

Estudio de materiales cerámicos del sistema $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$ obtenidos mediante un proceso de reacción-sinterización.

II: Sinterización y propiedades dieléctricas

M. VILLEGAS, C. MOURE, J. R. JURADO, P. DURAN

Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC. Unidad de Electrocerámica 28500 Arganda del Rey (Madrid)

RESUMEN. Estudio de materiales cerámicos del sistema $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$ obtenidos mediante un Proceso de Reacción-Sinterización: II, Sinterización y Propiedades Dieléctricas.

El comportamiento de sinterización de la solución sólida $0.9 \text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-}0.1 \text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ (0.9 PMN-0.1 PZT) obtenida según lo expuesto en la Parte I (1), se estudió entre 900° y 1200°C , viéndose que transcurría a través de un proceso de sinterización en fase líquida. Los materiales cerámicos sinterizados a 1050°C durante 4 h presentaban una densidad del 96% de la densidad teórica y una constante dieléctrica máxima de 17000 a 1 kHz, junto con el comportamiento ferroeléctrico relaxor típico de estos materiales. El papel del PZT en la mejora de la constante dieléctrica parece deberse a un efecto de solución sólida, pero la presencia de impurezas y la variación de la estequiometría de PbO parece influir de manera adversa sobre el valor de la constante dieléctrica de los materiales cerámicos de PMN-PZT.

PALABRAS CLAVE: Ferroeléctrico Relaxor, Reacción-Sinterización, Propiedades Dieléctricas.

1. INTRODUCCION

El niobato de plomo y magnesio, $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (PMN), es un material cerámico ferroeléctrico relaxor difícil de obtener en estado puro al final del proceso de síntesis, ya que generalmente aparecen cantidades variables de fases parásitas tipo pirocloro, pertenecientes al sistema $\text{PbO-Nb}_2\text{O}_5$, coexistiendo con la fase perovskita típica del PMN, tanto cuando se usa la vía de síntesis convencional (1-4), como con procesos de síntesis que emplean precursores químicos (5-7). La presencia de dichas fases tipo pirocloro, aunque sea en pequeña cantidad, tiene un efecto negativo sobre las prestaciones dieléctricas de los materiales cerámicos basados en PMN (8).

La formación de una solución sólida de PMN con ciertos compuestos que poseen también estructura de perovskita, permite mejorar tanto la cantidad de esta fase presente en el producto final como su estabilidad. Dicha estabilidad depende principalmente de dos factores: el primero de ellos es la diferencia de radio iónico de los cationes que ocupan las posiciones B de la red de perovskita, y el segundo, la naturaleza del enlace entre los cationes y los aniones, que debe ser fundamentalmente iónico (3).

El primero de estos efectos se basa en la geometría de la estructura e implica la relación entre cationes y aniones, de manera que la estructura perovskita será estable

ABSTRACT. Study of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$ ceramics obtained by a reaction-sintering mechanism: II, Sintering Behavior and Dielectric properties.

Sintering behavior of $0.9 \text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-}0.1 \text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ (0.9 PMN-0.1 PZT) solid solution, obtained as has been exposed in Part I (1), in the temperature range from 900° to 1200°C has been studied, showing that densification was enhanced by a liquid phase sintering process. The ceramics sintered at 1050°C for 4 hours exhibit 96% theoretical density, and the dielectric constant of such a sintered ceramic showed a maximum value of 17000 at 1 kHz. The role of PZT in enhancing the dielectric constant is assumed to be a solid solution effect, but the presence of impurities and PbO stoichiometry could be influencing the dielectric constant value of these PMN-PZT ceramics.

KEY WORDS. Relaxor ferroelectric, reaction-sintering, dielectric properties.

si el factor de tolerancia t , para las perovskitas del tipo ABO_3 , definido como

$$t = \frac{R_A + R_O}{\sqrt{2}(R_B + R_O)} \quad [1]$$

donde R_A , R_B y R_O , son los radios iónicos de los cationes A y B y del anión oxígeno respectivamente, está comprendido entre 0.88 y 1.09, aumentando su estabilidad cuando dicho factor de tolerancia se aproxima a la unidad.

En el segundo criterio interviene principalmente el carácter iónico de los enlaces de la estructura, lo que está estrechamente relacionado con la electronegatividad de los cationes y aniones, de manera que la ionicidad del enlace catión-anión será tanto mayor cuanto más grande sea la diferencia de electronegatividad. En el caso concreto de las perovskitas ABO_3 , la diferencia de electronegatividad, calculada según la escala de Pauling, viene dada por la relación

$$\frac{(\chi_{A-O} + \chi_{B-O})}{2} \quad [2]$$

donde χ_{A-O} y χ_{B-O} representan la diferencia de electronegatividad entre los cationes A y B y el oxígeno.

En general, los compuestos con estructura de perovskita compleja de tipo $\text{Pb}(\text{B}'\text{B}'')\text{O}_3$, a los que pertenece el PMN, presentan una diferencia de electronegatividad relativamente pequeña, lo que se traduce en la formación de enlaces catión-anión más covalentes que iónicos. Esta tendencia podría explicar su baja estabilidad en relación a otras perovskitas como el BaTiO_3 , SrTiO_3 ó $\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ (PZT). La razón del aumento de la estabilidad de la estructura de perovskita de los compuestos $\text{Pb}(\text{B}'\text{B}'')\text{O}_3$ con otros compuestos más estables (mayor ionicidad) parece ser la formación de una solución sólida que aumenta la ionicidad promedio, favoreciendo así un aumento de la estabilidad de la estructura de perovskita (9-10), lo que a su vez permite la mejora de las propiedades dieléctricas.

Durante la sinterización de los materiales cerámicos ferroeléctricos relaxores basados en Pb, es muy importante controlar la volatilidad del PbO , no sólo para evitar la formación de la fase pirocloro, sino también para mejorar la densificación de estos materiales a través de un mecanismo de sinterización en presencia de una fase líquida (11). Sin embargo, la presencia de PbO en los bordes de grano tiene un efecto perjudicial sobre las propiedades dieléctricas, debido a que constituye una fase secundaria de baja permitividad. Por ello, es necesario un estricto control de la estequiometría del PbO durante la sinterización.

