

Evolución microestructural de una aleación de aluminio A356 con y sin reforzamiento de SiC sometida a molienda mecánica

Microstructural evolution of aluminum-A356 alloy with and without SiC reinforcement submitted to mechanical milling

Stella Ordoñez¹, Pedro Palominos¹, Francisco Martínez¹, Heydi Fernández¹, Oscar Bustos¹ y Jaime Lisboa²

¹Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile, Av. B. O'Higgins 3363, Santiago, Santiago, Chile.

e-mail: stella.ordonez@usach.cl, pedro.palominos2@gmail.com, francisco.martinezca@usach.cl, heydi.fernandez@usach.cl, oscar.bustos@usach.cl

²Departamento de Materiales Nucleares, Comisión Chilena de Energía Nuclear (CCHEN), Amunátegui 95, Santiago, Santiago, Chile.
jlisboa@cchen.cl

RESUMEN

Se estudia el efecto del tiempo de molienda sobre el tamaño de cristalito, la microdeformación y la microdureza Vickers, de una aleación de aluminio A356 (Al-7% en peso Si) con y sin refuerzo de SiC (15% en peso). Los polvos de la aleación metálica se obtuvieron por el método del electrodo rotatorio (REP) a partir de cilindros de la aleación, los polvos obtenidos son de morfología esférica con un tamaño promedio de 150 μm y una microdureza promedio de 94 $\text{HV}_{0,1}$. La aleación con y sin refuerzo fue sometida a molienda mecánica (MM) en un molino de alta energía SPEX 8000D con tiempos de molienda efectiva de 3, 6, 9 y 12 horas. El seguimiento de la evolución microestructural de las muestras obtenidas se realizó por medio de difracción de rayos X, microdureza Vickers y microscopía óptica. Se observa que los valores de microdureza de la aleación con y sin refuerzo para 3 horas de molienda son muy similares; a mayores tiempos de molienda, las muestras reforzadas con SiC alcanzan valores superiores a los de las muestras sin reforzamiento. Este aumento en la microdureza es logrado gracias a la distribución homogénea de las partículas de refuerzo, el endurecimiento por deformación de la matriz metálica y el refinamiento microestructural, producto de la MM. Se aprecia que el compuesto alcanza un tamaño de cristalito algo menor que en el caso de la aleación, sin embargo, ambos muestran un comportamiento similar. El tamaño de cristalito presenta un rápido decrecimiento durante las primeras horas de molienda para luego mantenerse casi constante.

Palabras clave: Tamaño de cristalito, microdeformación, aluminio, microdureza, molienda mecánica.

ABSTRACT

The effect of milling time on the crystallite size, microstrain and Vickers microhardness, of an aluminum alloy A356 (Al-7wt % Si) with and without SiC reinforcement (15 wt%) was studied. The metal alloy powders were obtained by the rotating electrode process (REP) from cylinders of the alloy, the obtained powders present spherical morphology with an average size of 150 μm and an average microhardness of 94 $\text{HV}_{0,1}$. The alloy with and without reinforcement was subjected to mechanical milling in a high energy mill SPEX 8000D with effective milling times of 3, 6, 9 and 12 hours. The microstructural evolution of the obtained samples was evaluated by X-ray diffraction, Vickers microhardness and optical microscopy. It is noted that the values of microhardness of the alloy with and without reinforcement milling for 3 hours are very similar; for higher milling times, samples reinforced with SiC reach higher values than the samples without reinforcement. This increase in the microhardness is achieved thanks to the uniform distribution of reinforcement particles, the strain hardening of the metal matrix and microstructural refinement produced by mechanical milling. It is appreciated that the composite reaches a crystallite size somewhat smaller than the alloy, although both show

similar behavior. The crystallite size presents a rapid decrease in the early hours of milling and then remains almost constant.

Keywords: Crystallite size, microstrain, aluminum, microhardness, mechanical milling.

1. INTRODUCCIÓN

La industria automotriz, militar y aeroespacial requieren materiales con una alta razón entre resistencia y densidad. Las aleaciones basadas en aluminio tienen una baja densidad, pero tienen algunas limitaciones en cuanto a resistencia mecánica y dureza. Durante la solidificación convencional de esta aleación, se desarrolla una microestructura dendrítica que origina macrosegregación y porosidad, defectos que perjudican significativamente las propiedades mecánicas. Los compuestos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas “MMCs” parecen ser una alternativa ideal, porque ellos combinan la tenacidad del componente metálico con la dureza y resistencia al desgaste del refuerzo. El carburo de silicio (SiC) es uno de los refuerzos discontinuos más comúnmente utilizados en Al-MCs, a pesar de que la densidad del SiC es ligeramente mayor que la del Al. Este alto interés se debe a su bajo precio, al hecho de poseer una buena gama disponible y de proporcionar al compuesto alta resistencia y módulo elástico [1].

