

## Fabricación y comportamiento de espumas de aluminio con diferente densidad a partir de un precursor AlSi12<sup>(\*)</sup>

J. A. Gutiérrez-Vázquez\* y J. Oñoro\*

### Resumen

Se han fabricado espumas de aluminio de poro cerrado, de tres diferentes rangos de densidad, utilizando un precursor AlSi12 producido por pulvimetalurgia. El objetivo ha sido determinar el efecto que tiene la densidad de estos materiales respecto a su comportamiento mecánico. El precursor utilizado contenía un 0,4 % de hidruro de titanio (TiH<sub>2</sub>) como agente espumante, mezclado con aluminio y silicio en cantidades adecuadas para lograr la composición comercial del precursor AlSi12. Una vez cortadas las muestras, se efectuaron tratamientos térmicos de espumación entre 630 y 750 °C, a tiempos de espumación variables entre 3 y 20 min. Se determinaron las mejores condiciones de solidificación para evitar el colapso mediante aire forzado. Las muestras se prepararon con el mismo peso a diferentes densidades, habiéndose obtenido, que el mejor comportamiento mecánico se lograba en las espumas de mayor densidad, comprendidas entre 0,70 y 0,81 g/cm<sup>3</sup>.

### Palabras clave

Espumas de aluminio; Precursor; Espumación; Agente espumante.

## Production and behaviour of aluminium foams with different density by AlSi12 precursor

### Abstract

Closed cell aluminium foams were prepared by powder metallurgical method in three different ranges of density using AlSi12 precursor. The objective has been to determine by means of tests the effect that has the density of these materials regarding its mechanical behaviour. The used precursor contained 0.4% of foaming agent of titanium hydride (TiH<sub>2</sub>), mixed with aluminum and silicon in appropriate amounts to achieve the commercial composition of the AlSi12 precursor. Once cut the samples thermal treatments of foaming were made of 630 °C to 750 °C, by 3 to 20 minutes. The best solidification conditions were determined to avoid the collapse by means of forced air. The samples were prepared with the same weight to different densities, having itself obtained that the best mechanical behaviour was achieved in the high density foams, of 0.70 to 0.81 g/cm<sup>3</sup>.

### Keywords

Aluminium foams; Precursor; Foaming; Foaming agent.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales porosos son nuevos materiales ultraligeros que ofrecen una gran variedad de aplicaciones estructurales y funcionales<sup>[1-3]</sup>. Las espumas metálicas son un caso particular de los mismos, donde el gas se encuentra disperso en la matriz metálica. Esta morfología maximiza el área superficial, en la cual el gas ocupa del 50 al 90 % del volumen total, obteniéndose muy baja densidad (de 0,3 a 0,8 g/cm<sup>3</sup>). En particular, las espumas de aluminio, debido a su baja densidad, resistencia a la corrosión y un punto de fusión relativamente bajo que las hace fácilmente

manejables, poseen interesantes combinaciones de propiedades mecánicas y físicas<sup>[4 y 5]</sup> que les otorgan, entre otras características, alta tenacidad y gran absorción de energía de impacto, haciéndolas atractivas para aplicaciones en las industrias automotriz, aeroespacial y naval. También, son utilizables en carpintería metálica y construcciones civiles en general, ya que estos materiales poseen buena capacidad para aislamiento acústico, alta rigidez específica, absorción de vibración y elevada disipación de calor.

Las espumas de aluminio pueden fabricarse por diferentes métodos<sup>[6 y 7]</sup>. Entre los más utilizados se encuentran la fundición, técnicas pulvimetalúrgicas y

<sup>(\*)</sup> Trabajo recibido el día 9 de Octubre de 2008 y aceptado en su forma final el día 26 de Enero de 2010.

\* Dept. Ingeniería y Ciencia de los Materiales, ETSI Industriales. Universidad Politécnica de Madrid. C/ José Gutiérrez Abascal, 2, 28006 Madrid, España.

deposición. La producción por pulvimetalurgia es un método desarrollado y patentado por el Instituto Fraunhofer de Bremen, Alemania, en 1990 [8]. Esta técnica es especialmente atractiva por su facilidad para producir piezas con formas definidas, a costos razonablemente bajos. El método consiste en fabricar un precursor espumable que mezcla metal en polvo con un agente espumante y algún refuerzo para aumentar la viscosidad de la fundición [9 y 10]. La forma de producir un precursor es comprimir los polvos premezclados en un bloque sólido estanco, para que cuando el espumado tenga lugar el gas no escape al exterior del material. Esto se consigue por compactación de los polvos, seguida de una extrusión en frío. Durante la espumación el precursor se calienta a la temperatura de descomposición del agente espumante. Cuando se utiliza, el hidruro de titanio ( $TiH_2$ ) comienza a descomponerse a temperaturas entre 325 y 400 °C [11], aunque el proceso de espumación alcanza su mayor rendimiento entre 520 y 670 °C [12], liberando hidrógeno, de forma uniforme, a lo largo del material en estado pastoso. La viscosidad del material impide que el gas escape del mismo, pudiendo controlarse la localización y tamaño de los poros [13-15]. La estructura celular de la espuma producida con estos precursores es estrechamente dependiente de la temperatura, la presión, el tiempo de horneado y la aleación usada. En cambio, presenta baja dependencia de la geometría del precursor durante el espumado. Este método lo utiliza comercialmente Alulight Internacional para producir espumas de aluminio con porosidades entre 63 y 89 % y tamaños de poros del orden de milímetros [16 y 17].