El objetivo principal de este trabajo es la obtención de materiales cerámicos del sistema PMN-PZT de composición 0.9 PMN-0.1 PZT, con una relación PZ/PT en este último igual a 40/60, a partir de una mezcla $[\text{3PbO-MgNb}_2\text{O}_6\text{-PZT}]$ pre-reaccionada a baja temperatura, evitando así la etapa de síntesis del PMN. Además, también se estudia la influencia de este novedoso método de síntesis sobre el comportamiento de sinterización, microestructura y propiedades dieléctricas de dichos materiales.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición 0.9 $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ -0.1 $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.4}\text{Ti}_{0.6})\text{O}_3$ (PMN-PZT) se preparó a partir de PbO (99.8%), MgNb_2O_6 y PZT siguiendo el método descrito por Villegas et al. (1). Una parte del polvo así obtenido se pre-reaccionó a 600°C durante 4 horas. Este polvo pre-reaccionado (PR) y el resto del polvo sin pre-reaccionar (PSR) se sometieron a un proceso de molienda en atrición durante 2 horas, tras el cual se granularon, se prensaron isostáticamente (200 MPa) y se sinterizaron durante 4 horas en aire en el intervalo de temperatura comprendido entre 900 y 1200°C . El proceso de preparación completo se resume en la fig. 1.

Los polvos PSR y PR se caracterizaron mediante medidas de su superficie específica (Método Brunauer-Emmet-Teller (BET), Quanta-Chrome MS-13) y su observación morfológica mediante microscopía electrónica de barrido (MEB, Zeiss DM-950) y su comportamiento de sinterización mediante estudios de dilatometría (Adamel Lhomary DI-24 Dilatometer) sobre muestras prensadas isostáticamente, en el intervalo de temperatura comprendido entre 25 y 800°C . La densidad de las muestras sinterizadas se determinó usando el método de desplazamiento de líquido (agua), la variación de peso de las mismas después de la sinterización tam-

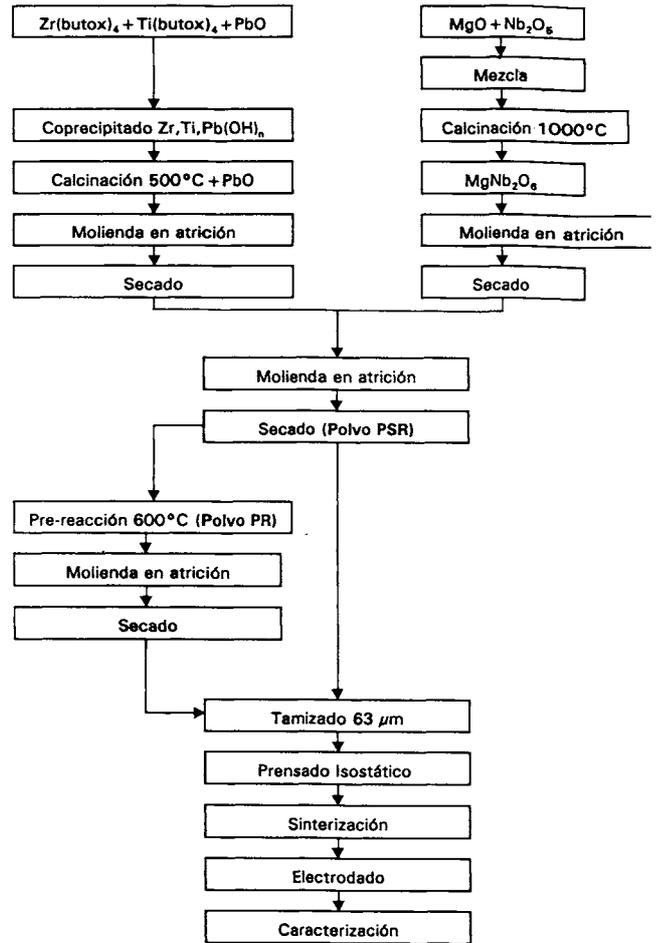


Fig. 1. Diagrama de flujo esquemático de la preparación de los materiales cerámicos PMN-PZT.

bién fue medida. La microestructura, tanto de las muestras en verde como de las muestras sinterizadas, se estudió mediante MEB. La medida de la constante dieléctrica y del factor de disipación se llevó a cabo sobre discos del material electroados en las dos caras planas con electrodo de Ag/Pd 70/30 y ambos parámetros se estudiaron en función de la temperatura (120 - 400 K) y la frecuencia (1 - 100 kHz), usando un analizador vectorial de impedancias (Hewlett Packard 4192 A-LF).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Morfología de los polvos y microestructura en verde

El estudio morfológico de los polvos PR y PSR se muestra en las figs. 2(A) y (B), donde puede verse que el polvo PSR presentaba un elevado estado de aglomeración, con aglomerados blandos constituidos por partículas primarias de tamaño inferior a 300 nm. Por el contrario, el polvo PR mostraba una morfología muy distinta al PSR, aunque las partículas no eran mucho mayores (500 nm). De igual manera, las medidas de superficie específica tampoco indicaban una variación sustancial de este