Ciertos investigadores argumentan que el método *pulvimetalúrgico* (PM) es el más atractivo debido a que ofrece control microestructural de las fases y además las bajas temperaturas empleadas durante el proceso minimizan las interacciones indeseadas entre la matriz y el refuerzo [2, 3]. En este proceso, la mezcla y/o molienda de la matriz y el refuerzo es el paso más importante para conseguir una distribución homogénea de este último en la matriz, procesos posteriores como la extrusión en caliente, pueden ayudar a optimizar la distribución de refuerzo [4].

En este trabajo los polvos de aleación A356 se obtuvieron mediante el Proceso de Electrodo Rotatorio (REP) [5], que es un método de atomización centrífuga cuya finalidad es obtener partículas o polvos metálicos de un tamaño promedio de alrededor de 200 μm , con un rango entre 50 μm y 400 μm . El polvo metálico producido por este proceso es casi libre de porosidad comparado con los que se producen por atomización por gas, además de ser un proceso muy limpio, ya que la fusión es libre de contacto evitándose reacciones no deseadas.

El objetivo de este trabajo es evaluar el efecto del tiempo de molienda sobre el tamaño de cristalito, la microdeformación y la microdureza Vickers, de una aleación de aluminio A356 con y sin refuerzo de SiC (15% en peso), molida mecánicamente.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se utilizó una aleación de Aluminio A356, que posee nominalmente 7% de Si, como matriz del compuesto. Esta aleación fue fundida en un horno de inducción y colada en moldes de arena autofraguante, obteniéndose cilindros de aproximadamente 60 mm de largo y 20 mm de diámetro. A continuación, estos cilindros fueron mecanizados para obtener muestras con las dimensiones indicadas en la Figura 1.



Largo Total	50 mm
Largo Atomizable	40 mm
Diámetro Atomizable	10 mm
Diámetro Ajuste	6 mm
Peso	9 g

Figura 1: Dimensiones de las muestras utilizadas en el Proceso de Electrodo Rotatorio.

Los cilindros fueron atomizados para obtener polvo de la aleación A356. El proceso de electrodo rotatorio (REP) se llevó a cabo en cámara de guantes con atmósfera de gas inerte Argón, se utilizó un voltaje de 130V alimentado por la máquina soldadora TIG 2000 Hf AC/DC, una corriente de 40 A y una velocidad angular de 30000 rpm aproximadamente. La recuperación de polvos en este proceso fue cercana al 85% y los

polvos obtenidos fueron envasados en frascos sellados herméticamente y rotulados estando así listos para la molienda mecánica.

La molienda mecánica del ala aleación A356 con y sin refuerzo se realizó en el molino SPEX modelo 8000D, el cual trabaja a 1425 rpm y posee dos contenedores. La carga de éstos se efectuó en cámara de guantes en un ambiente inerte de gas Argón, se usó Ácido Esteárico ($\text{CH}_3(\text{CH}_2)_{16}\text{COOH}$) como agente controlador del proceso, para disminuir la tendencia de la soldadura en frío, y una relación bolas:polvos de 20:1 ocupándose bolas de acero de 9,5 mm de diámetro. La molienda mecánica de 3, 6, 9 y 12 horas se realizó con pausas de 30 minutos por cada hora de molienda efectuada, para evitar el excesivo calentamiento de los contenedores. Los materiales obtenidos fueron caracterizados mediante difracción de rayos X en un difractómetro Shimadzu, modelo XRD-6000, con radiación $\text{CuK}\alpha$, un paso de escaneo de 0.02° en 2θ y un tiempo de 1 s por cada paso.

Por cada una de las muestras se tomó una cantidad de polvo el cual fue montado en frío en resina epóxica, pasado el tiempo de curado de 24 h, las probetas fueron lijadas al agua, usando lijas de 500, 600, 1500 y 2500 para finalizar con el pulido en disco rotatorio con alúmina 2. Las muestras fueron caracterizadas microestructuralmente en un microscopio óptico marca Leica, modelo DM LM/P el cual está conectado al computador y una cámara fotográfica ensamblada. La determinación de la microdureza Vickers se realizó con 100 g de carga en un microdurómetro marca OPL.

