

# Estudio de las propiedades mecánicas en materiales compuestos de matriz aluminio pulvimetalúrgicos conformados mediante forja o extrusión<sup>(\*)</sup>

D. Busquets\*, L. Gómez\*\*, V. Amigó\* y M.D. Salvador-Moya\*

## Resumen

Partiendo de polvos de aleación de aluminio AA6061 empleada como matriz y de polvos cerámicos de carburo de boro, carburo de silicio y nitruro de boro, utilizados como refuerzo en fracciones volumétricas de 2,5, 5,0, 7,5 y 10 %, se han desarrollado materiales compuestos, mediante la mezcla y molienda mecánica de estos polvos, en molino planetario a 360 rpm durante 4 h y posterior estampación y extrusión en caliente de compactos en verde. Las propiedades mecánicas se determinaron mediante ensayos de tracción, observándose gran influencia del tratamiento térmico, contenido y naturaleza del refuerzo, sobre estas propiedades. Por otro lado, se encontró que estas características son igualmente dependientes de la ruta de producción de estos materiales. Los análisis llevados a cabo mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, permitieron describir la relación tripartita, estructura–procesamiento–propiedades, de los materiales aquí desarrollados.

## Palabras clave

Pulvimetalurgia. Estampación en caliente. Extrusión. AMCs. Aleación mecánica. Propiedades mecánicas.

## Study of mechanical properties on powdermetalurgy aluminium matrix composites fabricated by stamping or extrusion

## Abstract

We have developed composite materials from AA6061 aluminium alloy powders used as matrix and ceramics powders of boron carbide, silicon carbide and boron nitride, used as reinforcements in 2.5, 5.0, 7.5 and 10 % vol. by mechanical mixing and milling in planetary mill at 360 rpm vial velocity for 4 h followed of hot stamping and extrusion process on green compacts. Mechanical properties obtained from tensile tests are influenced by the heat treatment, reinforcement fractions and nature. Moreover, these mechanical characteristics are dependent from the processing route. Optical and Scanning Electron Microscopy analysis revealed the microstructure of materials and let describe the tripartite relation; structure–processing–properties, of the developed materials.

## Keywords

Powder metallurgy. Hot stamping. Extrusion. AMCs. Mechanical alloy. Mechanical properties.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para forja pueden ser mejoradas si estas aleaciones son sometidas a procesos de endurecimiento como, por ejemplo, el envejecido. También, se puede lograr un aumento sustancial de estas propiedades, si se le agregan a aquellas otros

materiales de refuerzo, mediante el uso de la pulvimetalurgia<sup>[1-4]</sup>, conformando un material compuesto de matriz aluminio, AMC, de acuerdo a ciertos criterios de selección de los materiales constituyentes<sup>[5]</sup>. Por otro lado, puede conseguirse mejoras apreciables sobre las propiedades de estos materiales, principalmente la rigidez y dureza, mediante la aplicación de diversas técnicas de producción

(\*) Trabajo recibido el día 19 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 28 de octubre de 2005.

(\*) Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales Universidad Politécnica de Valencia, Camino de Vera s/n, 46022, Valencia, España.

(\*\*) Departamento de Ciencia y Tecnología Universidad Nacional Experimental de Guayana, Puerto Ordaz, 8015A, Venezuela.

como es el caso de las técnicas de *squeeze casting*, infiltración, moldeado por inyección o incluso colada convencional<sup>[6-8]</sup>. La aplicación de procesos de endurecimiento por dispersión de óxidos, mediante la molienda de alta energía o aleación mecánica de los polvos constituyentes<sup>[9-12]</sup>, ha permitido obtener excelentes prestaciones en materiales compuestos de matriz metálica. Esta técnica de procesado de no equilibrio en estado sólido, permite la obtención de fases metaestables constituidas por soluciones sólidas supersaturadas y amorfas, las cuales no pueden obtenerse mediante técnicas convencionales, a excepción del procesado por solidificación rápida.

Por otra parte, los materiales compuestos de matriz aluminio presentan un amplio margen de posibilidades de procesado, con una amplia lista de composiciones y de potenciales aplicaciones en la industria aeroespacial, automotriz y electrónica<sup>[13-16]</sup>.

Investigaciones realizadas sobre los AMC's se orientan al estudio de los efectos de los refuerzos, sobre las propiedades de la matriz<sup>[17-20]</sup>. Estos estudios demuestran que, la resistencia a la rotura es elevada por el endurecimiento debido a la formación de precipitados coherentes aciculares ( $\beta''$ ) y, aunque el mecanismo no está completamente explicado, describen el efecto del refuerzo en la nucleación y crecimiento de granos durante el tratamiento térmico. Los estudios sugieren que este proceso está influenciado por distintos parámetros; morfología, tamaño, distribución, coeficiente de expansión térmica, mojabilidad mutua en la intercara, así como la naturaleza química de los refuerzos, entre otros.

La consideración de estos parámetros de influencia ha llevado a utilizar la aleación AA6061 como matriz de material compuesto, debido a su excelente relación resistencia/ peso o resistencia específica, y buena resistencia a la corrosión. En rela-

ción con sus propiedades mecánicas es de esperar una dispersión de óxidos procedentes de la superficie oxidada de los polvos aleados mecánicamente y, consecuentemente, un endurecimiento del material debido a los procesos de consolidación, como son el estampado y la extrusión, que es uno de los objetivos prioritarios de este trabajo.