Las propiedades físicas y mecánicas de las espumas de aluminio dependen, en gran medida, de su densidad y de la estructura del poro que las forma. Diversas investigaciones han evaluado la relación que mantiene la variación de la densidad con los valores del módulo elástico, alargamiento, límite elástico, carga de rotura y absorción de energía de las espumas de aluminio [18-20]. Gibson y Ashby [7] cuantifican el límite elástico de una espuma metálica a tracción o a compresión en función del límite elástico de la pared del poro, la densidad y el espesor de la pared celular. Un aumento en la densidad supone un aumento en el límite elástico, pero otros parámetros geométricos son, también, significativos, como el espesor de la pared del poro, el número de poros por unidad de superficie y el volumen de los poros por unidad de volumen. Asimismo, la distribución del tamaño de los poros, especialmente la presencia de poros pequeños localizados en la piel de las espumas, aumenta la rigidez y, por tanto, la resistencia de las piezas. Conocer la variación de las propiedades mecánicas para un mismo precursor en función de su grado de espumación, permitirá avanzar en el conocimiento de las mejores condiciones de aplicación

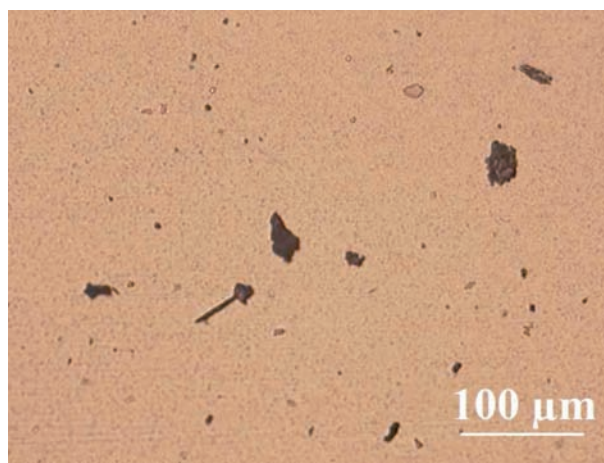
de las estructuras espumadas en función de sus requerimientos en servicio, ya que es posible fabricar estructuras mixtas donde los grados de espumación varían de una parte a otras de la pieza.

En el presente trabajo se estudian las propiedades mecánicas de la espuma de aluminio con diferentes densidades, partiendo, todas ellas, de un mismo precursor, ALSi12, obtenido por pulvimetalurgia. La obtención de las diferentes espumas se consiguió utilizando moldes de diferentes volúmenes, partiendo siempre de un precursor con la misma composición química, geometría y peso. De esta forma, las muestras obtenidas tenían siempre un peso y composición química similar y la variación de propiedades era debida a su densidad y a la estructura de los poros. Se han estudiado también las diferentes condiciones de espumación: temperatura y tiempo, y la geometría de poros obtenida en cada caso.

## 2. MATERIALES Y TÉCNICA EXPERIMENTAL

### 2.1. Elaboración de las muestras

El proceso de espumado se realiza a partir de un precursor ALSi12 fabricado por Alulight, mediante pulvimetalurgia. El precursor ALSi12 presentaba, antes de espumar, una microestructura consistente en una matriz de aluminio con la presencia de silicio y partículas del agente espumante ( $TiH_2$ ) (Fig. 1). El precursor comenzaba a espumar, según el fabricante, a 570 °C a presión atmosférica. Las muestras de precursor utilizadas en los ensayos tenían forma cilíndrica de 1,3 cm de diámetro y 5 cm de longitud, con



**Figura 1.** Microestructura del precursor ALSi12.

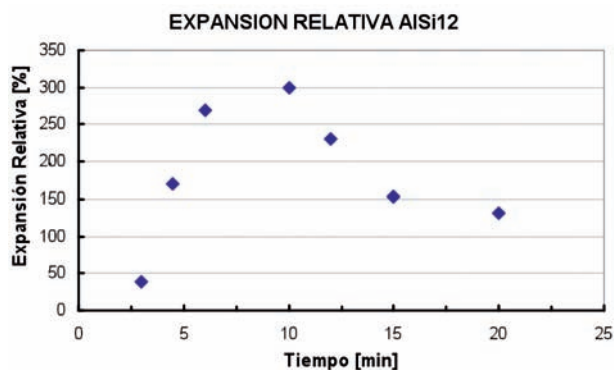
*Figure 1. Microstructure of the ALSi12 precursor.*

un peso promedio de 10,38 g. El contenido de agente espumante era del 0,4 % de  $TiH_2$ , habiéndose obtenido espumas de aluminio con tamaño de poro entre 0,3 y 1,0 mm y densidad entre 0,50 y 0,81  $g/cm^3$ , con una porosidad comprendida entre el 63 y el 89 %.

El precursor se introdujo en tres moldes de acero con volumen interior de 13,9  $cm^3$ , 16,2  $cm^3$  y 18,5  $cm^3$ , los cuales fueron precalentados a 500 °C por 15 min para reducir el tiempo de espumado. Las muestras fueron espumadas en un horno de mufla a temperaturas entre 570 y 750 °C, durante intervalos de 3 hasta 20 min.

Coincidiendo con las especificaciones del fabricante, el precursor comienza a espumar a los 570 °C, manteniendo un comportamiento térmico aparentemente lineal acelerándose el proceso de espumación al superar los 650 °C. A partir de los 675 °C, comienza una disminución del volumen de la espuma de aluminio debido a que la viscosidad disminuye, aumenta el drenaje del metal adelgazándose las paredes de los poros hasta valores donde no pueden retener el gas produciéndose la ruptura de las paredes celulares y el colapso de los poros<sup>[21]</sup> (Fig. 2).

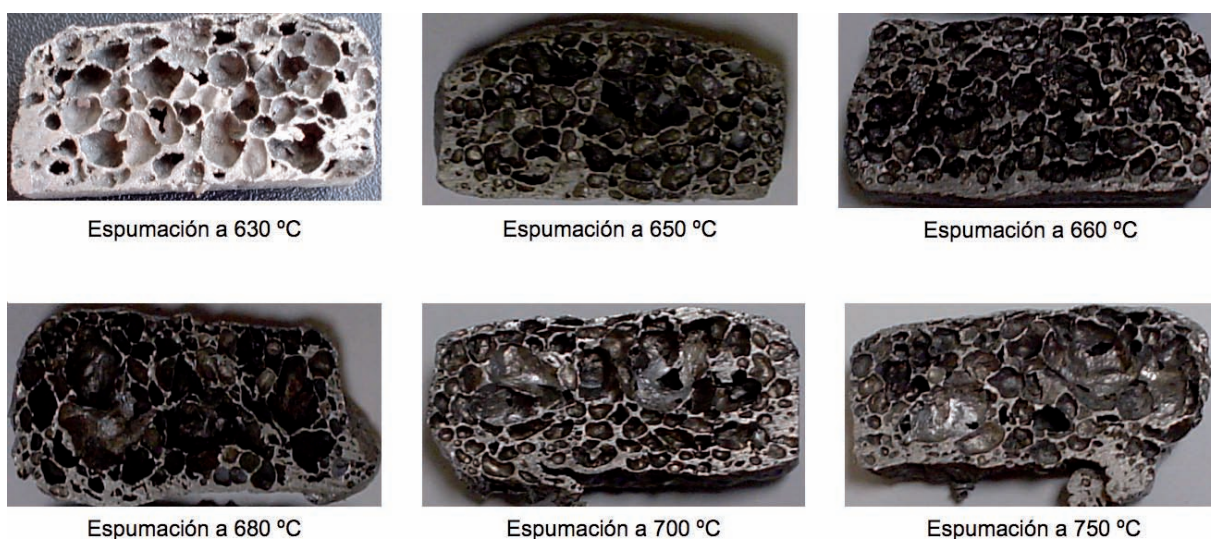
La morfología de las espumas obtenidas a diferentes temperaturas y tiempos presenta mejor estructura celular cuando las espumas se obtienen a 670 °C. Esta temperatura se ha utilizado para analizar el proceso de espumación, sometiendo a diferentes muestras de precursores a intervalos de espumado entre 3 y 20 min, en moldes de 18,5  $cm^3$ . La expansión obtenida durante la espumación en función del tiempo presenta tres etapas: iniciación, pico de expansión y colapso (Fig. 3). La primera etapa de iniciación se