3. RESULTADOS

3.1 Metalografías

Los polvos de la aleación de aluminio A356 obtenidos mediante el proceso de electrodo rotatorio presentan morfología mayoritariamente esférica, el tamaño de las partículas esféricas fluctúa entre 100 y 150 μm , también se aprecian partículas alargadas que puede alcanzar las 300 μm de largo, aproximadamente. Las partículas alargadas se producen por el choque a altas velocidades con la pared del contenedor de recolección de polvos antes de la solidificación. En la Figura 2a) se puede apreciar un grupo de partículas bastante esféricas y además se comienza a visualizar la microestructura dentro de las mismas. En 2b) es posible observar los microconstituyentes de la aleación, se puede diferenciar el eutéctico Al-Si y la fase α -Al; se ve una marcada estructura dendrítica dentro de la partícula.

La evolución microestructural de los polvos de A356 con y sin refuerzo de SiC durante la MM es distinto. Para el caso de la aleación sin refuerzo, durante las primeras 3 horas de molienda (Figura 2c), se produce una importante reducción en el tamaño, las partículas más pequeñas presentan tamaños entre 20 y 60 μm aproximadamente, mientras que las partículas mayores bordean las 100 μm . También es posible observar la pérdida de la esfericidad original. Luego de 6 horas de MM (Figura 2d); las partículas poseen un tamaño algo más homogéneo, la mayoría de las partículas presentan tamaños entre 40 y 60 μm y se observan algunas pocas partículas con tamaños cercanos a las 100 μm . Al aumentar el tiempo de molienda (Figura 2e y 2f) no se observa mayor cambio, la mayoría de las partículas presentan un tamaño promedio de 40 μm , aproximadamente, mientras que algunas pocas partículas poseen mayor tamaño cercano a las 100 μm . Se podría decir que después de las 3 horas de MM se alcanza el estado estacionario, es decir que se produce el equilibrio entre los procesos de soldadura en frío y fractura.

Para el caso del compuesto A356-SiC, el comportamiento es distinto, en lo que a tamaños de partículas se refiere. Durante las primeras 3 horas de MM, las partículas disminuyen notoriamente su tamaño; además, parte del carburo de silicio comienza a dispersarse en la matriz. Luego de 6 horas de MM, los carburos se han homogenizado en la matriz metálica y se logra observar una reducción en el tamaño de la mayor parte de las partículas, las que en promedio poseen un tamaño de 10 a 20 micras. También se distinguen unas pocas partículas grandes en las que se observa de mejor manera la distribución homogénea del SiC. Luego de 9 y 12 horas de molienda, el tamaño de partículas no varía sustancialmente.

