

# Efectos térmicos inducidos durante el crecimiento del compuesto eutéctico $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) por fusión zonal con láser

F.J. ESTER<sup>1</sup>, D. SOLA<sup>2</sup>, J.I. PEÑA<sup>2</sup>

Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón (UZ-CSIC)

<sup>1</sup>Departamento de Física de la Materia Condensada,<sup>2</sup>Departamento de Ciencia y Tecnología de Materiales y Fluidos  
ZARAGOZA

En este artículo se describen las tensiones térmicas generadas durante el enfriamiento de barras eutécticas de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) crecidas por fusión zonal con láser. Se ha calculado el diámetro máximo con el que se pueden crecer las barras sin que se agrieten por los elevados gradientes térmicos presentes durante el crecimiento, siendo este diámetro de 1.2 mm. De forma experimental se ha determinado que, para bajas velocidades de crecimiento (20 mm/h), se pueden obtener barras libres de grietas con diámetros inferiores a 1.3 mm. Este trabajo completa uno anterior en el que se describía la estabilidad de la zona fundida durante el crecimiento de estos materiales.

*Palabras clave:* zona fundida, sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ , solidificación direccional, tensiones térmicas.

## Thermal stresses in the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) eutectic composite during the growth by the laser floating zone technique

A study on the thermal stresses induced by the high thermal gradients during the growth by laser floating zone of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) bars in the eutectic composition is presented. We have calculated a maximum diameter of 1.2 mm for bars free of cracks very close to the experimental one of 1.3 mm. This work completes a previous one that described the stability conditions of the floating zone during the growth of this material.

*Keywords:* floating zone,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  system, directional solidification, thermal stresses.

## 1. INTRODUCCIÓN

La fabricación de materiales cerámicos y vítreos en forma de fibra tiene especial interés debido a que, por su geometría, sus propiedades físicas y su comportamiento mecánico pueden aproximarse a los máximos. Uno de los métodos que presenta más ventajas para el crecimiento de fibras es el llamado crecimiento por fusión con zona flotante asistida por láser (FZL). Este método es una variante del método Czochralski pero al no estar el fundido contenido en ningún crisol, sino suspendido por tensión superficial entre dos sólidos, es posible sintetizar materiales con puntos de fusión elevados y con un bajo nivel de impurezas. Esta ventaja y otras, como la pequeña cantidad de material utilizado o la posibilidad de aplicar altas velocidades de crecimiento, hacen que la técnica de FZL sea muy adecuada para el crecimiento de fibras que puedan ser utilizadas directamente en aplicaciones (sensores, guías de luz, fibra láser) y también como método de síntesis para explorar nuevos materiales y sus propiedades.

La simulación teórica del crecimiento cristalino a partir del fundido se ha aplicado a numerosas técnicas: Czochralski, zona flotante, solidificación direccional (1,2). Estos estudios han llevado al desarrollo de modelos computacionales que describen numerosos aspectos del crecimiento como la distribución de impurezas, distribución de temperaturas,

formación de defectos o desestabilización morfológica (3,4,5). Junto a éstos se han desarrollado modelos analíticos sencillos que, aunque menos completos que los anteriores, describen correctamente las tendencias de muchos de los parámetros relevantes (radio crítico, umbral de velocidad de solidificación, gradiente) que intervienen en los procesos de optimización y tienen la ventaja de ser prácticos, simples y aplicables rápidamente.

En un artículo anterior (6) presentábamos un análisis del crecimiento por FZL de cilindros de composición eutéctica  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  ( $3\text{Y}_2\text{O}_3$ ). En dicho trabajo se calculaba la distribución de temperaturas en el cilindro y se discutían las condiciones de estabilidad de la zona fundida. La inestabilidad de la zona se manifiesta en la falta de control de la geometría del cilindro solidificado, en forma de inhomogeneidades en el diámetro, o incluso en la separación de la zona fundida en dos semiesferas.

Otros aspectos que deben ser tenidos en cuenta durante el crecimiento son los necesarios para conseguir una microestructura homogénea (7), para reducir la presencia de poros (8) o para evitar el agrietamiento (4). En este artículo se discute este último punto a partir de las relaciones entre los gradientes térmicos, el diámetro de las barras, y las

tensiones térmicas generadas en ellas. Los cálculos se han realizado para el sistema eutéctico  $Al_2O_3-ZrO_2 (Y_2O_3)$ , un material que combina elevada resistencia mecánica, tenacidad y resistencia al desgaste con una microestructura que se mantiene estable hasta temperaturas próximas a las de fusión. Estas propiedades lo hacen ser un buen candidato para cubrir la creciente demanda de materiales para aplicaciones de alta temperatura tales como turbinas de gas o sistemas de generación de energía (9).