**Figura 3.** Expansión relativa en función del tiempo en el horno a 670 °C, Molde de 18,5  $cm^3$  precalentado.

*Figure 3. Relative expansion versus time in the furnace to 670 °C. Preheated mould of 18,5  $cm^3$ .*

produce durante los primeros 4 min de tratamiento. La segunda etapa, consistente en un pico de expansión, entre los 5 y 7 min de tratamiento. Posteriormente (tercera etapa), comienza el colapso de los poros y el escape del gas, disminuyendo el valor de la expansión. La descomposición del hidruro no se realiza en forma gradual y homogénea<sup>[10]</sup> sino que se produce una liberación súbita de hidrogeno provocando un espumado rápido de la muestra de precursor, formando así una espuma con paredes finas y poros grandes para tiempos de tratamiento cortos. Estos poros no son estables y tienden a colapsar al aumentar el tiempo de tratamiento (Fig. 3).



**Figura 2.** Espumas ordenadas en temperaturas crecientes de horno.

*Figure 2. Foams orderly in growing temperatures of furnace.*

Los tiempos de espumado idóneos dependen, también, del volumen del molde a llenar, de tal manera se determinó que las mejores características de llenado del molde, estructura celular y tamaño de poro se obtenían a 670 °C, con un tiempo de espumación de 6 min para los moldes más grandes (18,5 cm<sup>3</sup>), 3,5 min para los moldes intermedios (16,2 cm<sup>3</sup>) y 3 min para los moldes más pequeños (13,9 cm<sup>3</sup>) (Fig. 4). En el proceso, el molde se precalentaba durante 15 min ya que se observó que si el precursor se colocaba en el molde frío el tiempo de espumación era más largo y no alcanzaba a llenarlo por completo al producirse gradientes de temperatura importantes en el precursor durante el espumado.

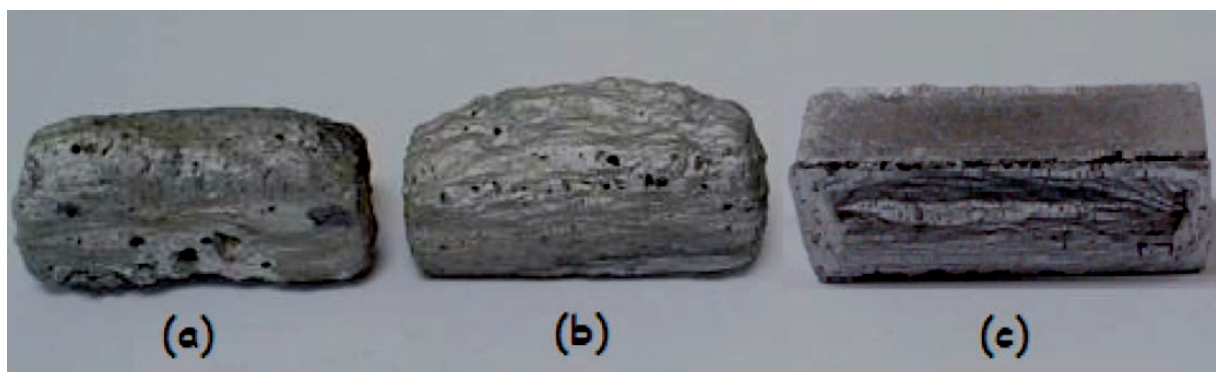
La obtención de una buena geometría final también dependió de la forma de enfriamiento. Las muestras enfriadas bruscamente en agua (Fig. 5-a) presentaban las paredes exteriores notablemente

rugosas, además de sufrir un súbito colapso o hundimiento en, al menos, una de las caras; esto, era debido al gradiente térmico producido entre unas zonas y otras de la espuma formada. Para disminuir el gradiente térmico se enfriaron las espumas en agua y aire (Fig. 5-b) y solo con aire, donde se obtuvo la mejor apariencia superficial y estructura celular (Fig. 5-c). Las espumas fabricadas presentaron pequeñas rebabas de dimensiones variables que ocasionaron pérdidas de material, lo que condujo a que las espumas obtenidas en cada molde no tuvieran una misma densidad, aunque presentaron, en cada lote, pequeñas variaciones. Las muestras finalmente obtenidas tenían una porosidad cerrada y una piel exterior sólida, consistentes en paralelepípedos de 55 x 21 mm y espesor variable de 16, 14 y 12 mm, manteniendo un peso promedio de 10,38 g, con densidades entre 0,50 y 0,81 g/cm<sup>3</sup>.



**Figura 4.** Porosidad de espumas de aluminio de densidad entre 0,5 y 0,8 g/cm<sup>3</sup> fabricadas a 670 °C y espumadas durante 5 min.

*Figure 4. Porosity of aluminium foams of density from 0.5 to 0.8 g/cm<sup>3</sup> manufactured to 670 °C and foaming during 5 min.*



**Figura 5.** Muestras representativas de espumas a 670 °C enfriadas por: (a) agua, (b) agua y aire, (c) aire.

*Figure 5. Representative samples of foams to 670 °C cooled by: (a) water, (b) water and air, (c) air.*

## 2.2. Ensayos mecánicos

Para caracterizar las propiedades de las espumas fabricadas, se han fabricado tres grupos de espumas de aluminio de poro cerrado, con diferentes tamaños y densidades. El comportamiento mecánico se estudió sometiendo a las muestras a ensayos de compresión, tracción e impacto. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente ( $22 \pm 1$  °C).