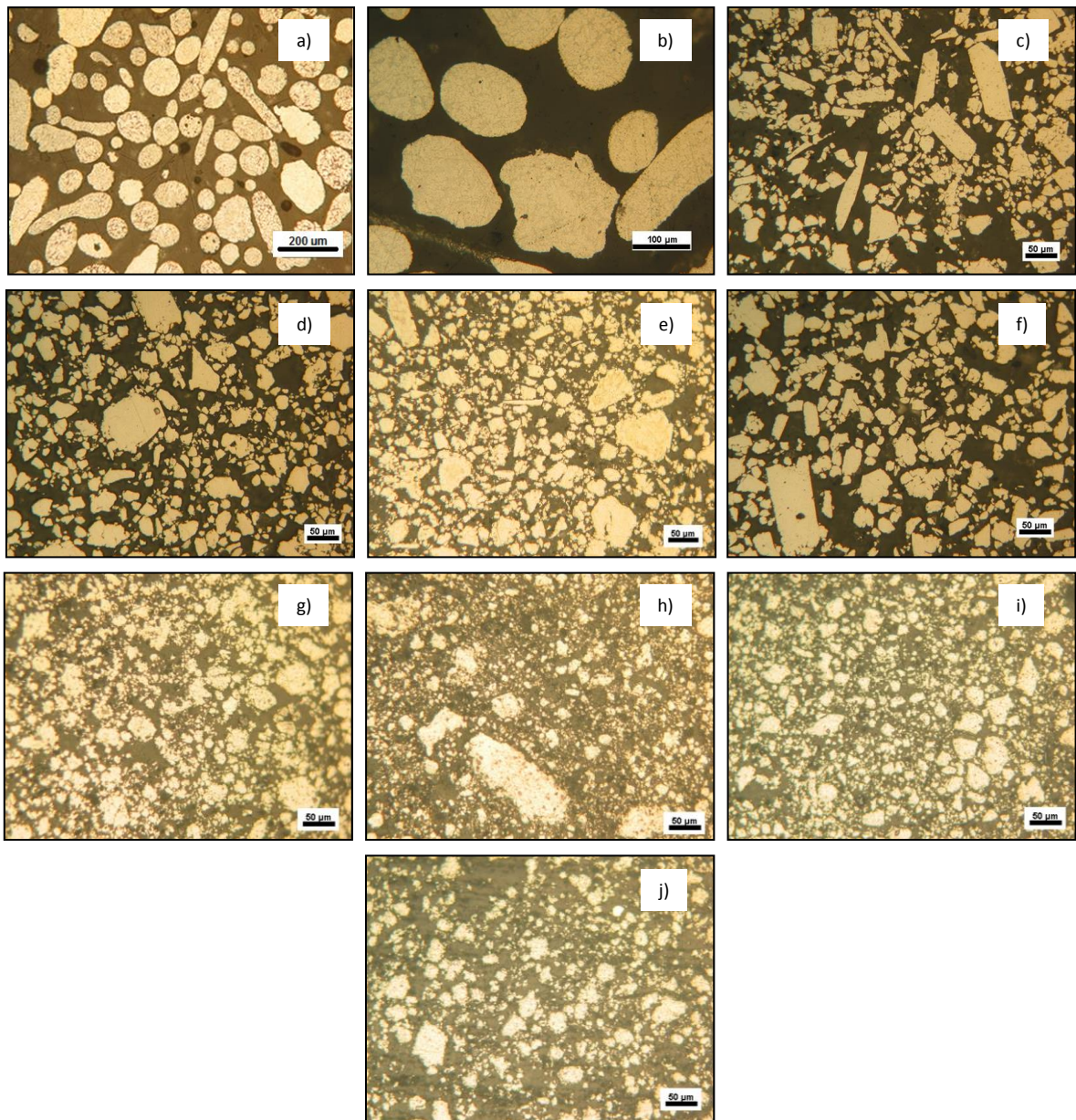


Figura 2: Micrografías observadas mediante microscopio óptico. Aleación A356 obtenida por proceso de electrodo rotatorio, **a)** 100x, **b)** 200x; aleación A356 a 200x **c)** 3 horas de MM, **d)** 6 horas de MM, **e)** 9 horas de MM, **f)** 12 horas de MM; y compuesto A356-SiC a 200x **g)** 3 horas de MM, **h)** 6 horas de MM, **i)** 9 horas de MM y **j)** 12 horas de MM.

3.2 Tamaño de cristalito y microdeformación

Los patrones de difracción de Rayos X para la aleación A356 se presentan en la figura 3, se observa que las posiciones de los máximos de intensidad del Al se desplazan hacia valores mayores de 2θ a medida que se aumenta el tiempo de molienda y los picos de difracción se ensanchan y disminuyen su intensidad, lo que indica la disminución en el tamaño del grano (cristalito) y la introducción de esfuerzos internos. En la figura 4 se observa los patrones de difracción para el compuesto, al igual que en el caso anterior existe ensanchamiento de los máximos de intensidad después de las primeras 3 horas de molienda y con el pasar del tiempo esta disminución ya no es tan notoria. Además, al igual que en la aleación, existe un leve corrimiento de las posiciones de las reflexiones hacia valores mayores de 2θ a medida que aumenta el tiempo de molienda.

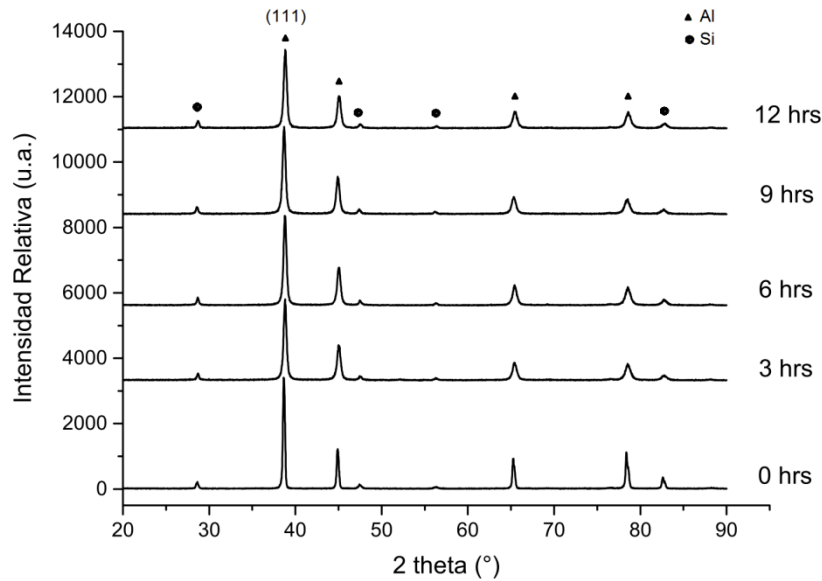


Figura 3: Patrones de difracción correspondientes a la aleación de Al A356, para los distintos tiempos de molienda.