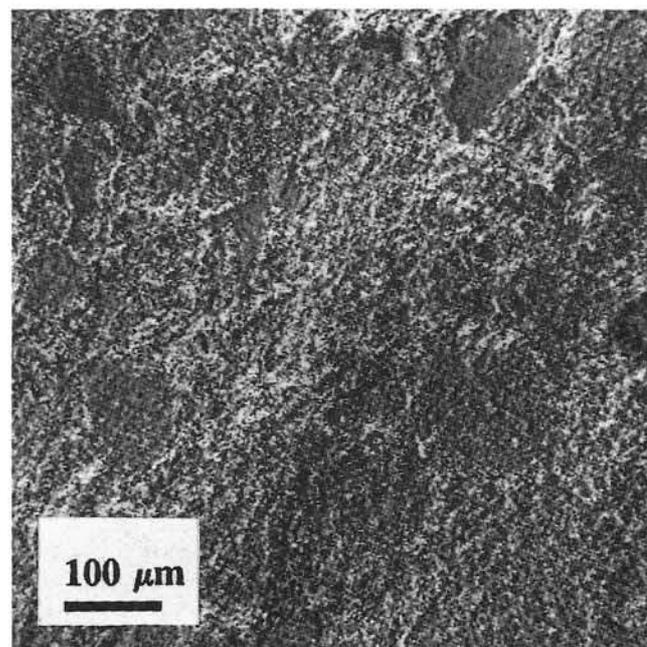
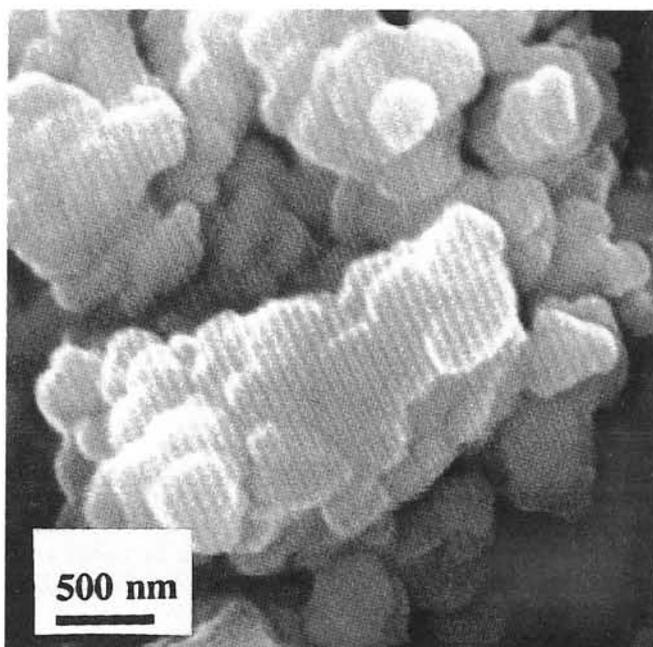
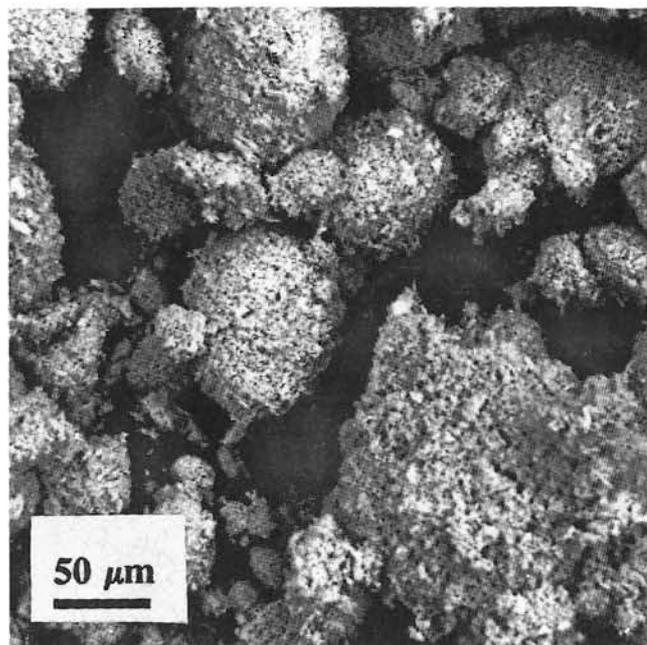
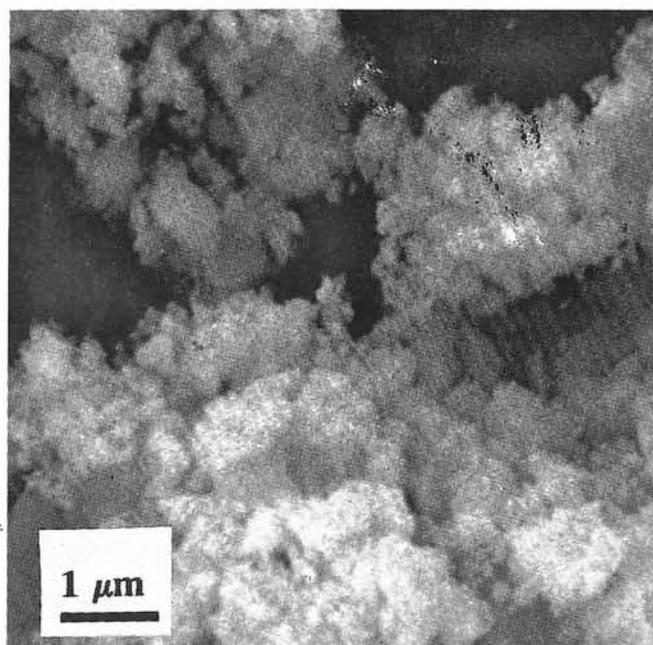


Fig. 2. Micrografías obtenidas mediante MEB de (A) polvo PSR y (B) polvo PR.

Fig. 3. Micrografías obtenidas mediante MEB del polvo PR granulado (A) y de la superficie de fractura fresca de las muestras en verde (B).

parámetro entre el polvo PSR y el polvo PR: 6 y 4 m².g⁻¹, respectivamente.

Tras la etapa de granulado, pudo verse que el polvo PR estaba constituido por aglomerados casi esféricos cuyo tamaño medio oscilaba entre 10 y 100 μm (fig. 3A). Algunos de estos aglomerados permanecían incluso después del prensado isostático, dando lugar a heterogeneidades en la microestructura en verde, como puede verse en la fig. 3B.

De todas maneras, el pequeño tamaño de partícula de los polvos PSR y PR probablemente favorece la reacción de la mezcla [3PbO-MgNb₂O₆-PZT] en un tiempo corto y a baja temperatura, lo que a su vez facilita también el proceso de reacción-sinterización de estos materiales.