Los ensayos de impacto se han realizado en un péndulo de 300 J. Se ensayaron tres grupos de cinco probetas cada uno. El primero, corresponde a espumas obtenidas con el molde de mayor capacidad (con densidades de 0,56 a 0,58 g/cm<sup>3</sup>); el segundo, corresponde a espumas obtenidas con el molde de capacidad media (con densidades de 0,60 a 0,67 g/cm<sup>3</sup>) y el tercero, a espumas obtenidas con el molde de menor capacidad (con un rango de densidad 0,71 a 0,76 g/cm<sup>3</sup>). El tamaño elegido para las probetas fue de 55 x 21 mm, combinando tres espesores distintos de: 16, 14 y 12 mm. Los ensayos de impacto se realizaron golpeando las muestras en el sentido del espesor.

Los ensayos de compresión se realizaron en una máquina universal de ensayos de accionamiento hidráulico MTS. La dirección de aplicación de la carga fue perpendicular al espesor de las muestras. Las muestras ensayadas eran de sección rectangular, formando tres grupos de ensayo, cada uno formado por seis probetas, con dimensiones: 28 x 21 x 16 mm (para el rango de densidades 0,56 a 0,60 g/cm<sup>3</sup>); 28 x 21 x 14 mm (para el rango de densidades 0,63 a 0,69 g/cm<sup>3</sup>) y 28 x 21 x 12 mm (para el rango de densidades de 0,70 a 0,77 g/cm<sup>3</sup>). El ensayo a compresión se hizo a una velocidad de deformación de 0,26 mm/s, a la cual no existieron problemas de desplazamiento de las probetas; durante el ensayo la longitud de las muestras se redujo al 40 % de la longitud inicial.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal hidráulica MTS con una velocidad de desplazamiento de 0,2 mm/s, manteniéndose constante

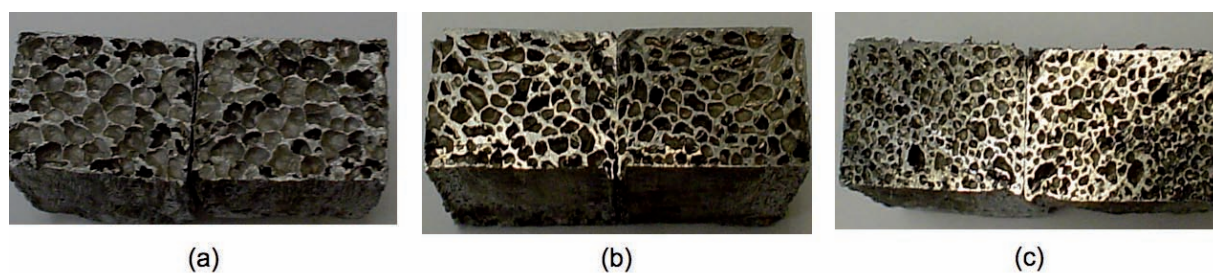
durante todo el desplazamiento. Las muestras fueron fabricadas en tres tamaños, ensayándose cinco probetas de cada geometría, con dimensiones: 55 x 21 x 16 mm (con densidades entre 0,56 y 0,57 g/cm<sup>3</sup>), 55 x 21 x 14 mm (con densidades entre 0,63 y 0,67 g/cm<sup>3</sup>) y 55 x 21 x 12 mm (con densidades entre 0,76 y 0,81 g/cm<sup>3</sup>).

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En el proceso de fabricación de las espumas de aluminio, las mejores características de estructura celular se han obtenido espumando a 670 °C. A esta temperatura, la viscosidad es suficiente para no dejar escapar el gas del interior de la pieza que se encuentra en estado pastoso y permite obtener una estructura homogénea. Si el tiempo de espumado sobrepasa los 6 min, las paredes celulares pierden resistencia y los poros formados se colapsan al sobrepasarse el tiempo óptimo de tratamiento<sup>[22 y 23]</sup>.

En la obtención de las espumas, los parámetros del proceso (volumen del molde, precalentamiento del molde, temperatura de espumación, duración de la espumación y composición y distribución de la mezcla del Al-TiH<sub>2</sub>) afectan directamente al proceso de espumación y a la estructura final de la espuma. La temperatura durante la espumación debía mantenerse en un rango adecuado. Cuando la temperatura aplicada era baja, el precursor no se expandía lo suficiente para lograr la ocupación completa del molde, presentado un crecimiento pobre de poros. Por otro lado, cuando la temperatura de calentamiento era alta, el precursor se colapsaba rápidamente. Utilizando la temperatura adecuada de calentamiento el precursor AlSi12/TiH<sub>2</sub> alcanzaba la máxima expansión y, esta, se mantenía durante un corto periodo de tiempo, no superior a 3 min, pero suficiente para permitir el enfriamiento de la muestra y la estabilidad estructural de la espuma formada.

Todas las muestras fabricadas han presentado gradientes en la distribución de tamaños de poros (Fig. 6),

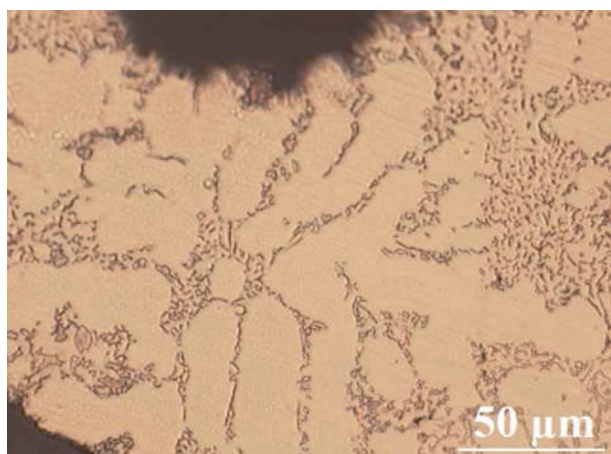


**Figura 6.** Tamaño de poro de la espumas de aluminio de densidad (a) 0,56 g/cm<sup>3</sup> (b) 0,66 g/cm<sup>3</sup> y (c) 0,73 g/cm<sup>3</sup>.