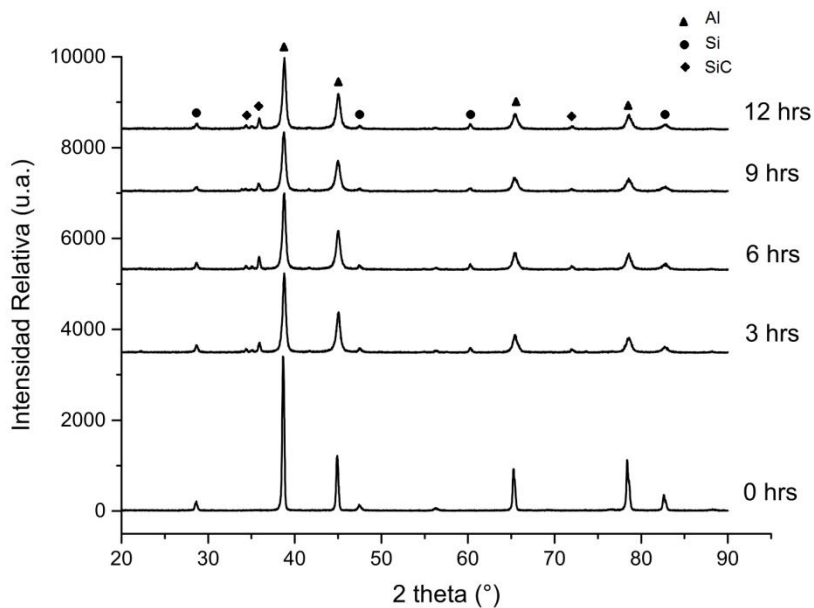


Figura 4: Patrones de difracción correspondientes al compuesto A356-SiC, para los distintos tiempos de molienda.

La figura 5 muestra los valores calculados de tamaño de cristalito y microdeformación para cada tiempo de molienda para la aleación con y sin refuerzo. Estos parámetros fueron calculados mediante la herramienta propietaria "Scherrer Calculator" del software X'Pert HighScore Plus, en donde se introdujeron los valores del ancho a la mitad de la intensidad, el ensanchamiento instrumental y el ángulo θ correspondiente al pico de difracción del plano (111) del aluminio.

Con respecto al tamaño de cristalito se puede apreciar que ambas curvas presentan un comportamiento similar. El tamaño de cristalito disminuye abruptamente durante las primeras horas de molienda para luego estabilizarse con valores casi constantes. Los tamaños de cristalito para el compuesto son menores que los de la aleación, para todos los tiempos de molienda.

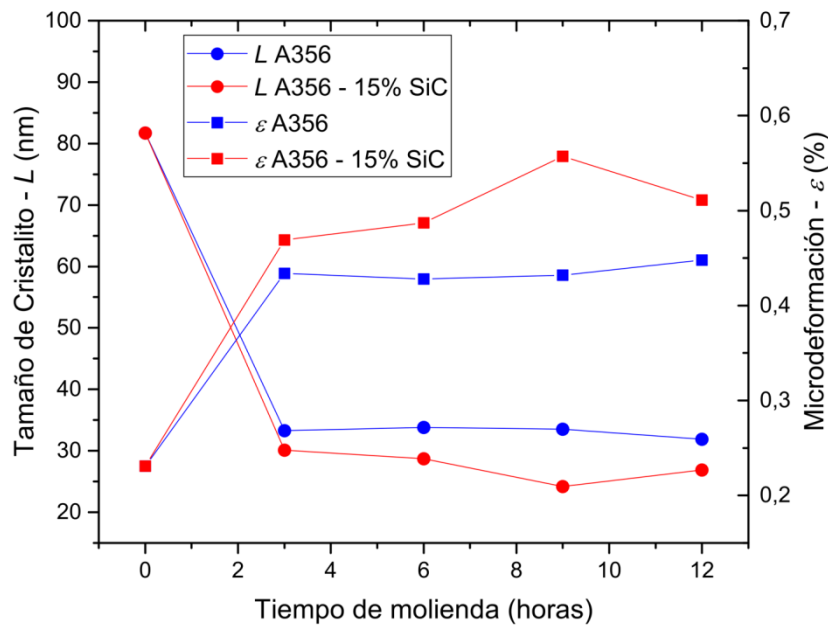


Figura 5: Gráfica de Tamaño de Cristalito y microdeformación para la aleación de Al A356 y el compuesto A356-15%SiC.