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

Para la fabricación de las barras se utilizaron como precursores cilindros prensados isostáticamente y sinterizados a 1500 °C durante 12h, con una densidad próxima al 80 % con respecto a la teórica. Se partió de polvos comerciales de  $Al_2O_3$  (99.99%, Aldrich),  $ZrO_2$  (99+%, Alfa) y  $Y_2O_3$  (99.99%, Aldrich), mezclados con acetona en un micromolino (modelo MM2000, Resch, Haan, Germany) con vasijas de alúmina según la composición  $62Al_2O_3-36.85ZrO_2-1.15Y_2O_3$ , expresada en porcentaje de moles.

Las barras se crecieron con longitudes de 50 mm y diámetros entre 1 y 2 mm. Para el análisis del agrietamiento la velocidad de solidificación fue de 10 mm/h. El método de crecimiento ha sido descrito anteriormente (6), un haz proveniente de un láser de  $CO_2$  es focalizado en forma de anillo en el extremo del precursor hasta formar una gota. La cerámica absorbe eficientemente la radiación de 10.6 micras por lo que potencias típicas de 50 W son suficientes para fundir cilindros de 2mm de diámetro. Una semilla, que puede ser un monocristal orientado o un policristal, se introduce en la gota fundida estableciéndose un puente líquido entre ambos sólidos. La zona fundida se traslada a lo largo del precursor dando lugar a un material solidificado direccionalmente.

Se utilizó un microscopio electrónico de barrido (Jeol 6400) para estudiar la microestructura de las barras procesadas.

## 3. MODELO TERMICO

En la figura 1 se representa el esquema de una barra creciendo por FZL que recoge la convención de signos y de ejes empleados para las ecuaciones matemáticas utilizadas en éste y los siguientes apartados. Para los cálculos se considerará un modelo simplificado de transferencia de calor a través del cilindro crecido.

La distribución de temperaturas para el estadio estacionario en el cilindro es (2):

$$T(r, z) = T_0 + (T_m - T_0) \frac{1 - \frac{hr^2}{2R}}{1 - \frac{1}{2}hR} \exp\left[-\left(\frac{2h}{R}\right)^{1/2} z\right] \quad [1]$$

donde R es el radio del cilindro, h es la constante de enfriamiento,  $T_m$  es la temperatura de fusión y  $T_0$  es la temperatura ambiente.

### 3.1. Gradiente longitudinal en función de la velocidad

De la distribución de temperaturas a lo largo de la barra se puede calcular el gradiente térmico axial, en valor absoluto, en el frente de solidificación ( $r=0$  y  $z=0$ ).

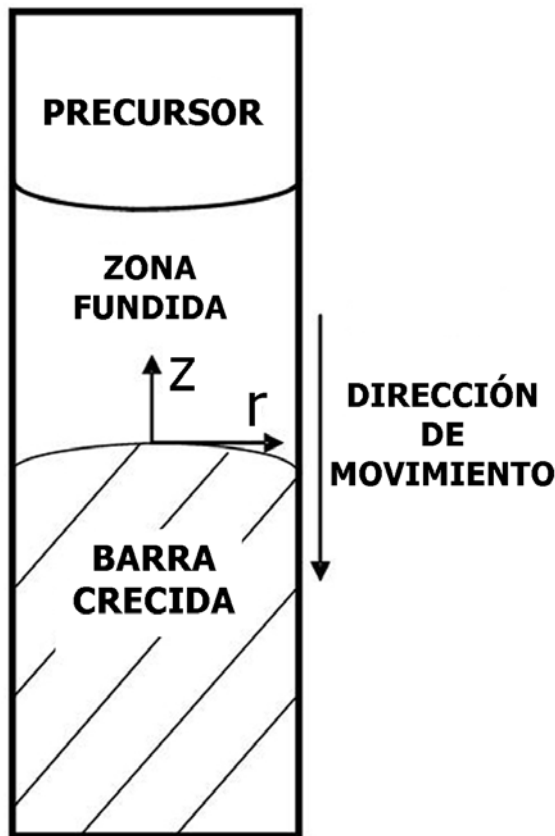


Fig. 1- Esquema del crecimiento por FZL de una barra, donde se muestran los ejes de coordenadas y dirección de crecimiento.