## 2. EXPERIMENTAL

El esquema experimental seguido en esta investigación consistió, en primer lugar, en la determinación de las fracciones volumétricas a utilizar de los polvos constituyentes, seguido de una mezcla de éstos y su compactación uniaxial. Una segunda etapa consistió en utilizar procesos de consolidación secundaria mediante estampación y extrusión en caliente.

Se llevó a cabo la mezcla de polvos de aleación de aluminio AA6061 y polvos cerámicos de carburo de boro, carburo de silicio y nitruro de boro, en fracciones volumétricas crecientes en 2,5 % en volumen, en un molino planetario Retsch PM 400/2. En la tabla I se muestra la composición de la aleación base y en la tabla II se describen las características de estos polvos. Las figuras 1 a 4 muestran la morfología de los mismos.

La velocidad de giro del molino fue de 360 rpm, durante una hora, con cambios de sentido de

**Tabla I.** Composición en peso de la aleación utilizada como matriz en esta investigación

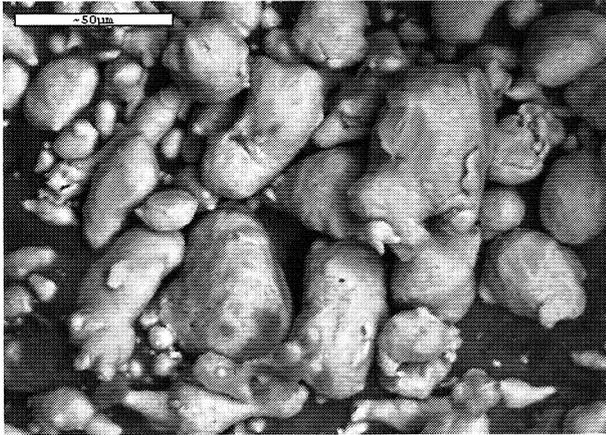
*Table I. Weight composition of the matrix alloy used in this research*

Aleación de aluminio	Mg	Si	Cu	Cr	Fe	Al
%	1,04	0,63	0,23	0,21	0,03	Bal.

**Tabla II.** Características físicas de los polvos

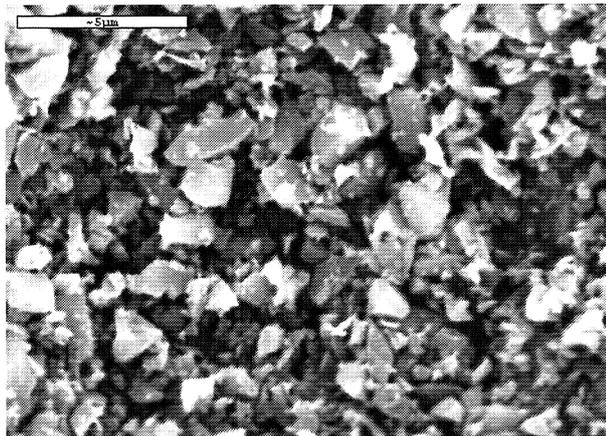
*Table II. Physical characteristic of powders*

Material	Tamaño	Morfología	Densidad	Suministrador	Método de production
AA6061	<75 $\mu\text{m}$	esférica	2,70 g/cm <sup>3</sup>	Aluminium Powder Co. England	Atomización por gas
SiC	<4 $\mu\text{m}$	poligonal	3,20 g/cm <sup>3</sup>	Alfa Aesar Company Germany	Síntesis reactiva
B <sub>4</sub> C	12,3 $\mu\text{m}$	poligonal	2,52 g/cm <sup>3</sup>	Alfa Aesar Company Germany	Síntesis reactiva
BN	<10 $\mu\text{m}$	escamas	2,13 g/cm <sup>3</sup>	Alfa Aesar Company Germany	Síntesis reactiva



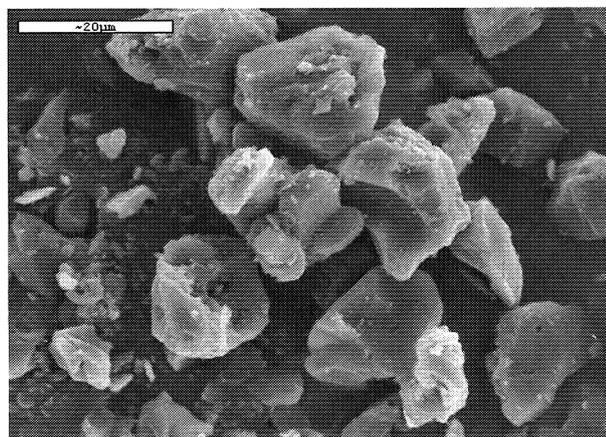
**Figura 1.** Imagen de electrones secundarios mostrando la morfología del polvo de aleación 6061.

Figure 1. Secondary electrons SEM micrograph of alloy 6061 powder.