Por otro lado, la microdeformación en el compuesto es mayor que la correspondiente a la aleación, esto es debido a que el refuerzo se va introduciendo dentro de la matriz aumentando la deformación local. Existe una baja en la microdeformación que ocurre desde la hora 9 a la 12, esto podría deberse a una recuperación o recristalización parcial de la matriz metálica. En el caso de la aleación no se puede asegurar que no se haya producido recuperación o recristalización ya que estos fenómenos podrían haber ocurrido durante el proceso molienda, provocando que después del aumento inicial en la microdeformación ésta se mantenga prácticamente constante.

3.3 Microdureza

Las partículas de la aleación A356 obtenidas mediante REP poseen una dureza promedio de 93 HV_{0,1}. Este valor es mayor al compararlo con la aleación de A356 obtenida mediante una solidificación convencional que es de 40 HV_{0,1} [6]. Como se aprecia en la Figura 6, después de 3 horas de molienda existe un importante aumento de la dureza, incrementándose a más del doble de la dureza inicial. En las siguientes horas, la dureza promedio comienza a decrecer, debido a procesos de recuperación y/o recristalización, esto va combinándose con los mecanismos de endurecimiento por deformación en frío para terminar en una dureza de 203 HV_{0,1}. Para el caso del compuesto, para las primeras 3 horas se repite exactamente el mismo fenómeno que en el caso anterior, incluso el valor obtenido es muy similar al de la aleación sin refuerzo. A este tiempo de molienda, como el refuerzo no se encuentra homogéneamente distribuido, no contribuye mayormente al aumento de dureza. A las 9 horas de molienda el SiC ya se ha dispersado homogéneamente en toda la matriz; esto sumado al importante endurecimiento de la matriz por deformación en frío, hace que para este tiempo de molienda se alcance el máximo de dureza. El aumento de horas de molienda no provoca una mayor variación en el valor medido de la microdureza, por lo que se puede corroborar que se ha logrado estado estable y por ende, se puede asegurar que las partículas de SiC no son capaces de seguir dispersándose en la matriz de A356.

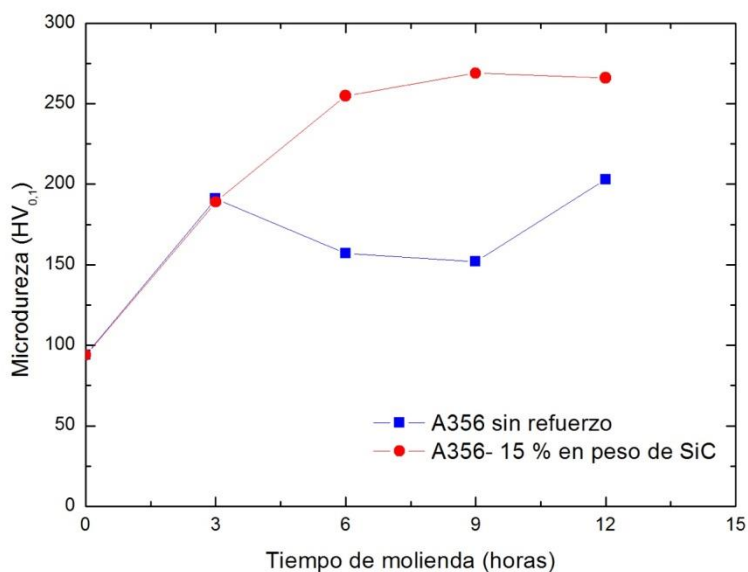


Figura 6: Microdureza Vickers para aleación con y sin refuerzo de SiC, para distintos tiempos de molienda mecánica.