Para  $R = 1\text{mm}$ , con  $T_m = 2139\text{ K}$  y  $h = 0.74\text{ cm}^{-1}$  (6):

$$\left| \left( \frac{dT}{dz} \right)_{r=0} \right| = (T_m - T_0) \frac{\left( \frac{2h}{R} \right)^{1/2}}{1 - \frac{1}{2}hR} = 7.2 \cdot 10^5 \text{ K/m} \quad [2]$$

La expresión que permite calcular el gradiente longitudinal en función de la velocidad es (6):

$$G_{\text{calc}} = \frac{\partial T}{\partial z} = -\frac{T_m - T_0}{2R} \left[ \sqrt{Pe^2 + 8Bi} - Pe \right] \quad [3]$$

donde  $Bi = \frac{(h_r + h_c)R}{k}$  es el número de Biot y  $Pe = \frac{vR}{\alpha}$

es el número de Péclet, utilizando v como la velocidad de crecimiento,  $\alpha$  como la difusividad térmica ( $\alpha = 1.19 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ ),  $h_r$  como el coeficiente de transferencia de calor por radiación ( $h_r = 221.5 \text{ W/m}^2 \text{ K}$ ),  $h_c$  como el coeficiente de transferencia de calor por convección ( $h_c = 75.6 \text{ W/m}^2 \text{ K}$ ) y k como la conductividad térmica ( $k = 4 \text{ W/mK}$ ).

Para  $R = 1\text{mm}$ , tenemos que:

$$\left| G_{\text{calc}} \right| = \left| \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} = \sqrt{5.97 \cdot 10^{17} v^2 + 5.14 \cdot 10^{11}} - 7.72 \cdot 10^8 v (\text{K/m}) \quad [4]$$

En la figura 2 se representa el gradiente longitudinal en función de la velocidad. Se observa un decrecimiento del gradiente axial al aumentar la velocidad de solidificación del cilindro.

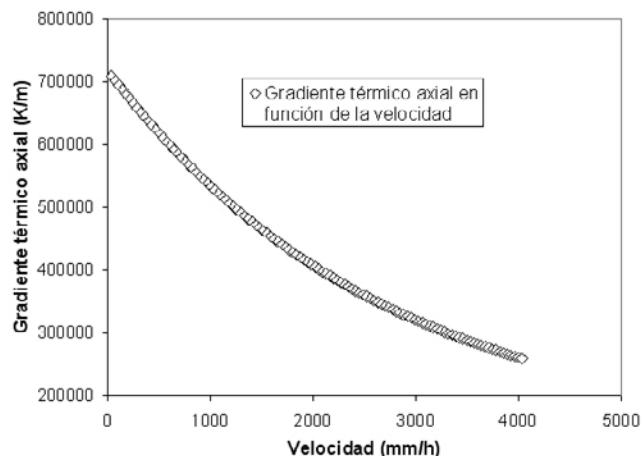


Fig. 2- Representación del gradiente térmico axial en función de la velocidad de crecimiento para una barra de 2mm de diámetro.

### 3.2. Gradientes radiales

Se puede estimar el gradiente radial para barras de 2mm de diámetro a partir de la distribución de temperaturas dada por la ecuación [1]:

El gradiente radial viene dado por la expresión:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = - \frac{e^{-z(2\frac{h}{R})^{1/2}}}{R(1 - \frac{hR}{2})} hr(T_m - T_0) \quad [5]$$

Para una barra de  $R=1\text{mm}$  la diferencia de temperatura entre el exterior y el centro del cilindro se puede obtener de la ecuación [1], para  $z = 0$ ,  $\Delta T = T_{\text{int}} - T_{\text{ext}} = 2210 - 2139 = 71 \text{ }^\circ\text{C}$ .

El gradiente radial promedio se obtiene dividiendo este valor entre el radio del cilindro:

$$\left. \frac{\Delta T}{\Delta R} \right)_{R=1\text{mm}} = \frac{71}{1 * 10^{-3}} = 7.1 * 10^4 \text{ K/m.} \quad [6]$$

No se han encontrado en la literatura valores de los gradientes radiales para otros materiales crecidos por LFZ a excepción del BSO ( $\text{Bi}_{12}\text{SiO}_{20}$ ) (10), cuyo gradiente es de  $3.5 * 10^4 \text{ K/m}$ .

Un elevado gradiente radial puede llevar a la fractura del cilindro durante el crecimiento. Dado que el origen de este gradiente reside en la disipación del calor desde la superficie del cilindro, éste se puede reducir con un calentamiento adicional del cristal desde su superficie. Para ello se han utilizado calefactores metálicos o refractarios de postratamiento, iluminación con lámparas halógenas o flujo de gas dirigido hacia la zona fundida y al cristal, reservorios de calor, modificaciones en la forma de focalizar el haz de calentamiento o el uso de atmósfera con gas de mayor conductividad térmica que el aire (como es el caso del helio) (11,12,13).