3.2. Dilatometría

Las curvas de contracción y velocidad de contracción del polvo PR se muestran en la fig. 4, en la que se aprecia la presencia de dos picos importantes a 630°C y 780°C en la curva de contracción de este polvo, que se corresponden con los dos picos observados a 580° y 740°C en la curva de velocidad de contracción. En la fig. 4 se representa también la curva de contracción del polvo PSR que, como puede verse, presenta también dos picos, pero su comportamiento es bastante distinto. De hecho, parece que la etapa de pre-reacción a baja temperatura permite eliminar la fuerte dilatación térmica que se produce durante la reacción del PbO con el MgNb₂O₆ (300-600°C) (1), de manera

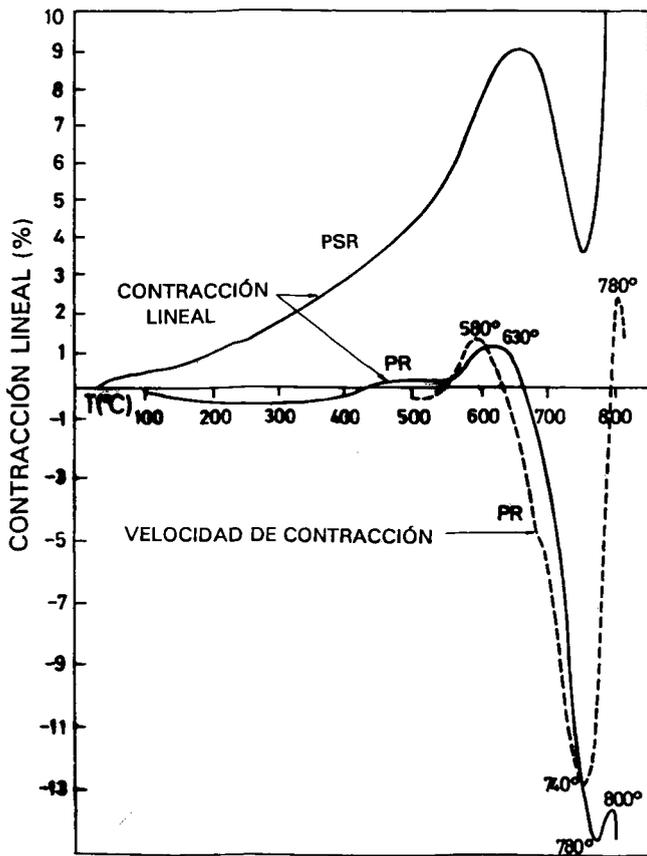


Fig. 4. Curvas de contracción y velocidad de contracción de los compactos de los polvos PSR y PR.

que el proceso de densificación tiene lugar a través de una fuerte contracción (17%) entre 630 y 780°C, tras el cual la densidad del compacto era ~90% de la densidad teórica. El máximo de la velocidad de contracción, que se produjo a 740°C, concuerda perfectamente con la temperatura a la que se produce la transformación de la fase pirocloro, formada tras la descomposición del MgNb_2O_6 por reacción con el PbO, para dar lugar a la fase perovskita (4).

Los resultados de este estudio dilatométrico parecen indicar que el fenómeno de contracción está controlado por la difusión en estado sólido de los cationes Mg^{2+} (provenientes de la descomposición del MgNb_2O_6) en la red de la fase pirocloro. El pequeño tamaño de partícula del MgO y de la fase pirocloro también favorecen el proceso de contracción.

Aunque este estudio dilatométrico se interrumpió a 800°C, puede asumirse que por encima de esta temperatura, se produce la densificación a través de la formación de una fase líquida rica en PbO (12). La presencia de esta fase líquida aumenta la magnitud del fenómeno de contracción gracias a la mayor facilidad de las partículas para reorganizarse, lo que viene apoyado por el aumento de la velocidad de contracción a $T > 780^\circ\text{C}$ (fig. 4).

3.3. Sinterización

La sinterización en aire de las muestras PR entre 900 y 1200°C durante 4 horas confirma los datos obtenidos en el estudio dilatométrico anterior, ya que a una temperatura tan baja como 950°C, la densidad de los materiales es ya del 95% de la densidad teórica (fig. 5), como consecuencia

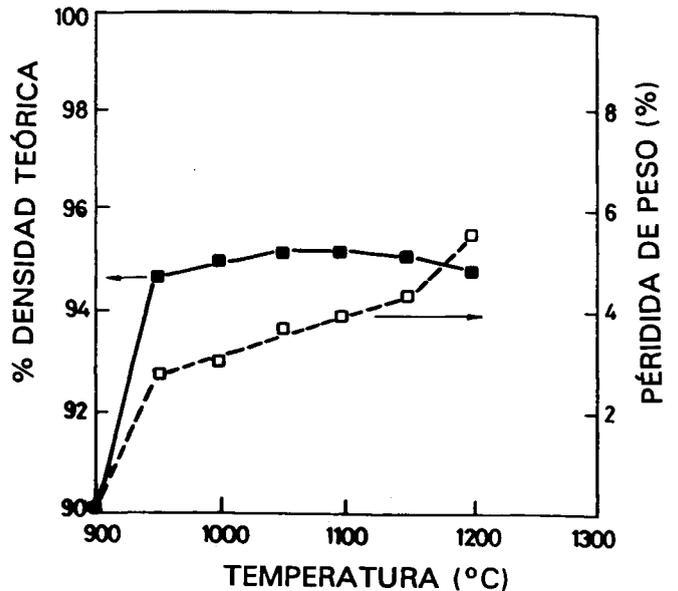


Fig. 5. Sinterización isoterma y pérdida de peso de las muestras PR.

de la formación de la fase líquida rica en PbO justo por debajo de 900°C ($T_{\text{fus}}=888^\circ\text{C}$). Por encima de esta temperatura la actividad del PbO es ya considerable, lo que influyó también en la densificación, como refleja la curva de pérdida de peso durante el proceso de sinterización (fig. 5), ya que aunque la fase líquida rica en PbO puede mejorar la densificación, su pérdida por volatilización también genera porosidad, dando lugar al efecto contrario e impidiendo que la densificación supere el 96% de la densidad teórica, y justifica también la ligera disminución de densidad a altas temperaturas. Cabe destacar que la densidad de las muestras PSR tras la sinterización no fue nunca mayor del 82% de la densidad teórica, lo que puede estar directamente relacionado con la fuerte expansión térmica que experimentan estos materiales en el intervalo de temperatura comprendido entre 300° y 650°C.