4. DISCUSIÓN

4.1 Metalografías

La pérdida de la esfericidad del polvo inicial es producto de las repetidas soldaduras en frío, que provocan endurecimiento por deformación en frío y posteriormente la fractura de las partículas a medida que ocurre la molienda [7]. Siempre que dos bolas de molienda colisionan, una pequeña cantidad de polvo es atrapado entre ellas, durante este proceso la morfología del polvo puede modificarse en dos maneras diferentes. Si los polvos iniciales son partículas de metal dúctil, las capas aplanadas se superponen y se sueldan en frío. Esto lleva a la formación de partículas de polvo en capas que consisten en la combinación de los componentes iniciales. Si además de las partículas dúctiles hay presencia de un componente frágil, éstos tienden a ocluirse entre las capas de los constituyentes dúctiles. En ambos casos el componente dúctil se va endureciendo por deformación en frío hasta que ya no es capaz de admitir más deformación y comienza a fracturarse. Estos eventos de soldadura en frío y fractura continúan compitiendo repetidamente durante el periodo de molienda. Por lo tanto, se obtiene una microestructura refinada y homogeneizada, lo cual logra explicar la reducción del tamaño de partículas en ambos casos.

El motivo por el cual la reducción del tamaño de partículas en el compuesto es más pronunciada que en la aleación se debe a que los elementos de refuerzo o dispersoides, las partículas de SiC, facilitan el proceso de fractura ya que estos al ser más duros que la matriz actúan como agentes de molienda, con lo que el proceso ocurre en menor tiempo.

4.2 Tamaño de Cristalito y Microdeformación. Análisis de Difracción de Rayos X

Como se mencionó anteriormente, el ensanchamiento de los picos y la disminución de su intensidad están relacionados con disminución del tamaño de cristalito y la microdeformación [8].

Los tamaños de cristalito para el compuesto son menores que los de la aleación, lo cual se debe a que las partículas del refuerzo aceleran el proceso de MM, ya que la deformación local que ejercen éstas sobre la matriz metálica aumenta la deformación en frío y promueven los mecanismos de fractura durante el proceso de molienda. A las 3 horas de molienda, los tamaños de cristalito de la aleación con y sin refuerzo son bastante similares, 30 y 33 nm, respectivamente. Esto se debe a que se está en la primera etapa de la molienda donde el componente dúctil se deforma en frío y el frágil se fragmenta. Posteriormente las partículas dúctiles comienzan a soldarse y las frágiles tratan de incorporarse en medio de las capas a soldar, en esta etapa el mecanismo predominante es la soldadura en frío. La deformación en frío y la dispersión del refuerzo en la matriz endurecen al material y comienza el proceso de fractura, en la última etapa se alcanza el estado estaciona-

rio donde los procesos de soldadura y fractura se equilibran. Cabe mencionar que las partículas de refuerzo pequeñas, duras y frágiles actúan en la mezcla como pequeños agentes de molienda, reduciendo así el tiempo de molienda necesario para alcanzar el estado estacionario [5].

Con respecto a la microdeformación en ambos casos, los resultados obtenidos están de acuerdo a lo esperado, debido a que a medida que se aumenta la cantidad de horas de molienda se aplica una severa deformación a las partículas de polvo lo que lleva a un aumento de defectos cristalinos tales como defectos puntuales, dislocaciones, etc. Por lo tanto, esta presencia de defectos cristalinos produce un aumento de la energía del sistema y de deformación. Para compensar el efecto mencionado, las dislocaciones se mueven para formar una nueva orientación con menor energía, el denominado límite de sub-grano [8,9].

4.3 Microdureza Vickers

Las partículas de polvo de aleación obtenidas por REP son más duras que las obtenidas por método convencional debido a que en el proceso de electrodo rotatorio, las gotas son eyectadas desde el cilindro en el momento que son fundidas y solidifican de manera muy rápida, aunque conservan la estructura dendrítica. Esta estructura es muy fina, lo que genera un aumento en la dureza debido al refinamiento microestructural [10], además, se puede apreciar que la cantidad de microconstituyente eutéctico presente (39%) es menor a la que indica el diagrama de equilibrio para esta composición (54%) lo que se traduce en la presencia de una fase primaria sobresaturada en soluto y el consecuente endurecimiento por solución sólida [11]. Luego de las 3 horas de molienda, existe un aumento de la dureza, incrementándose a más del doble de la dureza inicial; esto es debido al endurecimiento por deformación en frío característico del proceso de molienda. La dureza obtenida en la MM es mayor cuando la aleación es reforzada con partículas de SiC, ya que las partículas de SiC se distribuyen endureciendo la matriz, provocando un aumento de la densidad de dislocaciones, y a su vez retardando o impidiendo los procesos de recuperación o recristalización de la matriz debido a que estas partículas interactúan con las dislocaciones de la matriz impidiendo su movimiento y consecuentemente, mejorando así la dureza [12]. Se puede corroborar que en el caso de la aleación con refuerzo, a las 9 horas de molienda se obtiene simultáneamente el menor tamaño de cristalito y la mayor microdeformación, y es efectivamente la que posee mayor microdureza Vickers.