El gradiente térmico en la intercara de solidificación tiene también un efecto importante en la cristalización del sólido ya que influye en la curvatura del frente de solidificación que condiciona la formación de la microestructura en el crecimiento eutéctico (14).

## 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este apartado se determinan y discuten la relación que tienen los gradientes térmicos radiales y axiales en algunos de los aspectos relevantes del crecimiento tales como el radio de curvatura del frente de solidificación o el radio crítico del cilindro.

### 4.1 Perfil del frente de solidificación

Los gradientes axiales y radiales se relacionan con la curvatura del frente de solidificación con la siguiente expresión (1):

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \left( \frac{r}{R_c} \right) \left( \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad [7]$$

Donde  $R_c$  es el radio de curvatura del frente de solidificación. Según esta ecuación, la diferencia de temperatura entre la superficie y el centro es:

$$\Delta T = \left( \frac{R}{2a} \right) \frac{\partial T}{\partial z} \quad [8]$$

$$\text{con } a = \frac{R_c}{R}$$

Los valores típicos del radio de curvatura se encuentran entre 3 y 10 veces el radio del cilindro (1). En la figura 3a se muestran los frentes de solidificación obtenidos experimentalmente para diferentes condiciones de procesado. Se indica la velocidad de crecimiento y entre paréntesis se incluye la rotación, y en su caso la contrarrotación. La contrarrotación favorece el reparto simétrico de la energía proveniente del láser. Las velocidades de crecimiento más lentas suponen una mayor curvatura en el frente de solidificación debido a que aumentan los gradientes axiales y radiales, en concordancia de lo predicho por Young y Chait (15).

Para la velocidad de 10 mm/h el valor de  $a$  es de aproximadamente 3, que corresponde a una diferencia de temperatura entre el interior del cilindro y el exterior, según la ecuación [8], de  $\Delta T = T_{\text{ext}} - T_{\text{int}} = 120 \text{ }^\circ\text{C}$ , mayor y de distinto signo que el predicho por el modelo térmico. Este modelo no puede dar cuenta de la forma del frente de solidificación ya que no tiene en cuenta el transporte de calor debido a los movimientos del fluido en la zona fundida. En el proceso de fusión zonal con láser el calentamiento de la zona se produce desde el exterior y se disipa por el cilindro, por lo que el interior no está tan caliente como el exterior. Por otra parte, si una vez establecida la zona fundida, la difusión del momento comparada con la difusión del calor es significativa, la transferencia de calor hacia el sólido se puede ver reforzada por la convección natural y la termocapilaridad que explicaría la convexidad del frente de solidificación hacia el fundido. En la referencia (9) J. Llorca y V.M. Orera muestran las isoterms obtenidas con el modelo térmico utilizado en este trabajo

superpuestas sobre una sección longitudinal de una barra eutéctica de  $Al_2O_3/Y_2O_3/ZrO_2$  en la que también se muestra el frente de solidificación.

La figura 3b muestra un corte longitudinal de una muestra crecida a 10 mm/h, en la cual se puede observar el frente de solidificación, éste queda marcado por la segregación que ocurre de forma periódica y que deja una especie de banda que sigue el frente de crecimiento. Este tipo de defectos, debidos a las variaciones en la concentración de soluto, se relaciona con las fluctuaciones térmicas. Los tiempos de relajación son del orden de  $R^2/\alpha$  con R el radio del cristal y  $\alpha$  la difusividad térmica. Con barras crecidas a 10 mm/h sin rotación se han observado bandas separadas unas 20 micras, que corresponden a fluctuaciones térmicas con un periodo de unos 8 segundos. La segregación es una de las principales causas de inhomogeneidades en la microestructura e imponen un límite importante en la aplicación de los compuestos eutécticos, concretamente si se quieren utilizar como refuerzo, por lo que hay que desarrollar estrategias de crecimiento para evitarlas. Por ejemplo, el espaciamiento entre bandas se ve reducido, hasta casi el tamaño microestructural, cuando son inducidas deliberadamente con la rotación del cristal durante el crecimiento (14).