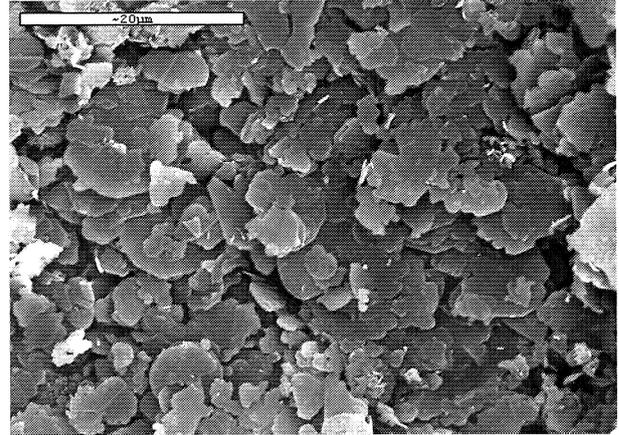
**Figura 2.** Polvo de SiC.

Figure 2. SiC Powder.



**Figura 3.** Polvo de B<sub>4</sub>C.

Figure 3. B<sub>4</sub>C powder.



**Figura 4.** Polvo de BN hexagonal.

Figure 4. BN hexagonal powder.

rotación cada 15 min, sin pausa entre paradas. Este proceso se repitió hasta completar 4 h de molienda. En todos los casos se utilizó una relación masa de bolas/masa de polvo de 5:1 y 1 % en peso de estearato de aluminio como ACP (Agente Controlador del Proceso). Con el propósito de evitar una descompensación de la carga, la muestra de control recogida cada hora, consistió en una pequeña cantidad de polvo compuesto, <0,3 g. Los polvos compuestos obtenidos fueron compactados uniaxialmente en una prensa manual Graseby/Specac de 225 kN, hasta una presión de 400 MPa, en una matriz fija de acero inoxidable, obteniendo compactos en verde de 25 mm de diámetro y entre 20 y 30 mm de altura.

El proceso de estampación se llevó a cabo sobre compactos de AMCs correspondientes a las fracciones volumétricas de 2,5, 5, 7,5 y 10 % de B<sub>4</sub>C y BN, además de compactos de la aleación de aluminio como referencia. Estos se precalentaron a 360 °C y luego se sometieron a estampación en una prensa de fricción Gamei de 2670 kN con una carga de impacto del 60 % nominal. De los materiales obtenidos se extrajeron probetas para los ensayos mecánicos correspondientes. En el proceso de extrusión se utilizaron compactos de AMCs con las mismas fracciones de 2,5, 5, 7,5 y 10 % de B<sub>4</sub>C y SiC, así como compactos con fracciones de 10 % en volumen de BN. También fueron extruidos compactos de la matriz de aluminio. En este caso, fueron precalentados a 530 °C durante media hora y luego extruidos en una prensa universal Instron con cabezal de 500 kN, a una velocidad de 1 mm/s, en una matriz que permitió obtener una

relación de extrusión de 25:1. Aunque el material ha sido sometido a un calentamiento antes de los procesos de estampación y de extrusión, lo cual puede producir cierta solubilización de la matriz, se ha considerado el estado T1 como el correspondiente al material procesado, seguido de un enfriamiento al aire. Por otro lado, un conjunto de muestras fue sometido a tratamiento térmico de envejecimiento T6 mediante una solubilización a 530 °C durante 1 h, temple en agua y posterior envejecimiento durante 8 h a 175 °C.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos INSTRON 4204, a una velocidad de cruceta de 2,5 mm/min, sobre probetas obtenidas a tal fin. Las cargas aplicadas y los desplazamientos fueron registrados mediante ordenador, obteniéndose tres parámetros fundamentales: resistencia a la tracción, tensión a la rotura y el alargamiento.

La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica con un microscopio Nikon Microphot FX y mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en un microscopio JEOL JSM 6300 equipado con sistema de microanálisis por energías dispersivas de rayos X, Link, de Oxford Instruments. Las fracturas resultantes de los ensayos de tracción, se observaron mediante microscopía electrónica de barrido, con el objeto de analizar su morfología, mecanismos de fractura presentes y las condiciones de las uniones en las intercaras matriz-refuerzo.

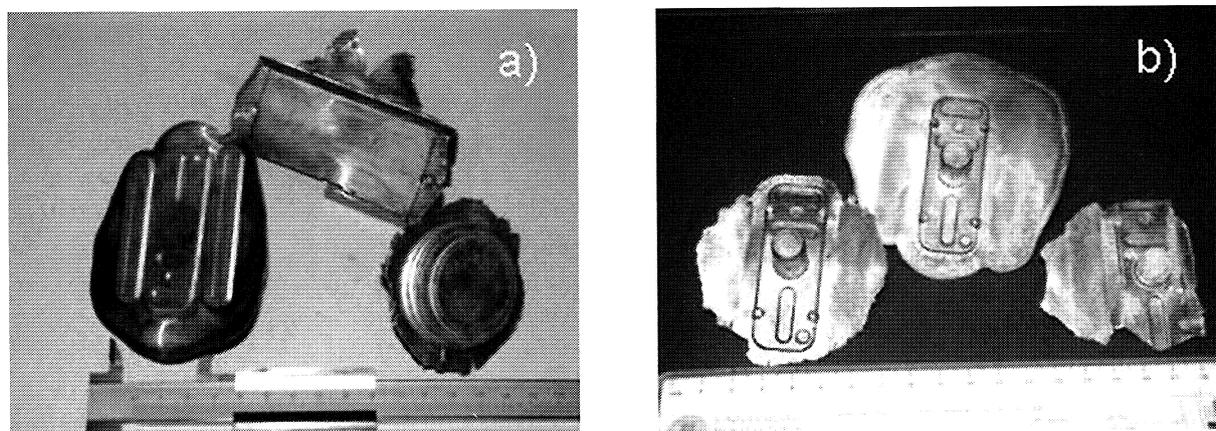
### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Sobre los procesos