5. CONCLUSIONES

Se realizaron los experimentos para producir una aleación de Al A356 y un compuesto de A356 con 15% (en peso) de SiC. Se observó que la MM en la aleación y el compuesto reduce el tamaño de partículas resultantes para cualquier tiempo de molienda, esto ocurre debido a los procesos de deformación en frío, fractura y soldadura que compiten durante el periodo de molienda, hasta llegar a un estado estable. Los tamaños de cristalito obtenidos son menores para el compuesto, debido a que las partículas del refuerzo aceleran el proceso de molienda, ya que la deformación local que ejercen éstas sobre la matriz metálica aumenta la cantidad de fractura que se produce durante este proceso; y a su vez, la microdeformación es mayor en el compuesto, para todos los tiempos de molienda estudiados, ya que la existencia de partículas reforzantes de SiC produce una deformación aún mayor porque actúan en la mezcla como pequeños agentes de molienda. La dureza máxima alcanzada por el compuesto A356–15%SiC en la MM es de 269 HV_{0,1} y ocurre a las 9 horas de molienda debido a la distribución homogénea de las partículas de SiC en la matriz, la máxima microdeformación y el menor tamaño de cristalito.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento al Proyecto Fondecyt 1150268 por el apoyo financiero otorgado para la realización de este trabajo. S. Ordoñez y O. Bustos agradecen a la Universidad de Santiago de Chile por el apoyo a través del proyecto 1555LD.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] EDIL DA COSTA, C., VELASCO LÓPEZ, F., TORRALBA CASTELLÓ, J.M., “Materiales compuestos de matriz metálica. I parte. Tipos, propiedades, aplicaciones”, *Revista de Metalurgia*, v. 36, n. 3, Abr. 2000.
- [2] BOSELLI, J., PITCHER, P.D., “Numerical modelling of particle distribution effects on fatigue in Al–SiCp composites”, *Materials Science and Engineering A*, v. 300, n. 1-2, pp. 113-124, Feb. 2001.
- [3] ARIK, H., “Effect of mechanical alloying process on mechanical properties of α -Si₃N₄ reinforced aluminum-based composite materials”, *Materials and Design*, v. 29, n. 9, pp. 1856–1861, Oct. 2008.

- [4] FOGAGNOLO, J.B., VELASCO, F, ROBERT, M.H., *et al.*, “Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders”, *Materials Science and Engineering*, v. 342, n. 1-2, pp. 131-143, Feb. 2003.
- [5] YAMAOGU, R., OLEVSKY, E.A., “Consolidation of Al-nanoSiC Composites by Spark Plasma Sintering”, *International Journal of Materials, Mechanics and Manufacturing*, v. 4, n. 2, pp. 119-122, Feb. 2016.
- [6] ZÚÑIGA, A., *Efecto del aleado mecánico de la distribución de SiC y propiedades de la aleación A356*. Tesis Ing. de Ejec. Metalurgia, Universidad de Santiago de Chile (USACH), Estación Central, Santiago de Chile, Chile, 2011.
- [7] SURYANARAYANA, C., *Mechanical Alloying and Milling*, 1^a ed., New York, CRC Press (Taylor & Francis Group), 2004.
- [8] SURYANARAYANA, C., NORTON, M. GRANT, *X-Ray Diffraction, A Practical Approach*, 1^a ed., New York/London, Plenum Press, 1998.
- [9] ZHANG, F.L., WANG, C.Y., ZHU, M., “Nanostructured WC/Co composite powder prepared by high energy ball milling”, *Scripta Materialia*, v. 49, n. 11, pp. 1123–1128, Dic. 2003.
- [10] YAMANOGU, R., ZEREN, M., GERMAN, R.M., “Solidification characteristics of atomized Al-Cu₄Mg₁-SiC composite powders”, *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, v. 48, n. 1, pp. 73-79, Ago. 2012.
- [11] ZHANGA, L.Y., JIANG, Y.H., MA, Z., *et al.*, “Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 207, n. 1-3, pp. 107-111, Oct. 2008.
- [12] HERNÁNDEZ RIVERA, J.L., CRUZ RIVERA, J.J., PAZ DEL ÁNGEL, V., *et al.*, “Structural and morphological study of a 2024 Al–Al₂O₃ composite produced by mechanical alloying in high energy mill”, *Materials and Design*, v. 37, pp. 96 – 101, May. 2012.