El análisis mediante difracción de Rayos X de las muestras PR y PSR sinterizadas, mostró que en ambos casos la fase perovskita era la única fase presente dentro de los límites de detección de esta técnica, confirmando así el aumento de la estabilidad de la estructura de perovskita de los materiales PMN-PZT a través de la formación de una solución sólida.

3.4. Microestructura

Las figs. 6(A) y (B) muestran la microestructura de la superficie de fractura fresca de las muestras PR y PSR sinterizadas a 1050°C. Como puede verse, la microestructura de la muestra PSR (fig. 6B) era extremadamente porosa (~80% de la densidad teórica) y, aunque su tamaño de grano era muy uniforme (4 μm), su morfología era muy heterogénea, como era de esperar en un material poco sinterizado. Por el contrario, la muestra PR (fig. 6A) mostraba una microestructura que reflejaba perfectamente su mejor comportamiento de sinterización (95% ρ_t), aunque podía verse la presencia de pequeños poros intergranulares debidos a una velocidad de crecimiento de grano mayor que la de migración de los poros hacia los bordes de grano. Además, aparecía en esta muestra un tipo de fractura mixta, inter y transgranular, debida a la presencia de cierta cantidad de PbO libre en los bordes de grano, contrariamente a lo observado en la superficie de fractura

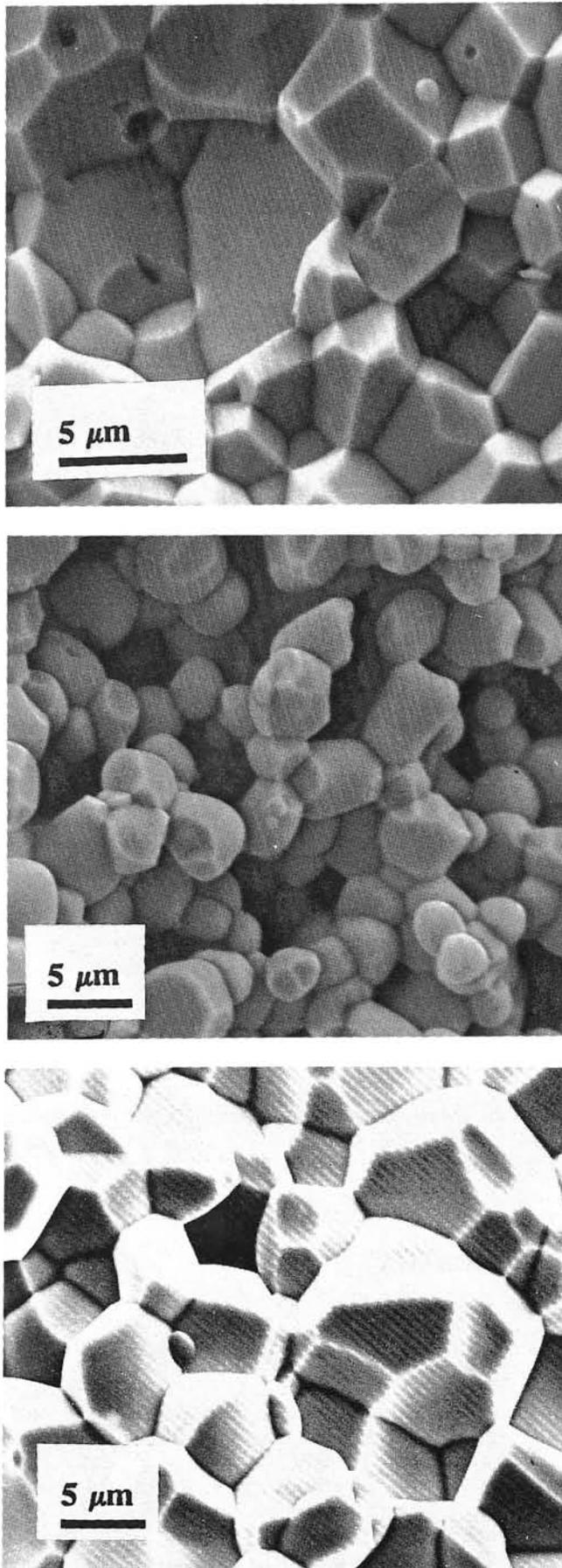


Fig. 6. Micrografías obtenidas mediante MEB de las muestras sinterizadas a 1050°C (A) muestra PR, (B) muestra PSR y de la muestra PR sinterizada a 1150°C).

fresca de la muestra PR sinterizada a 1150°C (fig. 6(C)), en la que el exceso de PbO se había volatilizado completamente (fig. 5), produciéndose así la fractura intergranular típica de los materiales basados en PMN.

3.5. Propiedades dieléctricas

Las figs. 7(A) y (B) muestran la dependencia de la constante dieléctrica y del factor de disipación en función de la temperatura y la frecuencia para una muestra PR sinterizada a 1050°C. Como puede verse, el comportamiento ferroeléctrico relaxor típico de estos materiales, es decir, el desplazamiento del máximo de la constante dieléctrica hacia valores menores al aumentar la frecuencia y la aparición del máximo de pérdidas dieléctricas a una temperatura menor que la del máximo de la constante dieléctrica, es evidente, así como la transición de fase difusa entre las fases ferroeléctrica y paraeléctrica ($\Delta T \sim 30^\circ\text{C}$) y el desplazamiento de la temperatura de Curie hacia temperaturas mayores al aumentar la frecuencia.