##### 3.1.1. Estampación

Mediante la estampación, se logró la densificación y obtención de formas geométricas con un moderado grado de complejidad y alta precisión, empleando los compactos en verde de la aleación base y los AMC's reforzados con B<sub>4</sub>C (Fig. 5a). Se deduce que este proceso fue llevado a cabo con éxito, si se toma en cuenta la plasticidad que presenta la aleación 6061 durante la alta deformación sufrida. De igual manera, los AMC's reforzados con B<sub>4</sub>C, también presentaron buen comportamiento plástico que permitió su formabilidad, aún para aquellos con contenidos de al menos un 91 % en masa de aleación de aluminio (correspondiente al AMC con 10 % vol. de B<sub>4</sub>C).

Sin embargo, los AMC's reforzados con BN no presentaron el mismo comportamiento plástico, resultando en piezas estampadas con irregularidades y baja resistencia al manejo en función del contenido de refuerzo, tal como puede observarse en la figura 5 b), lo que impidió la obtención de probetas para posteriores ensayos mecánicos. La razón principal podría estar en la naturaleza y morfología del material de refuerzo utilizado (véase la figura 4 y su descripción en la tabla II), al tratarse de un material cuya estructura hexagonal contiene



**Figura 5.** Materiales forjados mediante estampación. a) De izquierda a derecha: AA6061, AMC/10% vol. B<sub>4</sub>C y AMC/5% vol. B<sub>4</sub>C. b) De izquierda a derecha: AMC/5% vol. BN, AA6061 and AMC/10% vol. BN.

*Figure 5. Forged materials by stamping. a) left to right: AA6061, AMC/10% vol. B<sub>4</sub>C and AMC/5% vol. B<sub>4</sub>C. b) left to right: AMC/5% vol. BN, AA6061 and AMC/10% vol. BN.*

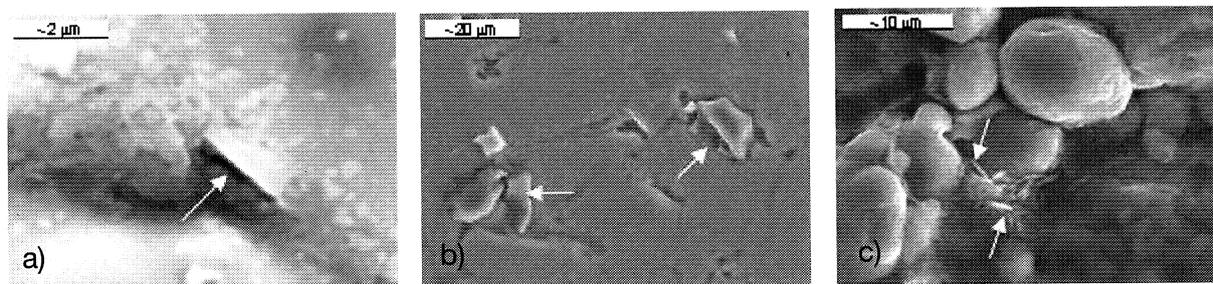
planos de fácil deslizamiento dándole un carácter lubricante en vez de material reforzador. En la imagen, obtenida mediante SEM, de la figura 6, se muestran las superficies de los compactos en verde de algunos AMC's fabricados en esta investigación, todos con un 5% en volumen de refuerzo. Mientras que los correspondientes a los reforzados con  $B_4C$  y  $SiC$  muestran sus partículas constituyentes relativamente cohesionadas, los AMC's reforzados con BN muestran baja cohesión resultando en una estructura débil cuyas partes son fácilmente desplazadas incluso durante la preparación metalográfica.

Por otro lado, la estructura obtenida para los materiales compuestos reforzados con  $B_4C$  mostró una distribución homogénea de las partículas de

refuerzo en la matriz, no observándose porosidad en estos materiales. En la figura 7 se muestra un corte transversal de un AMC reforzado con 7,5% de  $B_4C$ . En ésta, puede observarse un detalle de una de las zonas críticas que actúa como concentrador de tensiones. La distribución de partículas indica un flujo uniforme del material durante el estampado, con lo cual se concluye que el material obtenido puede cumplir con ciertas características mecánicas adecuadas, tal como se verá mas adelante.