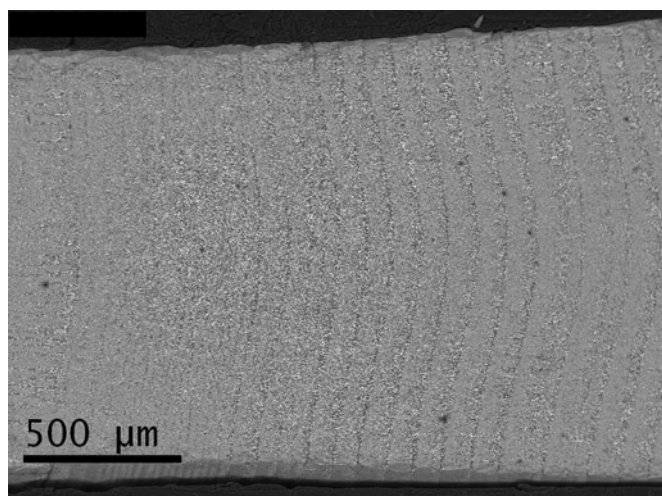
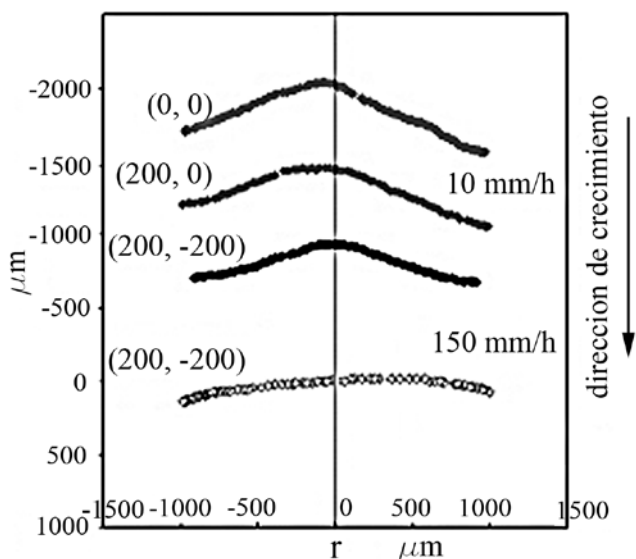


Fig. 3- Frentes de solidificación para barras crecidas en distintas condiciones (3a). Micrografía del corte longitudinal de una barra de  $Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3)$  crecida a 10 mm/h (3b).

#### 4.2 Agrietamiento de las muestras durante el crecimiento

Uno de los efectos que limitan el gradiente térmico con el que un cilindro puede ser crecido es el posible agrietamiento debido a las tensiones mecánicas que provienen de las diferencias de temperatura dentro del cilindro. Suponiendo que el material se comporta de manera elástica, si se supera el límite de deformación ( $\epsilon_b$ ) el material se agrieta. Para estos materiales se ha estimado que  $\epsilon_b$  es  $2.4 \cdot 10^{-4}$  (16)

Utilizando la teoría de la elasticidad (17), las deformaciones  $\epsilon(R)$  en la superficie en la superficie de un cilindro vienen dadas por:

$$\epsilon(R) = \frac{\alpha' \Delta T_R}{\sqrt{2}} \quad [9]$$

Con un coeficiente de expansión de  $\alpha' = 8.1 \cdot 10^{-6} K^{-1}$  y  $\Delta T_r = 71 K$  para el caso de cilindros crecidos a bajas velocidades y con 2mm de diámetro, la deformaciones radiales que soportará la muestra serán de  $4.1 \cdot 10^{-4}$ , superior a  $\epsilon_b$ , por lo que en estas condiciones los cilindros crecerán agrietados. La forma de impedir que la deformación se haga muy grande es disminuyendo el diámetro de los cilindros o aumentando la velocidad de solidificación.

Se han crecido barras con distintos diámetros entre 1.1 y 1.5 mm a una velocidad de 10 mm/h. En la tabla 1 se representa el diámetro de las barras y la presencia o no de agrietamiento. La figura 4 muestra la presencia de grietas para una barra con un diámetro de 1.46 mm, comparándola con una barra de 1.12 mm. El hecho experimental es que no se pueden crecer barras libres de grietas a baja velocidad con diámetros superiores a 1.3 mm.

TABLA I. FORMACIÓN DE GRIETAS EN DIFERENTES BARRAS CRECIDAS POR FZL A 10 MM/H.

Diámetro	Grietas
1,12	NO
1,13	NO
1,21	NO
1,27	NO
1,28	NO
1,30	NO
1,31	SI
1,32	SI
1,35	SI
1,37	SI
1,43	SI
1,46	SI

Es posible predecir el radio crítico comparando el gradiente axial existente en el cilindro con el gradiente crítico para cada radio.