Los valores de la constante dieléctrica aumentaron con la adición de un 10% molar de PZT, ya que los materiales cerámicos de PMN sin adiciones mostraron única-

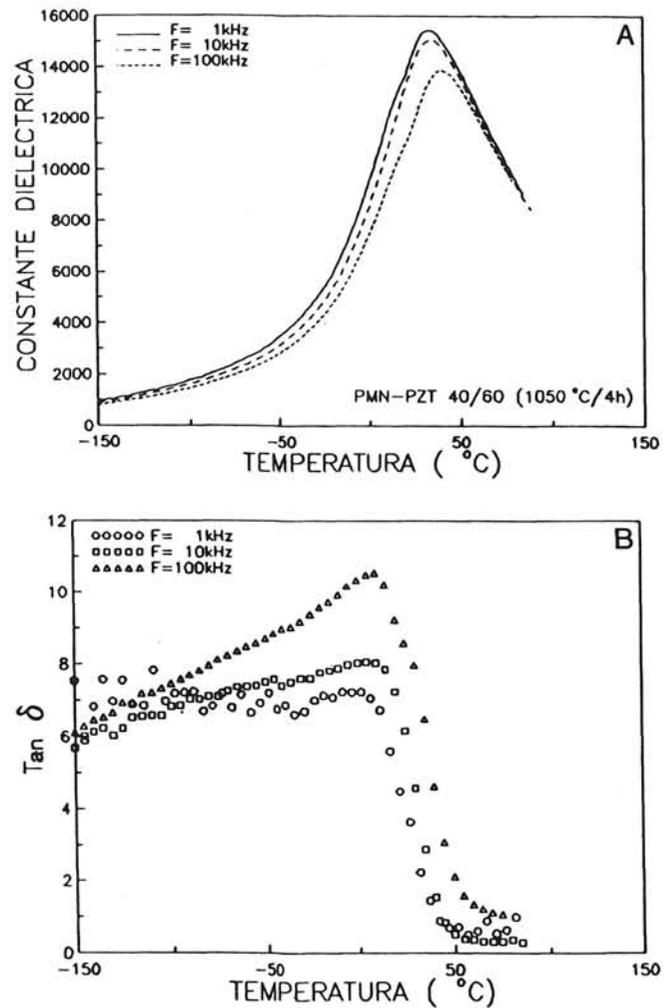


Fig. 7. Constante dieléctrica (A) y factor de pérdidas (B) de los materiales PMN-PZT en función de la temperatura y la frecuencia.

mente un valor máximo de constante dieléctrica de 6000 a 1 kHz (13). De igual manera, la adición de PZT aumentó la dispersión de la constante dieléctrica con la frecuencia, ya que la diferencia de temperatura entre los máximos de constante dieléctrica entre 1 y 100 kHz en las soluciones sólidas PMN-PZT (12°C) era mayor que en los materiales de PMN puros (5°C) (14).

De todas maneras, aunque los resultados anteriores mostraban evidencia de una mejora de los valores de constante dieléctrica de los materiales basados en PMN al formar una solución sólida con el PZT, los valores de este parámetro no fueron en ningún caso superiores a 17000, valor menor que el medido en el PMN en forma monocristalina (≥ 20000) (15). Parámetros como la densidad, tamaño de grano y estequiometría del PbO, así como el nivel de impurezas hacen variar la constante dieléctrica, especialmente dicho nivel de impurezas, ya que la presencia de una fase vítrea, distinta de la rica en PbO, distribuida heterogéneamente y con baja permitividad produce una fuerte disminución de la constante dieléctrica (14).

Así, la fig. 8(A) muestra la microestructura de la superficie de una muestra de PMN-PZT sinterizada a 1050°C en la que puede apreciarse la presencia de gran cantidad de partículas redondeadas embebidas en una

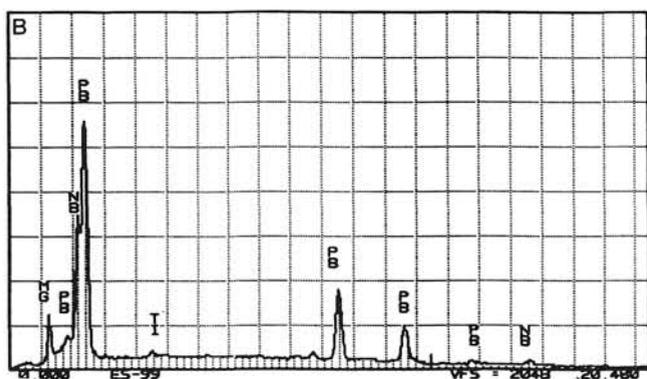
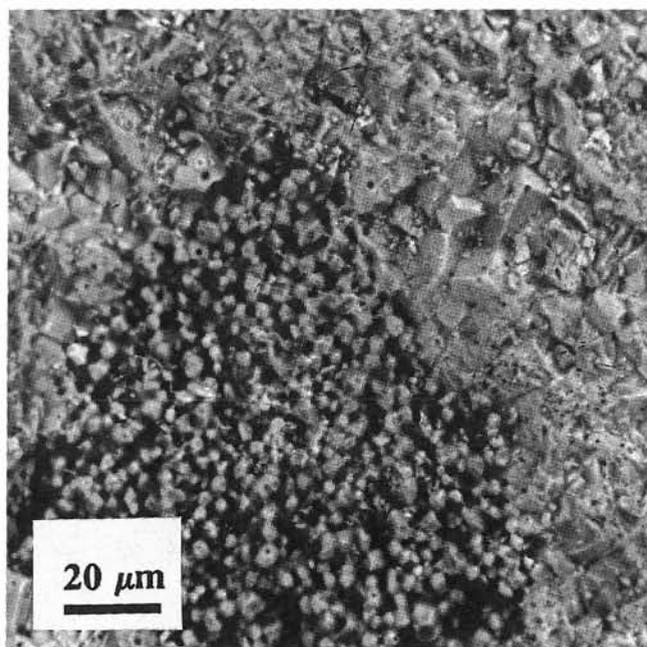


Fig. 8.. Micrografía obtenida mediante MEB mostrando las heterogeneidades superficiales de una muestra PR tras su sinterización a 1050°C (A) y su análisis mediante EDX (B).

matriz líquida. El análisis mediante EDX de dichas partículas sólidas (fig. 8B) mostró que éstas contenían principalmente Pb^{2+} y Nb^{5+} , y una cantidad muy pequeña de Mg^{2+} , mientras que la matriz líquida estaba constituida por Pb^{2+} , Si^{4+} y Na^{+} . Estos dos últimos iones proceden de las impurezas presentes en los materiales de partida, especialmente del PbO. De esta manera puede suponerse que, en ausencia de fase pirocloro detectable mediante DRX, otros factores como heterogeneidades microestructurales, problemas de estequiometría, así como el contenido de impurezas (16), juegan un papel decisivo en la disminución de las prestaciones dieléctricas de los materiales basados en PMN.