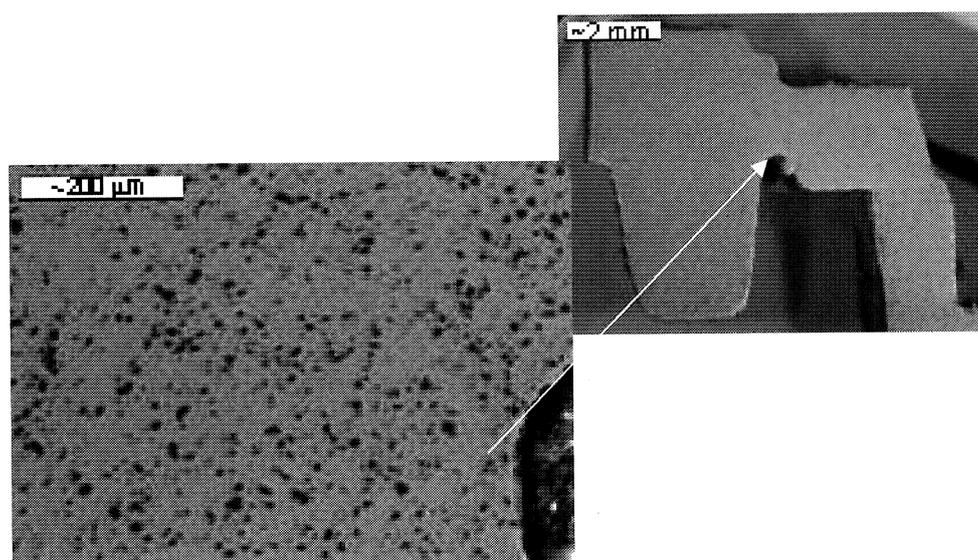
### 3.1.2. Extrusión

Mediante la extrusión de los compactos en verde, las barras cilíndricas obtenidas, con dimensiones



**Figura 6.** Superficies de compactos en verde reforzados con 5% vol de a)  $SiC$ , b)  $B_4C$  y c)  $BN$ . En todos los casos, las flechas blancas señalan las partículas usadas como refuerzo.

*Figure 6. Green compact surfaces of AMC's reinforced with 5% vol of a)  $SiC$ , b)  $B_4C$  and c)  $BN$ . In all cases, white arrows show reinforcement particles.*



**Figura 7.** Distribución de las partículas de refuerzo en un perfil del AMC/7,5 % en volumen de  $B_4C$  obtenido mediante estampación.

*Figure 7. Reinforcement particles distribution in the AMC/7.5 % vol  $B_4C$  obtained by stamping process.*

de 400 mm de longitud y 5 mm de diámetro, mostraron, en general, un buen acabado superficial y, desde el punto de vista microestructural, exhibieron una distribución homogénea de las partículas cerámicas en la matriz de aluminio así como un nivel de porosidad despreciable, a excepción de las correspondientes al 10 % en volumen de BN, tal como puede observarse en las micrografías obtenidas mediante SEM y dadas en la figura 8.

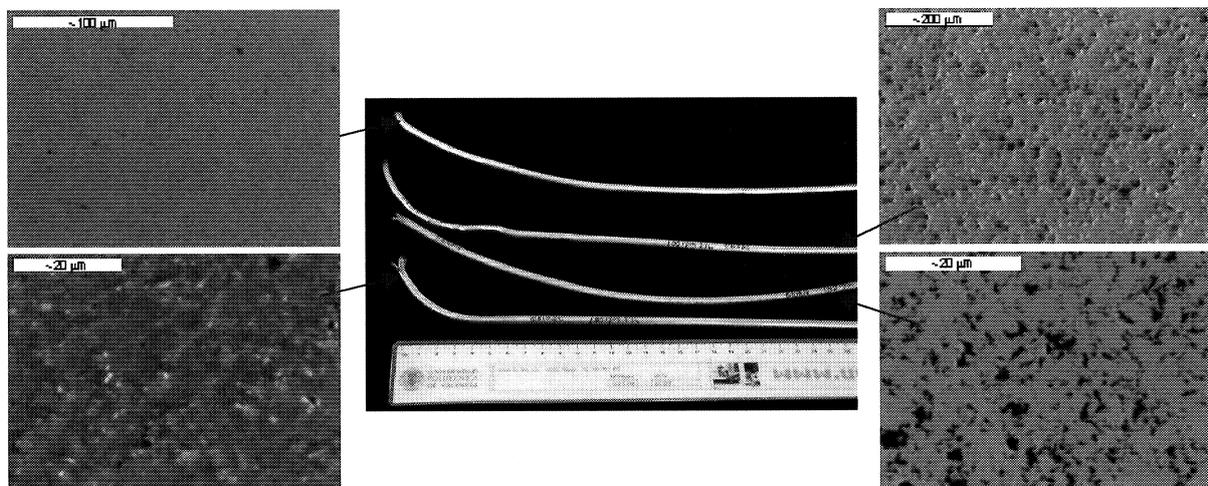
### 3.2. Sobre las propiedades mecánicas y análisis fractográfico

En la figura 9 se presentan los resultados para los ensayos de tracción realizados sobre la aleación base 6061 y sobre los materiales compuestos reforzados con 10 % de partículas cerámicas de  $B_4C$ , SiC y BN obtenidos por extrusión y sometidos a tratamiento térmico T6. Estos resultados demuestran que los AMC's reforzados con 10 % en volumen de SiC y  $B_4C$ , en estado T6, alcanzan alto valor de resistencia respecto a la matriz y respecto a los mismos en estado T1. Por otro lado, los AMC's reforzados con BN, tienen menor resistencia, incluso, que la misma matriz, debido principalmente a la naturaleza hexagonal de su estructura, la cual, tal como se discutió anteriormente, presenta planos de fácil deslizamiento que acaban convirtiéndolo en un lubricante en vez de un refuerzo. Por esta razón sólo se ensayaron algunos materiales.