A partir de la expresión [5] se puede calcular  $\Delta T_r$ :

$$\Delta T_r = \frac{R}{2} \left( \frac{hR}{2} \right)^{1/2} \frac{dT}{dz} \left( 1 - \frac{hR}{2} \right)^{-1} \quad [10]$$

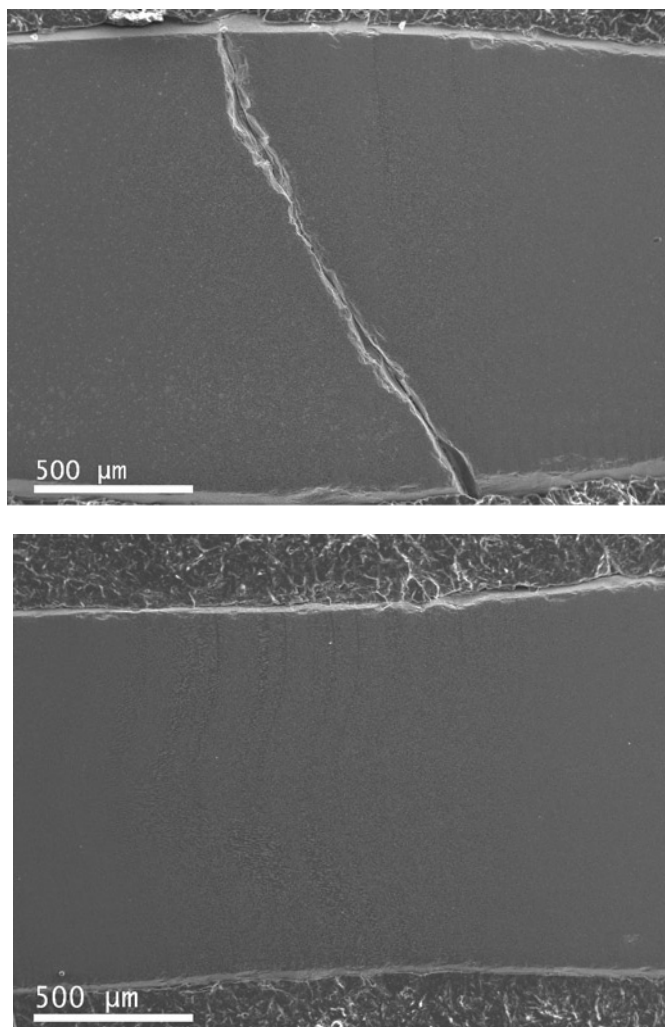


Fig. 4- Corte longitudinal de barras de  $Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3)$  crecidas a 10 mm/h con diámetros 1.46 (4a) y 1.12 mm (4b), en la que se pueden observar la aparición de grietas (4a).

y utilizando la expresión del gradiente axial, pasa a ser:

$$\varepsilon(R) = \frac{\alpha}{\sqrt{2}} \frac{R}{2} \left( \frac{hR}{2} \right)^{1/2} \frac{dT}{dz} \left( 1 - \frac{hR}{2} \right)^{-1} \quad [11]$$

Queda como resultado que el máximo gradiente axial con el que se pueden crecer los cilindros sin grietas es:

$$G_{crit} = \frac{dT}{dz} \Big|_{max} = \frac{2\varepsilon_b \sqrt{2}}{R\alpha} \left( \frac{hR}{2} \right)^{-1/2} \left( 1 - \frac{hR}{2} \right) \quad [12]$$

Con  $h = 0.74 \text{ cm}^{-1}$ ,  $\alpha' = 8.1 \cdot 10^{-6}$  y  $\varepsilon_b = 2.4 \cdot 10^{-4}$ , la expresión para el gradiente crítico queda:

$$G_{crit}(R) = \frac{13.75}{R^{3/2}} (1 - 37.13R) \quad [13]$$

La expresión del gradiente axial calculada en función del radio la podemos obtener de la ecuación (3) que para una velocidad de crecimiento de  $v = 10 \text{ mm/h} = 2.78 \cdot 10^{-6} \text{ m/s}$  queda como:

$$G_{calc} = \frac{\partial T}{\partial z} = - \frac{T_m - T_0}{2R} \left[ \sqrt{Pe^2 + 8Bi} - Pe \right] = \frac{1835}{2R} \left[ \sqrt{8.53R^2 + 594.2R} - 2.92R \right] \quad [14]$$

En la figura 5 se representan ambos gradientes. Mientras el gradiente axial durante el crecimiento se mantenga por debajo del crítico las barras crecerán sin grietas. La intersección de ambas curvas marca el radio crítico que queda establecido en  $R_{crit} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ m}$ , al que corresponde un gradiente de crecimiento de  $G = 9.14 \cdot 10^5 \text{ K/m}$ .