5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el fenómeno de contracción durante la reacción-sinterización del PMN-PZT a partir de una mezcla de $[3PbO-MgNb_2O_6-PZT]$ pre-reaccionada a baja temperatura. El pequeño tamaño de partícula de los constituyentes favorece la rápida reacción entre ellos, conduciendo a la formación de una fase pirocloro intermedia que contiene partículas de MgO muy activas distribuidas homogéneamente. Se cree que, por debajo del punto de fusión del PbO, los cationes Mg^{2+} son las especies que controlan la difusión del fenómeno de contracción durante la reacción-sinterización de estos materiales. A mayores temperaturas, la densificación aumenta por la formación de una fase líquida rica en PbO. La adición de PZT estabiliza la fase perovskita mediante la formación de una solución sólida PMN-PZT. Aunque las propiedades dieléctricas de los materiales cerámicos de PMN-PZT fueron mejores que las de los materiales cerámicos PMN puros, la presencia de impurezas y PbO libre podrían influir en las prestaciones dieléctricas de los materiales cerámicos PMN-PZT estudiados en este trabajo.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido financiada por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) bajo el proyecto MAT-91-597.

BIBLIOGRAFIA

- VILLEGAS, M.; MOURE, C.; JURADO, J. R. y DURAN, P.: Estudio de Materiales Cerámicos del Sistema $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3-PbZrO_3-PbTiO_3$ obtenidos mediante un proceso de reacción-sinterización I: Mecanismo de Reacción. *Bol. Soc. Esp. Ceram. Vidr.* 32 (1993) 4, 245-250.
- SWARTZ, S. L. y SHROUT, T. R.: Fabrication of Perovskite Lead Magnesium Niobate. *Mat. Res. Bull.* 17 (1982), 1245-50.
- LEJEUNE, M. y BOILOT, J. P.: Formation Mechanism and Ceramic Process of the Ferroelectric Perovskites: $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ and $Pb(Fe_{1/2}Nb_{1/2})O_3$. *Ceram. Int.* 8 (1982), 2, 99-104.

4. ShROUT, T. R. y HALLIYAL, A.: Preparation of Lead based Ferroelectric Relaxors for Capacitors. *Am. Ceram. Soc. Bull.* 66 (1987), 4, 704-11.
5. ANDERSON, H. U.; PENNEL, M. J. y GUHA, J. P.: Polymeric Synthesis of Lead Magnesium Niobate Powders. *Adv. in Ceramics* 21 (1987), 91-98.
6. RAVINDRANATHAN, P.; KOMARNELI, S.; BHALLA, A. S.; ROY, R. y CROSS, L. E.: Sol-Gel Processing of Lead Magnesium Niobate (PMN) Powders and its Characterization. *Ceramic Transactions. Ceramic Powder Science*. 1 (1988), 182-89. *Am. Ceram. Soc. Inc.* Westerville, Ohio, USA.
7. CHAPUT, F.; BOILOT, J. P.; LEJEUNE, M.; PAPIERNIK, R. y HUBERT-PFALZGRAF, L. G.: Low Temperature Route to Lead Magnesium Niobate. *J. Am. Ceram. Soc.* 72 (1989), 8, 1355-57.
8. CHEN, J.; GORTON, A.; CHAN, H. M. y HARMER, M. P.: Effect of Powder Purity and Second Phases on the Dielectric Properties of Lead Magnesium Niobate Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 39 (1986), 12 c-303-c-305.
9. BELSIK, J. R.; HALLIYAL, A.; KUMAR, U. y NEWNAHM, R. E.: Phase Relations and Dielectric Properties of Ceramics in the System $\text{Pb}(\text{Zn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-SrTiO}_3\text{-PbTiO}_3$. *Am. Ceram. Soc. Bull.* 66 (1987), 4, 664-67.
10. CHEN, S. Y.; CHENG, S. Y. y WANG, C. M.: Effect of Barium Titanate on Microstructural Evolution and Properties of Lead Zinc Magnesium Niobate Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 74 (1991), 2, 400-05.
11. LEJEUNE, M. y BOILOT, J. P.: Optimization of Dielectric Properties of Lead Magnesium Niobate Ceramics. *Am. Ceram. Soc. Bull.* 64 (1985), 4, 679-82.
12. GUHA, J. P.; HONG, G. J. y ANDERSON, H. U.: Effect of Excess PbO on the Sintering Characteristics and Dielectric Properties of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ based Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 71 (1988), 3, c-152-c-154.
13. VILLEGAS, M.; MOURE, C.; JURADO, J. R. y DURAN, P.: Preparation and Properties of PMN Capacitors by Tape-Casting. *Ferroelectrics* 127 (1992), 185-90.
14. VILLEGAS, M.: Tesis Doctoral. Universidad Autónoma de Madrid. Febrero 1993.
15. BOKOV, V. A. y MYLNIKOVA, I. E.: Ferroelectric Properties of Monocrystals of New Perovskite Compounds. *Sov. Phys. Solid State*, 2 (1961) 2428-32.
16. GORTON, A. J.; SUNG, C. M.; CHAN, H. M.; SMYTH, D. M. y HARMER, M. P.: Effect of SiO_2 and ZrO_2 on the Microstructure and Properties of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$. *Ceramic Transactions, Vol. 8, Ceramic Dielectrics Composition, Processing and Properties*, pp. 116-122 (1990) *Am. Ceram. Soc. Inc.* Westerville, Ohio, USA.



COMPAÑÍA MINERA DE RIO PIRON, S. A.
Feldespatos y arenas de sílice para Cerámica y Vidrio

Fábrica: Carretera de Navalmanzano, km 34,200 - NAVAS DE ORO (Segovia)
Teléfono: (908) 10 48 21

Delegación Comercial: C/ Maudes, 21 - Oficina 113 - 28003 MADRID
Teléfonos: (91) 535 36 82 - 535 37 09 - **Fax:** (91) 535 31 56

CURSOS ESPECIALIZADOS SOBRE MATERIALES CERAMICOS Y VIDRIOS

Enero - Mayo 1994

INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO, CSIC - Arganda del Rey (Madrid), ESPAÑA

PRESENTACION

El creciente desarrollo que ha experimentado en los últimos años la ciencia y la tecnología de los materiales está generando una continua demanda de especialistas en los campos de la cerámica y del vidrio no sólo por parte de los sectores tradicionales, sino también de otros sectores industriales que requieren nuevos productos cada vez más avanzados para aplicaciones muy específicas.