La figura 10 muestra la evolución de la resistencia máxima registrada para los materiales compuestos reforzados con SiC y  $B_4C$ , tal como son obtenidos mediante los dos procesos de producción empleados y con tratamiento térmico T6. De ésta, se desprende que para los materiales, tal como son obtenidos de cada proceso, el aumento en la resistencia máxima está gobernado por el incremento en la cantidad de refuerzo en la matriz, siendo aquellos materiales compuestos reforzados con  $B_4C$  obtenidos por extrusión los que registran mayor valor de la resistencia, llegando a alcanzar un aumento del 24 % en aquellos reforzados con 10 % en volumen de estas partículas, medido respecto al valor correspondiente a la aleación sin reforzar. En todo caso, aún cuando los materiales obtenidos por estampación exhiben resistencias menores, el aumento en función del contenido de refuerzo es de niveles comparables a los extrudidos.

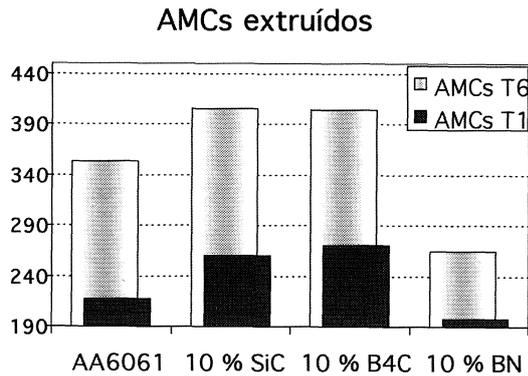
Este hecho permite asegurar que la resistencia mecánica asociada a la concentración volumétrica de refuerzo en la matriz es dependiente del proceso seguido, obteniéndose mejores propiedades en los materiales fabricados mediante extrusión aunque el cambio en la resistencia por adición de refuerzo y por la ruta de procesamiento ocurre a niveles comparables, en cada caso.

El efecto de endurecimiento o porcentaje de endurecimiento por precipitación, definido como la relación entre la diferencia de resistencias de los



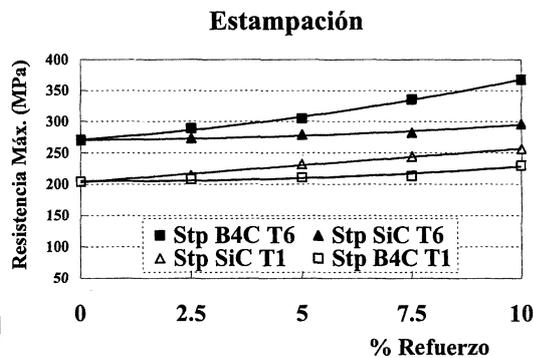
**Figura 8.** Micrografías de las secciones transversales de las barras obtenidas por extrusión; en sentido horario (o de arriba a abajo en la figura central): AA6061, AMC/10%  $B_4C$ , AMC/10% BN y AMC/10% SiC.

*Figure 8. Micrographs of transversal sections of extrusion bars; in counter clockwise (top to bottom): AA6061, AMC/10%  $B_4C$ , AMC/10% BN and AMC/10% SiC.*

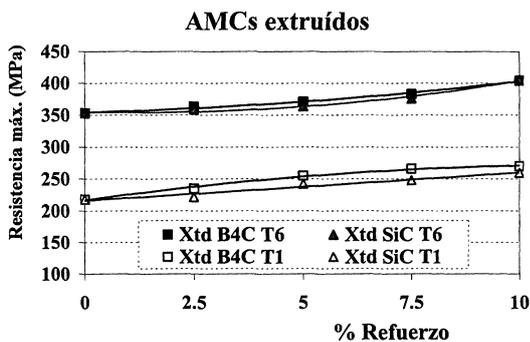


**Figura 9.** Resistencia máxima para la aleación base y los AMCs en condiciones de tratamiento térmico T6 y tal como fueron obtenidos por extrusión.

Figure 9. Tensile strength for AA6061 aluminium alloy and AMCs in T6 and as extruded conditions.



a)



b)

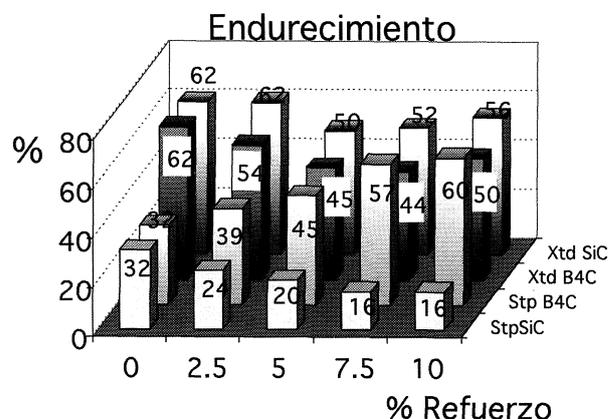
**Figura 10.** Resistencia máxima para AMCs reforzados con distintas fracciones volumétricas de B<sub>4</sub>C y SiC, obtenidos mediante a) estampación y b) extrusión.