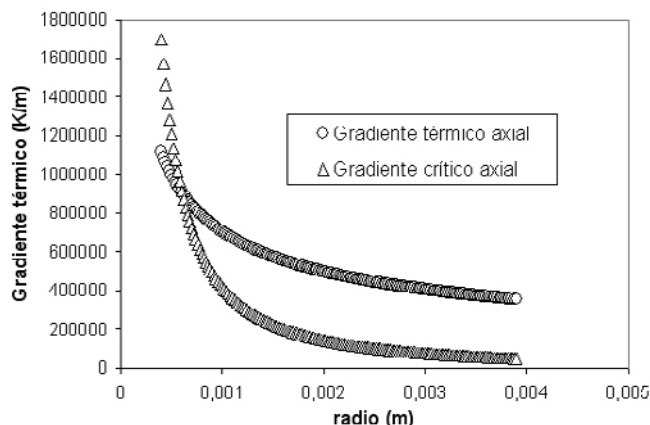


Fig. 5- Representación gráfica del gradiente crítico y calculado en función del radio de la barra. La intersección establece el radio crítico por debajo del cual las barras crecen libres de grietas.

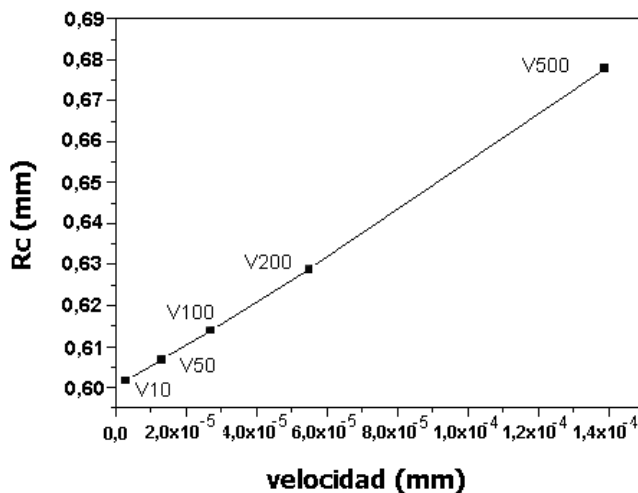


Fig. 6- Representación gráfica del radio crítico frente a la velocidad de solidificación (en cada punto, los números junto a la V indican la velocidad en mm/h).

Esta representación se ha realizado para una velocidad de crecimiento de 10 mm/h, que se considera una velocidad lenta de solidificación. En estas condiciones las muestras presentan una microestructura homogénea formada por fases de alúmina y circonita finamente dispersas e interpenetradas. Por encima de 100 mm/h el crecimiento ocurre en forma de colonias lo que empeora el comportamiento mecánico de estos materiales (18). Sin embargo, a estas velocidades el gradiente axial no es tan elevado, como se deduce de la figura 2, lo que permite crecer cilindros de mayor diámetro. En la figura 6 se representa la evolución del radio crítico (Rc) frente

a la velocidad de solidificación. El aumento de la velocidad de solidificación permite crecer barras de mayor radio sin grietas. No obstante, a altas velocidades la escasa penetración del calor hacia el interior, si la barra es excesivamente gruesa, puede impedir la formación de una zona totalmente líquida, quedando un núcleo sólido en el interior. A modo de ejemplo, para velocidades de crecimiento de 1000 mm/h, la barra no debería sobrepasar los 0,5 mm de radio.

## 5. CONCLUSIONES

En el crecimiento cristalino existe un estrecho margen de operación restringido por los diferentes factores que pueden llevar a la formación de defectos tales como inhomogeneidades en el diámetro o grietas así como desestabilización en el frente de solidificación que en el caso del crecimiento eutéctico se suele reflejar en la aparición de estructuras dendríticas, colonias o segregación. Un análisis térmico simplificado del crecimiento de las barras  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  permite dar cuenta de las observaciones experimentales así como hacer algunas predicciones en cuanto al diámetro crítico por encima del cual las barras crecen agrietadas. Este diámetro crítico se ha establecido en 1,3 mm para velocidades de crecimiento de 10 mm/h. Para diámetros superiores se puede reducir el gradiente aumentando la velocidad de solidificación aunque este aumento puede llevar a una desestabilización en el frente de crecimiento, con la consiguiente formación de colonias.