*Figure 6. Pore size of aluminium foams of density (a) 0.56 g/cm<sup>3</sup> (b) 0.66 g/cm<sup>3</sup> and (c) 0.73 g/cm<sup>3</sup>.*

donde predominan los poros de mayor tamaño, de 1,0 mm, en las espumas de menor densidad (Fig. 6-a); los poros de tamaño medio, de 0,6 a 0,7 mm, en las muestras de densidad de media (Fig. 6-b) y la mayor cantidad de poros pequeños, en torno a los 0,4 mm, la encontramos en las espumas de mayor densidad (Fig. 6-c). Se observó que los poros más pequeños aparecían en todas las muestras localizándose, predominantemente, hacia los bordes; de igual forma, algunas de las muestras espumadas presentaban grandes poros, esto es, debido a que la concentración del agente espumante no estaba distribuida homogéneamente en el precursor.

La microestructura de la matriz de la espuma de aluminio, muestra una aleación de Al-Si obtenida por solidificación (Fig. 7), caracterizada por una red de dendritas de aluminio junto con el eutéctico AlSi. Se ha detectado la presencia de  $TiH_2$  sin descomponer en el interior de los poros.

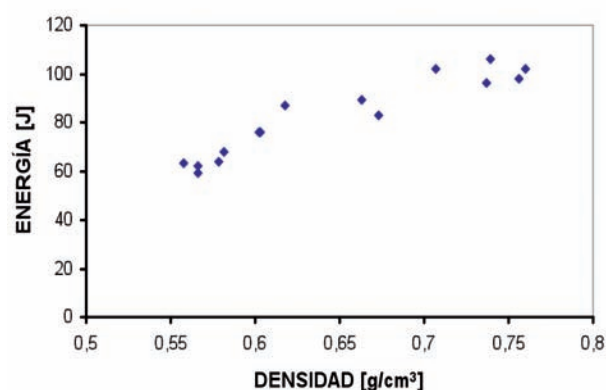


**Figura 7.** Microestructura dendrítica de fase  $\alpha$  con eutéctico Al-Si en la matriz Al-Si12 de la espuma de aluminio.

*Figure 7. Dendrite microstructure of  $\alpha$  phase with Al-Si eutectic in the matrix of the Al-Si 12 foam.*

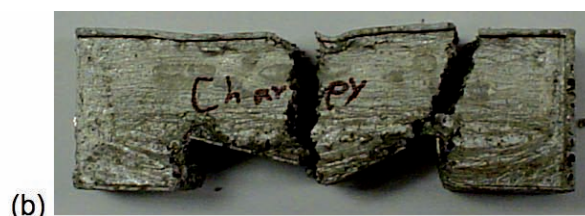
Las espumas de aluminio obtenidas con densidades diferentes, sujetas a ensayos de impacto, mostraron un comportamiento de aumento progresivo de la energía absorbida en función de su densidad. En la figura 8 puede apreciarse cómo la mayor resistencia a impacto la encontramos en las espumas de aluminio de mayor densidad (entre 0,71 a 0,76  $g/cm^3$ ). Estas espumas presentaban una estructura y distribución de poros homogénea con tamaño de poro más pequeño (0,4 mm), frente a las muestras con densidad menor. La energía absorbida por estas muestras estuvo en torno de los 100 J, con una deformación macroscópica muy elevada (Fig. 9). Las muestras sometidas a impacto con densidades intermedias, 0,60 a 0,67  $g/cm^3$ , obtuvieron valores de absorción de energía más bajos, en torno a los 82 J, presentando una deformación macroscópica, también, muy acusada (Fig. 10). Los valores más bajos de energía absorbida

**ENSAYO A IMPACTO DE ESPUMAS DE ALUMINIO**



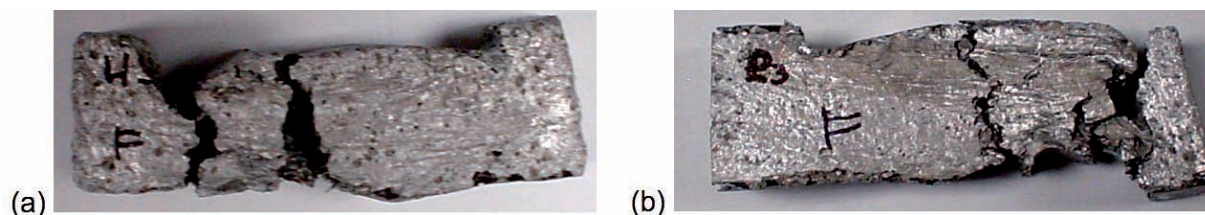
**Figura 8.** Comportamiento de ensayos de impacto de espumas de aluminio con densidad diferente.

*Figure 8. Behavior of impact tests of aluminium foams of different density.*



**Figura 9.** Muestras sometidas a impacto. Valores de densidad y energía absorbida. (a)  $\rho=0,72 g/cm^3$ ;  $E=98 J$ . (b)  $\rho=0,76 g/cm^3$ ;  $E=106 J$

*Figure 9. Impact test samples. Values of density and absorbed energy. (a)  $\rho=0.72 g/cm^3$ ;  $E=98 J$ . (b)  $\rho=0.76 g/cm^3$ ;  $E=106 J$ .*



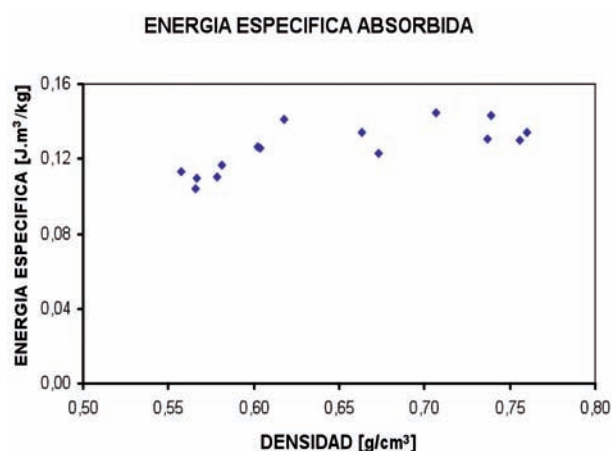
**Figura 10.** Muestras sometidas a impacto. Valores de densidad y energía absorbida. (a)  $\rho=0,61 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=76 \text{ J}$ . (b)  $\rho=0,67 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=83 \text{ J}$ .