Figure 10. Tensile strength for several fractions of B<sub>4</sub>C and SiC reinforced AMCs obtained by a) stamping and b) extrusion.

materiales con tratamiento T6 menos la resistencia del mismo material tal como es obtenido en cada proceso (T1) y el valor correspondiente de re-

sistencia en este último estado, es estudiado una vez que se toma en cuenta el efecto del tratamiento térmico de solubilización, temple y envejecimiento (tratamiento térmico T6) y sus valores se muestran en la figura 11. La resistencia máxima para la matriz estampada alcanza un 32 %, comparada con el estado T1, mientras que para la extruida este valor es de un 62 %. Por otro lado, el porcentaje de endurecimiento en los materiales compuestos extruidos se mantiene más o menos constante, en función del contenido de refuerzo, indicando que, a medida que aumenta la resistencia en los materiales tal como son extruidos, en esa proporción aumentarán los valores de resistencia en el material tratado térmicamente, produciéndose cierto paralelismo en ambas curvas. Este hecho permite suponer que, para todos los materiales compuestos obtenidos por extrusión, las partículas de refuerzo parecen no tener una influencia importante en la formación o no de precipitados endurecedores en la matriz. En el caso de los materiales obtenidos por estampación, se producen cambios drásticos en el crecimiento de la resistencia. Mientras esta característica sufre un mayor aumento en los AMCs reforzados con B<sub>4</sub>C, en aquellos reforzados con SiC este aumento se hace, cada vez, menos importante.

En este caso se plantean dos situaciones: a) el efecto de endurecimiento por tratamiento térmico es mayor en los AMCs reforzados con B<sub>4</sub>C, debido a que durante la estampación se generan mayores tensiones en la matriz por la gran cantidad de trabajo empleado para la deformación, actuando las partículas de refuerzo como obstáculos



**Figura 11.** Porcentaje de endurecimiento por tratamiento térmico en los AMCs extruidos y estampados.

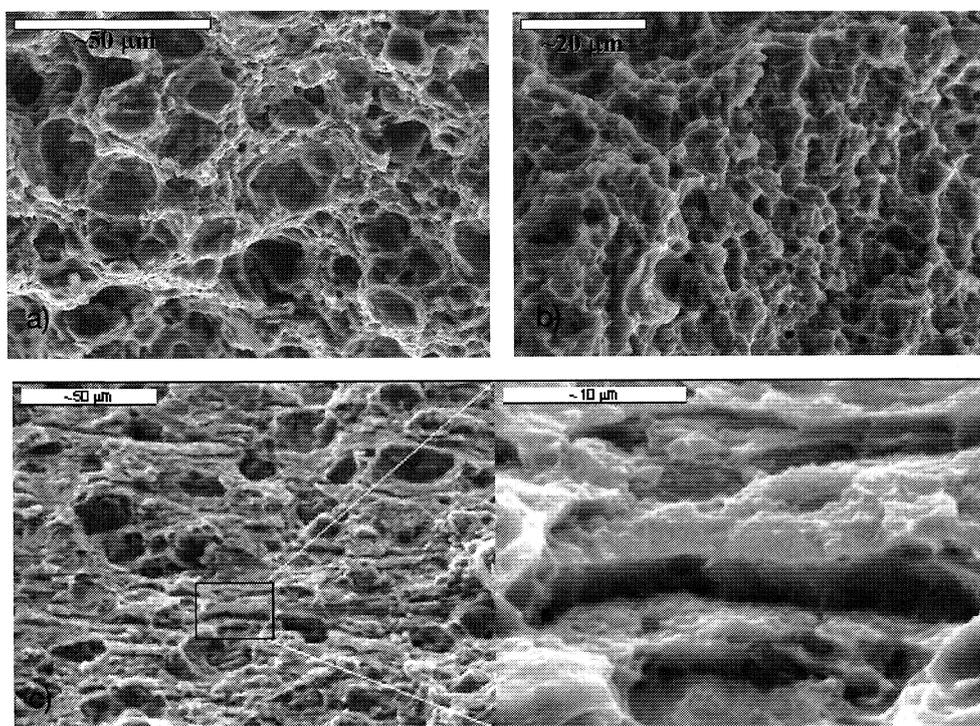
Figure 11. Heat treatment strengthening in extruded and stamping AMCs.

de dislocaciones que se generan por la relajación del material durante el tratamiento térmico. Éste efecto, aunque también se produce en los materiales obtenidos por extrusión, no es predominante. b) en los AMC's reforzados con SiC, la disminución del porcentaje de endurecimiento puede estar ligada a la obtención de un material altamente poroso, debido a variables no controladas en el proceso más que a la ausencia de un endurecimiento por precipitación.

Como comentario adicional, durante el proceso de extrusión, se logra la destrucción de la capa de óxido alrededor de las partículas de la matriz, se produce un endurecimiento inherente a la dispersión de óxidos, sumándose al efecto de endurecimiento por precipitación en la matriz. En la estampación, también se logra una rotura importante de esta capa de óxido, pero no alcanzando a distribuirse de manera uniforme como en el caso de los materiales extruidos, debido, probablemente, a la rapidez con que se lleva a cabo el proceso de deformación. El endurecimiento de estos materiales también está ligado al nivel de acritud que se alcanza, pero estas circunstancias pueden llegar a producir zonas localizadas con baja cohesión, dan-

do como resultado una disminución en la resistencia de la unión. Los AMC's con mayor contenido de refuerzo tendrán, proporcionalmente, menor presencia de estas zonas localizadas por existir una mayor intercara relativa matriz/refuerzo, que representa un sumidero de vacantes, influyendo durante el tratamiento térmico en la cinética de envejecimiento.