## AGRADECIMIENTOS

Agradecemos al Ministerio de Ciencia y Tecnología español la financiación de este trabajo a través del proyecto MAT2006-13005-C03-01. Los autores agradecen a V.M. Orera, R.I. Merino, P.B. Oliete y A. Larrea la lectura crítica del manuscrito y sus sugerencias. F.J. Ester y D. Sola agradecen respectivamente al CSIC y a la Universidad de Zaragoza, y conjuntamente a BSH Electrodomésticos España, S.A., la financiación de sus contratos.

## BIBLIOGRAFÍA

1. M. Fejer, Ph.D. Thesis, Stanford University. 1986.
2. V.H.S. Kuo, W.R. Wilcox, Influence of crystal dimensions on the interfacial temperature gradient, *J. Cryst. Growth*, 12, 191-194 (1972).
3. H.J. Lim, R.C. DeMattei, R.S. Feigelson, K. Rochford, Striations in YIG fibers grown by the laser heated pedestal method, *J. Cryst. Growth*, 212, 191-203 (2000).
4. J.I. Peña, R.I. Merino, N.R. Harlan, A. Larrea, G.F. de la Fuente, V.M. Orera, Microstructure of  $\text{Y}_2\text{O}_3$  doped  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  Eutectics Grown by the Laser Floating Zone Method, *J. Europ. Ceram. Soc.*, 22, 2995-2602 (2002).
5. M. Saito, Growth process of Gas Bubble in Ruby single crystals by floating zone method, *J. Cryst. Growth*, 74, 385-390 (1986).
6. F. J. Ester, J.I. Peña, Análisis de la zona fundida en el crecimiento del compuesto eutéctico  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  por fusión zonal con láser, *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.*, 46, 240-246 (2007).
7. J.I. Peña JI, M. Larsson, R.I. Merino, I. de Francisco, V.M. Orera, J. Llorca, J.Y. Pastor, A. Martín, J. Segurado, Processing, microstructure and mechanical properties of directionally-solidified  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{-ZrO}_2$  ternary eutectics, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 26, 3113-3121 (2006).
8. P. B. Oliete, J.I. Peña, Study of the gas inclusions in  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$  eutectic fibers grown by laser floating zone, *J. Cryst. Growth*, 304, 514-519 (2007).
9. J. Llorca, V. M. Orera, Directionally solidified eutectic ceramic oxides, *Progress in Materials Science*, 51, 711-809 (2006).
10. V.V. Prokofiev, J.P. Andreetta, C.J. de Lima, M.R.B. Andreetta, A.C. Hernandez, J.F. Carvalho, A.A. Kamshilin, T. Jaaskelainen, The influence of temperature gradients on structural perfection of single-crystal sillenite fibers grown by the LHPG method, *Opt. Mater.* 4, 521-527 (1995).
11. D. Reyes Ardila, L.B. Barbosa, J.P. Andreetta, Bifocal spherical mirror for laser processing, *Rev. Sci. Instrum.*, 72, 4415-4418 (2001).
12. L. Tong, Growth of high-quality  $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  single-crystal optical fibers for ultra-high-temperature fiber-optic sensors, *J. Cryst. Growth*, 217, 281-286 (2000).
13. Y.C. Lee, J.C. Chen, The effects of temperature distribution on the barium titanate crystal growth in an LHPG system, *Opt. Mater.*, 12, 83-91 (1999).
14. I. de Francisco, R.I. Merino, V.M. Orera, A. Larrea, J.I. Peña, Growth of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  eutectic rods by the laser floating zone technique: effect of the rotation, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 25, 1341-1350 (2005).
15. G. W. Young, A. Chait, Steady-state thermal-solutal diffusion in a float zone, *J. Cryst. Growth*, 96, 65-95 (1989).
16. J.Y. Pastor, P. Poza, J. Llorca, J.I. Peña, R.I. Merino, V.M. Orera, Mechanical properties of directionally solidified  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  eutectics, *Mat. Sci. Eng. A308*, 241-249 (2001).
17. S. P. Timoshenko, J.N. Goodier, *Theory of elasticity*. McGraw-Hill (1970).
18. A. Salazar, J.Y. Pastor, J. Llorca, J.I. Peña, I. de Francisco, P.B. Oliete, Propiedades mecánicas de cerámicos eutécticos  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  y  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-YAG}$  procesados por solidificación direccional, *Bol. Soc. Esp. Ceram.V.*, 44, 193-198 (2005).

Recibido: 15.11.07

Aceptado: 19.05.08