La inexistencia hasta ahora en España de enseñanzas universitarias de segundo ciclo que constituyan una especialización en materiales cerámicos y en vidrios justifica el establecimiento de estos cursos promovidos por el INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO, CSIC, dentro del marco académico de los programas de doctorado que ofrece el DEPARTAMENTO DE QUIMICA DE LA FACULTAD DE CIENCIAS DE LA UNIVERSIDAD AUTONOMA DE MADRID.

Los cursos que componen este programa están dirigidos preferentemente a postgraduados de Facultades de Ciencias o de Escuelas Técnicas Superiores, pero pueden asistir a ellos todas las personas que consideren que cuentan con el nivel de conocimientos suficientes para su seguimiento.

DOCTORADO EN CIENCIAS

Estando integrado este conjunto de cursos en un programa de doctorado, con un total de 365 horas (36 créditos), los alumnos que deseen obtener la validez académica en uno o más cursos deberán solicitar su matrícula en ellos en la Secretaría de la Facultad de Ciencias de la Universidad Autónoma de Madrid dentro del período correspondiente.

CONTENIDO DE LOS CURSOS

La finalidad que persiguen estos cursos es la de proporcionar una especialización en el campo de los materiales cerámicos y de los vidrios, tanto en lo que se refiere a sus fundamentos estructurales y termodinámicos como a sus procesos de fabricación, métodos de procesado y caracterización de sus propiedades. La profundización en el estudio de todos estos aspectos requiere además el conocimiento de diversas técnicas instrumentales y de las posibilidades que brinda cada una de ellas. Desde el punto de vista práctico esta información general se complementa con un estudio de los diferentes tipos de productos y de sus aplicaciones en distintos campos industriales.

Seguidamente se especifican todos los cursos que componen el programa, el número de horas que comprende cada uno, los meses en que tendrán lugar y los profesores que los impartirán.

1. *Diagramas de equilibrio de fases.* Profesores: S. de Aza, P. Pena, A. Caballero. Cincuenta horas (enero).
2. *Materias primas para cerámica y vidrio.* Profesores: F. Sandoval, P. Recio. Veinte horas (enero).
3. *Materiales refractarios.* Profesores: S. de Aza, P. Pena, E. Criado, A. Caballero, R. Martínez, M. I. Nieto, P. Miranzo, R. Moreno, M. I. Osendi, C. Baudín. Cincuenta horas (febrero).
4. *Físico-Química del vidrio y de su elaboración.* Profesores: J. M.ª Fernández-Navarro, A. Durán. Sesenta horas (febrero).
5. *Fibras cerámicas y vítreas.* Profesores: J. L. Oteo, J. Rubio. Veinticinco horas (marzo).
6. *Reología de las suspensiones cerámicas.* Profesores: J. Requena, R. Moreno. Diez horas (marzo).

7. *Electrocerámica.* Profesores: P. Durán, C. Moure, C. Pascual, P. Recio, J. R. Jurado. Cincuenta horas (abril).
8. *Cerámica estructural.* Profesores: J. S. Moya, R. Moreno, P. Miranzo, C. Baudín, M. I. Osendi, R. Martínez. Cuarenta horas (abril).
9. *Métodos analíticos aplicados a cerámica y vidrio.* Profesores: M.ª F. Barda, P. Ortega. Veinte horas (mayo).
10. *Técnicas de caracterización de materiales cerámicos y vítreo.* Profesores: M. I. Nieto, H. Requena, J. Rincón, C. Pascual, A. Caballero, J. Rubio. Veinte horas (mayo).

LUGAR Y FECHAS

Todos los cursos se impartirán en el INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO, CSIC, situado en la carretera de Madrid-Valencia, km. 24,300, Arganda del Rey (Madrid), durante los meses indicados.

A fin de facilitar su asistencia a aquellas personas que tengan que desplazarse desde otros lugares o que estén desempeñando actividades profesionales, se procurará reducir al máximo la duración de cada curso impartándose las clases diariamente en horario intensivo.

INSCRIPCION

El plazo de inscripción estará abierto desde el día 1 de octubre al 20 de diciembre de 1993.

El número máximo de plazas por curso será de 20 y el mínimo para que éste pueda tener lugar será de tres. Las plazas se irán cubriendo por orden riguroso de inscripción.

El importe de la inscripción será de 4.100 pesetas por cada crédito o unidad de diez horas que comprenda el curso. Los derechos de inscripción al conjunto de los 10 cursos que integran el programa ascienden a 150.000 pesetas.

Aquellas personas que efectúen su matrícula en la Facultad de Ciencias de la Universidad Autónoma de Madrid no necesitarán abonar ningún derecho adicional.

Se concederán medias becas, a las que podrán optar toda clase de postgraduados menores de veinticinco años que no se hallen desempeñando ninguna actividad profesional remunerada. Los solicitantes de estas becas deberán dirigirse al director del Instituto de Cerámica y Vidrio enviando su «Curriculum Vitae» y alegando las razones que abonan su interés.

INFORMACION Y FORMALIZACION DE INSCRIPCIONES

La formalización de las inscripciones podrá realizarse personalmente o por correo mediante la tarjeta de inscripción adjunta, acompañada del correspondiente abono en pesetas por cheque bancario nominativo a favor del Instituto de Cerámica y Vidrio o por transferencia libre de gastos a la cuenta corriente número 6069696 de Caja Madrid, Plaza de la Constitución, 4, 28500 Arganda del Rey, Madrid.

Cualquier información adicional puede solicitarse a:

INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO
Carretera de Valencia, km. 24,300
28500 Arganda del Rey (Madrid)
Teléfs.: (91) 871 18 00/04 - Extranjero: 34-1-871 18 00/04
Télex: 47255-VCI - Telefax: (91) 870 05 50