El análisis fractográfico realizado mediante MEB revela la plasticidad de los materiales compuestos aquí tratados. En la figura 12 se presentan, como ejemplo, vistas de las superficies de rotura por tracción para AMC's extruidos y estampados, en estado T6. En las fracturas de ambos materiales se revela el carácter evidentemente dúctil de la matriz con formación de cavidades profundas. En el caso de los materiales obtenidos por estampación, la pérdida de las propiedades mecánicas pudiera estar relacionada con la formación de microfisuras en dirección normal al eje de tracción, que han crecido durante la aplicación de la carga formando, a su vez, estructuras laminares relacionadas, probablemente, con las zonas de acritud localizadas y las cuales fueron discutidas previamente.



**Figura 12.** Micrografías de: a) AMC/10% vol  $B_4C$  extruido, b) AMC/5% vol SiC extruido y c) AMC/10% vol  $B_4C$  estampado. Ambos materiales en estado T6.

Figure 12. Micrographs of: a) extruded AMC/10% vol  $B_4C$ , b) extruded AMC/5% vol SiC, and c) Stamped AMC/10% vol  $B_4C$ . Both materials in T6 condition.

#### 4. CONCLUSIONES

- Los materiales compuestos de matriz de aluminio, desarrollados mediante los procesos de estampación y extrusión, presentan características mecánicas comparables con materiales obtenidos por técnicas convencionales.
- Se registró un aumento en la resistencia mecánica a medida que aumenta el contenido de refuerzo en la matriz, siendo aquellos materiales obtenidos por extrusión los que exhiben mayores valores en la resistencia.
- El análisis microestructural reveló una distribución uniforme de las partículas de los distintos refuerzos en la matriz de aluminio, en todos los materiales obtenidos. Asimismo, se detectaron diferencias entre el tipo de fractura, en los AMC's obtenidos mediante ambos procesos.
- El endurecimiento por efecto del tratamiento térmico T6 es dependiente de la vía de procesamiento seguida y de la naturaleza del refuerzo empleado.
- En los materiales estampados se observaron zonas laminares, producidas durante el conformado de estos materiales en la estampación en caliente, probablemente debido al flujo del material seguido durante la deformación rápida del proceso de estampación, produciendo un material con menor resistencia mecánica que aquellos obtenidos por extrusión.

#### REFERENCIAS

- [1] G. O'DONNELL Y L. LOONEY, *Mater. Sci. Eng. A* 303 (2001) 292-301.
- [2] J.M. TORRALBA, C.E. DA COSTA Y F. VELASCO, *J. Mater. Processing Technol.* 133 (2003) 203-206.
- [3] J.W. KACZMAR, K. PIETRZAK Y W. WLOSINSKI, *J. Mater. Processing Technol.* 106 (2000) 58-67.
- [4] G. DOWSON, *Introduction to powder metallurgy, the process and its products*, European Powder Metallurgy Association – Education & Training, (2000).
- [5] M.F. ASHBY, *Acta Metall. Mater.* 41 (1993) 1.13-1.35.
- [6] Z. MIN, W. GAOHUI, D. ZUOYONG Y J. LONGTAO, *Mater. Sci. Eng. A* 374 (2004) 303-306.
- [7] E.S. EARDLEY Y H.M. FLOWER *Mater. Sci. Eng. A* 359 (2003) 303-312.
- [8] P. ROHATGI Y R. ASTHANA, *JOM-J. Miner. Met. Mater. Soc.* 53 (2001) 9-13.
- [9] C. SURYANARAYANA, E. IVANOV Y V.V. BOLDYREV, *Mater. Sci. Eng. A* 304-306 (2001) 151-158.
- [10] E.M. RUIZ-NAVAS, C.E. DA COSTA, F.V. LÓPEZ Y J.M. TORRALBA, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 279-286.
- [11] K.E. MOHAMED, H.P. BUCHKREMER, Y D. STOVER. *J. Mater. Eng. Performance* 9 (2000) 370-378.
- [12] J.B. FOGAGNOLO, F. VELASCO, M.H. ROBERT Y J.M. TORRALBA. *Mater. Sci. Eng. A* 342 (2003) 131-143.
- [13] T. PARSONAGE, *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 732-738.
- [14] J. GONI, I. MITXELENA Y J. COLETO, *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 743-746.
- [15] S.P. RAWAL, *JOM* 53 (2001) 14-17.
- [16] J.A. HOOKER Y P.J. DOORBAR, *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 725-731.
- [17] B. JOHANNESON, S.L. OGIN, M.K. SURAPPA, P. TSAKIROPOULOS, S. BRYNJOLFSSON Y I.Ö. THORBJORNSSON. *Scr. Materialia* 45 (2001) 993-1.000.
- [18] O.M. SUÁREZ, *Mater. Characterization* 49 (2002) 187-191.
- [19] S.V. KAMAT, J.P. HIRTH Y R. MEHRABIAN, *Acta Metall.* 37 (1999) 2.395-2.402.
- [20] C.A. MITCHELL Y A.M. DAVIDSON, *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 873-876.