*Figure 10. Impact test samples. Values of density and absorbed energy. (a)  $\rho=0.61 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=76 \text{ J}$ . (b)  $\rho=0.67 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=83 \text{ J}$ .*

frente al ensayo de impacto, se obtuvieron en las probetas con densidades más bajas, 0,56 a 0,58  $\text{g/cm}^3$ , donde la energía absorbida estuvo alrededor de los 63 J. Los tamaños de poro eran mayores y no tan homogéneos, habiéndose detectado diámetros muy dispares, entre 0,5 a 1,0 mm. La elevada deformación producida durante la rotura puede apreciarse en la figura 11.

En la figura 12 se exponen los valores de la energía específica absorbida durante los ensayos de impacto. En este caso, se aprecia como las espumas de mayor densidad son las que absorben más energía, con valores cercanos a 1,36  $\text{J}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$ . Una estructura de poros más regular y homogénea conduce a una mayor capacidad de absorción de energía que una distribución aleatoria con poros más grandes [24].

El resultado de los ensayos de compresión se ha recogido en la figura 13. De igual forma que en los ensayos de impacto, las espumas de aluminio de densidad menor (0,56 a 0,60  $\text{g/cm}^3$ ) se comprimen a tensiones más bajas, presentando una mayor resistencia a la compresión las espumas de aluminio de mayor densidad (0,70 a 0,77  $\text{g/cm}^3$ ). El fallo se produce, una vez superado el límite elástico, por un proceso de colapso gradual, aplastándose la estructura porosa en

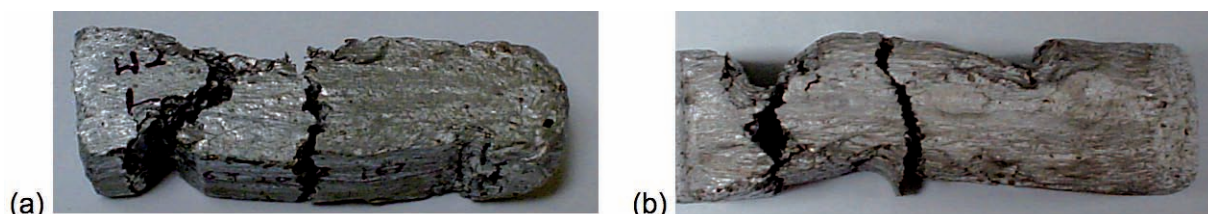


**Figura 12.** Energía específica absorbida de espumas de aluminio de diferentes densidades.

*Figure 12. Specific energy absorption of aluminum foams of different densities.*

capas paralelas hasta la completa destrucción de la muestra (Fig. 14).

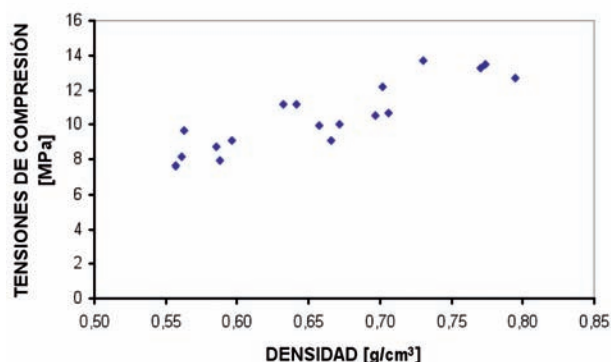
La resistencia a la compresión específica es más elevada en las espumas de densidad más alta, pero la



**Figura 11.** Muestras sometidas a impacto. Valores de densidad y energía absorbida. (a)  $\rho=0,56 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=59 \text{ J}$ . (b)  $\rho=0,58 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=68 \text{ J}$ .

*Figure 11. Impact test samples. Values of density and absorbed energy. (a)  $\rho=0.56 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=59 \text{ J}$ . (b)  $\rho=0.58 \text{ g/cm}^3$ ;  $E=68 \text{ J}$ .*

ENSAYO A COMPRESION DE ESPUMAS DE ALUMINIO



**Figura 13.** Comportamiento del ensayo de compresión de espumas de aluminio de densidad diferente.

*Figure 13. Behavior of the compression test of aluminium foams of different density.*

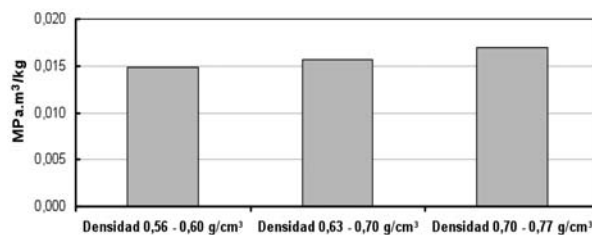


**Figura 14.** Ensayo a compresión de probetas de espuma de aluminio.

*Figure 14. Compression test of aluminum foam samples.*

diferencia entre unas densidades y otras no es tan acusada como la que experimentaba en el ensayo de impacto (Fig. 15). La figura 16 muestra las curvas de esfuerzo- deformación del comportamiento a compresión de 3 espumas de aluminio ALSi12 con diferente densidad, deformadas hasta el 60 % de su longitud. En el ensayo a compresión el fallo de la muestra se produce a partir del primer máximo de la curva tensión-deformación (Fig. 16). A partir de ese punto, la probeta se va deformando gradualmente manteniendo una resistencia a la compresión casi constante, hasta que comienza a densificar cuando la deformación alcanza valores superiores al 60 % de su longitud inicial, y a partir de ese punto se requieren valores superiores de compresión para seguir deformando la muestra.

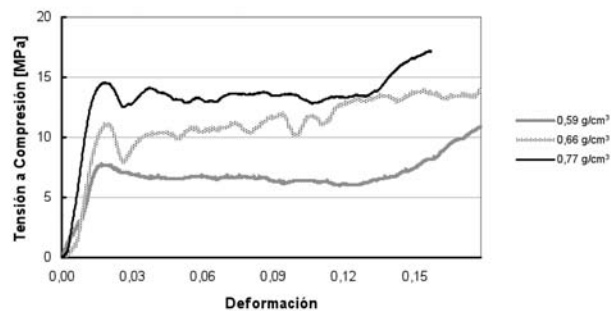
TENSIÓN ESPECÍFICA A COMPRESION



**Figura 15.** Tensión específica media obtenida en ensayos a compresión de espuma de aluminio.

*Figure 15. Mean specific stress obtained in compression tests of aluminum foam.*

ENSAYO A COMPRESION DE ESPUMAS DE ALUMINIO AISI12



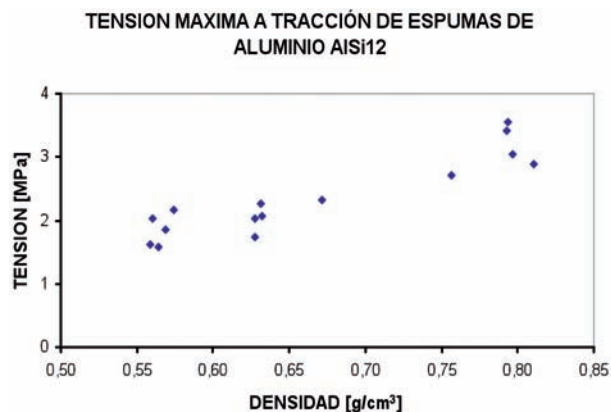
**Figura 16.** Curvas de tensión-deformación a compresión de 3 espumas de aluminio con diferente densidad.

