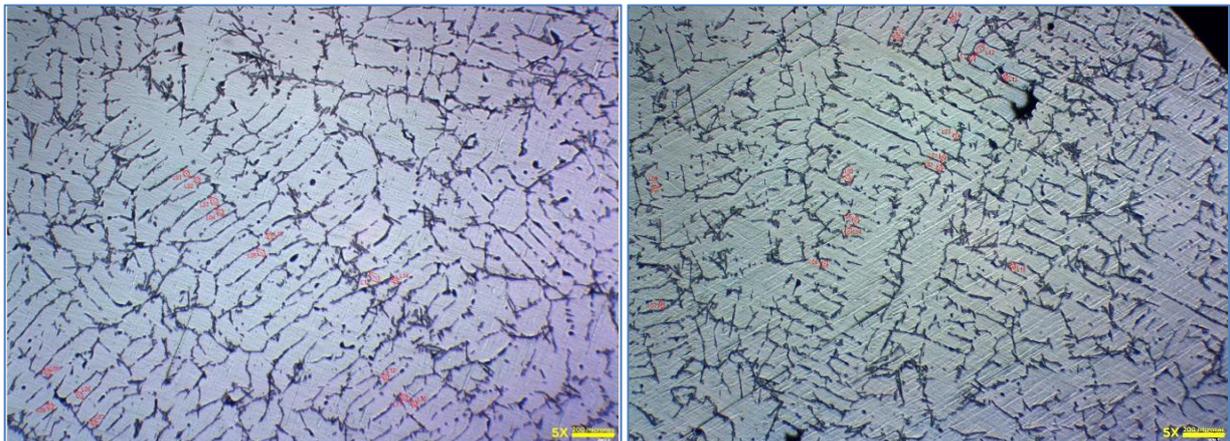


Figura 2: Muestras A (izquierda) y B (derecha), ambas solidificadas con campo magnético. Magnificación 5x.

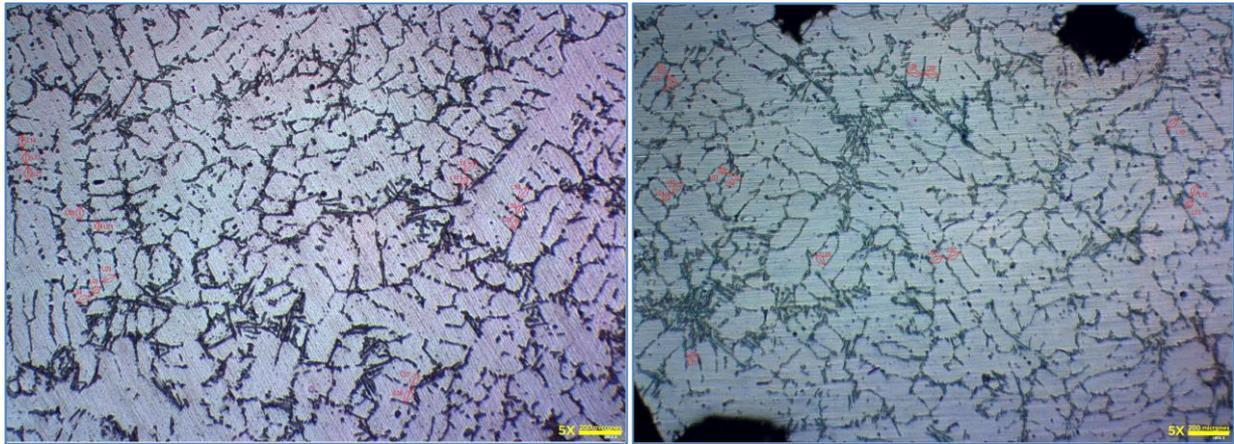


Figura 3: Muestras C (izquierda) y D (derecha), ambas solidificadas sin efecto del campo magnético. Magnificación 5x.

Los resultados obtenidos para las muestras estudiadas se resumen en la tabla 2, donde se puede observar que las muestras solidificadas sin ninguna perturbación externa poseen un valor de SDAS promedio de 73,19 μm mientras que las solidificadas bajo la influencia del campo, presentan como promedio de espaciado interdendrítico secundario un valor de 59,72 μm .

Muestra	Valor SDAS (μm)	Características de Solidificación
A	60,75	Solidificadas <u>con</u> Campo Magnético
B	58,7	
C	68,18	Solidificadas <u>sin</u> Campo Magnético
D	78,2	

Tabla 2: Valores del SDAS obtenidos para las muestras.

A partir de los resultados anteriormente volcados se puede inferir que el proceso de solidificación de la aleación de aluminio A356 sufre variaciones cuantificadas a través del SDAS, al aplicarse un campo magnético variable. Al comparar los valores del SDAS se observa una reducción del mismo ante la aplicación del campo, en relación a aquellas muestras solidificadas en condiciones normales. Cabe destacar que para llegar a conclusiones taxativas con respecto al origen de la modificación del SDAS se analizarán en estudios posteriores otros factores, como los compuestos intermetálicos, tamaño de grano, segundas fases y respuesta a los tratamientos térmicos ulteriores.

Agradecimientos: Agradecemos el espacio brindado a la UIDET ProInTec I&D de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de La Plata.

Referencias

- [1] M.O. Shabani, A. Mazahery, Prediction of Mechanical properties of cast A356 alloy as a function of microstructure and cooling rate, Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 56, 2011, 671-675.
- [2] Y. Zou, Z Xu, J. Zeng, Effect of SDAS on Homogenization of Al-Si-Mg Casting Alloys, Advanced Materials Research, Vols 97-101 (2010), pp 1041-1044.
- [3] ASM int. ASM Handbook, vol. 2, 1990.
- [4] R. Haghayeghi, P. Kapranos, Direct-chill casting of wrought Al alloys under electromagnetic and ultrasonic combined Fields, Materials Letters, 105 (2013), 213-215.
- [5] J.P. Choi, K.B. Kim, E.P. Yoon, Effect of Electromagnetic Force on the Silicon Size in Hypoeutectic Al-Si Alloy, Materials Science Forum, Vols. 449-452 (2004), pp. 157-160.
- [6] Z. Zhang, J. Li, et al. Microstructure evolution of A356alloy under compound field, Journal of Alloys and Compounds, 484 (2009), 458-462.
- [7] E. Vandersluis, C. Ravindran, Comparison of Measurements Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing, Metallogr. Microstruc. Anal (2017), 6:89-94.