*Figure 16. Compressive stress-strain curves of 3 aluminium foams with different density.*

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción se han recogido en la figura 17. Nuevamente, el grupo de muestras con mayor densidad es en el que obtienen las tensiones más altas, siendo las de menor densidad las más bajas. En este caso, las muestras con mayor densidad presentan unas propiedades significativamente más elevadas como se aprecia en la figura 17. La rotura producida es de naturaleza frágil y además de la rotura principal aparecen grietas en otras zonas de las muestras ensayadas a tracción (Fig. 18).

Las espumas de mayor densidad (0,76 a 0,81 g/cm<sup>3</sup>) muestran un tamaño de poro homogéneo y pequeño de 0,4 mm a lo largo de toda su estructura, mostrando una curva tensión-deformación progresiva y constante hasta su ruptura a una tensión máxima promedio de 3,12 MPa (Fig. 19). Las espumas de menor densidad presentan los tamaños medios de poro más grandes, esto es, de 1,0 mm, y una tensión





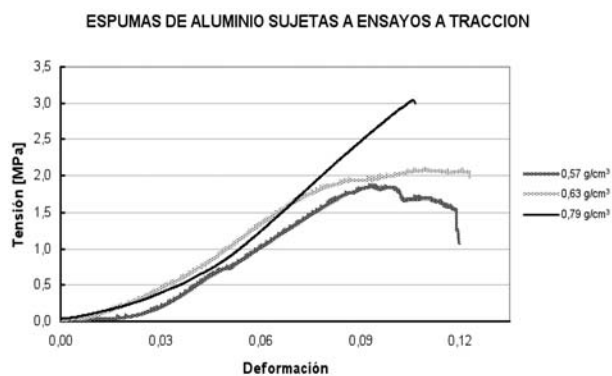
**Figura 17.** Comportamiento del ensayo a tracción de espumas de aluminio con densidad diferente.

*Figure 17. Behavior of the tensile test of aluminum foams with different density.*

máxima promedio de 1,85 MPa. Finalmente, las espumas de densidad intermedia (0,63 a 0,67 g/cm<sup>3</sup>) presentan una estructura celular con un tamaño de poro de 0,7 mm y una curva de tensión-deformación parecida a la obtenida por las otras espumas (Fig. 19).

La falla en todas las espumas ensayadas se presenta con poca o nula deformación plástica. Antes de que se alcance la carga máxima, comienzan a aparecer microgrietas en las paredes celulares. Posteriormente, la grieta se propaga a través del espécimen, dando lugar a la falla. Las variaciones en el rango del crecimiento de grieta son inducidas por la diferente resistencia del crecimiento de grieta de la estructura celular.

Los resultados obtenidos en las espumas de aluminio dependen, principalmente, de la densidad, mostrando que el aumento de la densidad en las



**Figura 19.** Curvas tensión-deformación de espuma AISi12 sujetas a tracción.

*Figure 19. Tensile stress-strain curves of AISi12 foam.*

espumas aumenta el valor de las cargas en los ensayos de impacto, compresión y tracción para deformar su estructura o propiciar la falla del material. Por ejemplo, en el ensayo a impacto para romper 2 espumas de diferente densidad, de 0,57 g/cm<sup>3</sup> y 0,76 g/cm<sup>3</sup>, la energía absorbida por la muestra aumentó de 59 J a 106 J (Figs. 11-a y 9-b, respectivamente).

Inherente a la densidad, se encuentra la relación directa con el tamaño y distribución de poro, observando que las muestras con menor densidad pueden ilustrar una estructura poco homogénea, lo cual, también, explica su distribución y tamaño de poro medio de 1,0 mm. Las muestras con una densidad promedio tienen la estructura mas regular y poros de 0,7mm y finalmente las muestras de mayor densidad presentan una estructura con poros de menor tamaño 0,4mm.

Los resultados no han tenido una dispersión relativamente grande debido a la estructura celular



(a)



(b)

**Figura 18.** Probetas de tracción de espumas de aluminio. a)  $\rho=0,79 \text{ g/cm}^3$ ;  $\sigma_R=3,4 \text{ MPa}$ . b)  $\rho=0,63 \text{ g/cm}^3$ ;  $\sigma_R=2,1 \text{ MPa}$ .

*Figure 18. Aluminium foam tensile samples. a)  $\rho=0.79 \text{ g/cm}^3$ ;  $\sigma_R=3.4 \text{ MPa}$ . b)  $\rho=0.63 \text{ g/cm}^3$ ;  $\sigma_R=2.1 \text{ MPa}$ .*

obtenida; sin embargo, diversas investigaciones recomiendan una gran cantidad de especímenes para conseguir resultados reproducibles, dada la presencia de estructuras no homogéneas en pequeños lotes de producción [4 y 5].

Los modelos para la cuantificación de las propiedades mecánicas a partir de la densidad de las espumas permiten una aproximación a los valores reales que pueden utilizarse como herramientas de diseño. Ashby y Tianjian [25] proponen una fórmula relativamente sencilla para determinar los valores del límite elástico a compresión:

$$\sigma_{pl} \approx 0,35 \sigma_{ys} (\rho/\rho_s)^{1,6} \quad (1)$$

donde, el valor de  $\sigma_{ys}$  puede obtenerse a partir de la dureza de las paredes celulares por microindentación [26], siendo  $(\rho/\rho_s)$  la relación entre la densidad de la espuma y la del material sólido compacto.

Se determinó la dureza por microindentación, de las paredes celulares obtenidas durante la espumación, y se ha obtenido una dureza media de 76,2 HV, lo que nos permite estimar un límite elástico a compresión de 254 MPa para la pared celular. Con este valor, utilizando la ecuación (1) podemos obtener para las diferentes espumas obtenidas los siguientes valores:

- Espuma  $\rho = 0,80$ ;  $\sigma_{pl} = 12,7$  MPa; siendo el valor real 14,5.
- Espuma  $\rho = 0,64$ ;  $\sigma_{pl} = 8,9$  MPa; siendo el valor real 11.
- Espuma  $\rho = 0,56$ ;  $\sigma_{pl} = 7,2$  MPa; siendo el valor real 7,5

Los valores obtenidos demuestran que la modelización realizada, en los márgenes de espumas analizados en este trabajo, ha conseguido una limitada aproximación a los valores reales. La correlación de valores ha sido mejor para espumas de baja densidad. En cambio, cuando la densidad de la espuma es mayor, las diferencias entre los valores estimados y reales se hace más notable y por tanto la posible aplicación de la ecuación (1) en diseño es más incierta.

#### 4. CONCLUSIONES

El estudio realizado sobre espumas de aluminio fabricadas a partir de un precursor ALSi12 del fabricante Aluligth ha permitido extraer los siguientes resultados:

- El precursor comienza a espumar a los 570 °C, obteniendo las mejores características de estructura celular a los 670 °C, en la cual la viscosidad

es suficiente para no dejar escapar el gas y procurar una estructura homogénea.

- La forma y la homogeneidad de la estructura celular depende directamente de su densidad, además de tener una gran relación con los detalles de los parámetros del proceso de fabricación (temperatura, tiempo de horneado, aleación y proceso de enfriamiento).
- Los datos obtenidos en los ensayos indican que existe una relación directa entre la densidad y el comportamiento mecánico de las espumas. Las espumas de menor densidad presentan una estructura celular heterogénea, un tamaño de poro grande y unas paredes celulares muy delgadas que requieren de valores menores de carga para que su estructura celular falle, dando lugar a características mecánicas más bajas. Si consideramos los valores de las propiedades mecánicas específicas obtenemos resultados similares.
- La morfología macroscópica de la rotura en los ensayos de impacto es dúctil, observándose una gran deformación de las muestras ensayadas. Las muestras sometidas a compresión sufren un colapso por capas paralelas de naturaleza frágil. Las muestras ensayadas a tracción presentan rotura frágil con poca deformación y, prácticamente, nula estricción. Los valores de los ensayos mecánicos presentan una alta dependencia de las condiciones operacionales de los ensayos efectuados.
- La correlación conseguida entre los valores estimados de límite elástico a compresión, según los modelos teóricos y los valores reales, ha sido limitada. La mejor aproximación se ha conseguido en espumas de baja densidad.

#### REFERENCIAS

- [1] H. Kanahashi, T. Mukai, Y. Yamada, K. Shimojima, M. Mabuchi, T. Aizawa y K. Higashi, *Mater. Sci. Eng. A* 308 (2001) 283-287.
- [2] E. Andrews, W. Sanders y L.J. Gibson, *Mater. Sci. Eng. A* 270 (1999) 113-124.
- [3] Y. Sugimura, J. Meyer, M. Y. He, H. Bart.Smith, J. Grenstedt y A. G. Evans, *Acta Mater.* 45 (1997) 5.245-5.259.
- [4] L. J. Gibson, *Ann. Rev. Mater. Sci.* 30 (2000) 191-227.
- [5] J. Banhart y J. Baumeister, *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 1.431-1.440.
- [6] D. Weaire, S.J. Cox y J. Banhart, *Proc. 8th Ann. Int. Conf. Composites Engng.*, D. Hui (Ed.), Tenerife, España, 2001, pp. 977-978.

- [7] L.J. Gibson y M.F. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*, 2ª ed. Cambridge University Press, Cambridge, Inglaterra, 1997 pp. 183-217.
- [8] J. Baumeister, *Patente EE. UU.*, 5151246, 1992.
- [9] J. Banhart y P. Weigand, *Powder Metallurgical Process to the production of Metallic Foams*, Metal Symposium, EE. UU., 1997, pp. 13-22.
- [10] P. Fernández, L.J. Cruz y J. Coletto, *Rev. Metal. Madrid* 45 (2) (2009) 124-142.
- [11] I. Duarte y J. Banhart, *Euromat*, vol. 5, T.W. Clyne y F. Simancik (Eds.) Wiley-VCH, Weinheim, Alemania, 2000, pp. 14-21.
- [12] V. Gergely y T.W. Clyne, *Adv. Eng. Mater.* 2 (2000) 8-175.
- [13] I. Duarte y J. Banhart, *Acta Mater.* 48 (2000) 2.349-2.362.
- [14] F. Baumgärtner, I. Duarte y J. Banhart, *Adv. Eng. Mater.* 2 (2000) 168-174.
- [15] J. Banhart y P. Weigand, *Symp. on Metallic Foams*, Fraunhofer, EE.UU. J. Banhart, H. Eifert (Eds), MIT Press-Verlag, Bremen, Alemania, 1998, pp. 13-22.
- [16] J. Banhart y D. Weaire, *Phys. Today* 55 (2002) 37-42.
- [17] J.A. Gutiérrez-Vázquez, J. Oñoro, *Rev. Metal. Madrid* 44 (5) (2008) 457-476.
- [18] J.S. Blazy, A. Marie-Louise, S. Forest, Y. Chastel, A. Pineau, A. Awade, C. Grolleron y F. Moussy, *Int. J. Mech. Sci.* 46 (2004) 217-244.
- [19] O.B. Olurin, N.A. Fleck y M.F. Ashby, *Mater. Sci. Eng. A* 291 (2000) 136-146.
- [20] J. Bin, W. Zejun y Z. Naiqin, *Scr. Mater.* 56 (2007) 169-172.
- [21] D. Weaire y S. Hutzler, *The Physics of Foams*, Oxford Univ. Press, Oxford, Inglaterra 1999, pp. 144-149.
- [22] D. Lehmkus y M. Busse, *Adv. Eng. Mater.* 6 (2004) 391-396.
- [23] A. Kennedy, *Scr. Mater.* 47 (2003) 763-767.
- [24] J. Banhart, *Prog. Mater. Sci.* 46 (2001) 559-632.
- [25] M.F. Ashby y Lu Tianjian, *Sci. China (Ser. B)* 46 (2003) 521-532.
- [26] R.E. Raj y B.S.S. Daniel, *J. Alloy. Compd.* 467 (2009) 550-556.