BOLETIN DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE
Cerámica y Vidrio
D I D A C T I C A

Estudio de la sinterización del Y_2SiO_5

M. APARICIO, A. DURÁN
Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC). 28500 Arganda Del Rey (MADRID)

El objetivo de este trabajo ha sido la sinterización del Y_2SiO_5 empleando la temperatura límite de 1600°C. El material resultante debe tener una elevada densidad (más del 85% de la teórica) y más del 90% de fase Y_2SiO_5. Los materiales se prepararon a partir del colaje de suspensiones acuosas de las correspondientes mezclas de óxidos: SiO_2 y Y_2O_3. El Al_2O_3 fue empleado como aditivo en una ruta alternativa. Las muestras sinterizadas se han caracterizado mediante MEB y difracción de rayos X (DRX). En el sistema binario SiO_2-Y_2O_3 se obtiene un grado de sinterización muy bajo a 1600°C (composiciones 50/50, 49.5/50.5 y 49/51). El uso de Al_2O_3 como aditivo permite la sinterización en fase líquida, alcanzándose una densidad mayor del 90% de la teórica.

Palabras clave: Y_2SiO_5, sinterización, diagramas de equilibrio de fases

Sintering study of Y_2SiO_5

The aim of this work has been to study the sintering of Y_2SiO_5 employing the limit temperature of 1600°C. The resulting material must present a high density (more than 85% of the theoretician) and more than 90% of phase Y_2SiO_5. Different materials were prepared from slip-casting of aqueous suspensions of the corresponding oxides: SiO_2 and Y_2O_3. Al_2O_3 was employed as additive in an alternative route. The sintered samples have been characterized by MEB and X-rays diffraction (XRD). In the binary system SiO_2-Y_2O_3, the low sintering level obtained at 1600°C (compositions 50/50, 49.5/50.5 and 49/51). The use of Al_2O_3 as additive permits the sintering in liquid phase, obtaining a density higher than 90% theoretical one.

Key words: Y_2SiO_5, sintering, equilibrium phase diagrams

I. INTRODUCCIÓN

Los avances en ingeniería aeroespacial, en campos tan diversos como la tecnología supersónica, la optimización de procesos de combustión y la reducción de la contaminación generada, plantean la necesidad de emplear materiales más ligeros y con elevadas prestaciones mecánicas, a temperaturas cada vez mayores. Dentro de este grupo se encuentran los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibra de carbono, y en especial el C/SiC, que pueden emplearse en aplicaciones estructurales en ingeniería aérea a temperaturas de hasta 1600°C, sometidas a severos choques térmicos (1,2). Sin embargo, estos materiales sólo pueden emplearse sin protección antioxidante hasta 450°C, debido a la susceptibilidad a la oxidación de la fibra de carbono. Un buen sistema de protección antioxidante, que funcione en un amplio rango de temperaturas (450-1600°C), debe ser un conjunto de diferentes métodos que se complementen entre sí: modificación de la matriz (reduciendo la porosidad remanente mediante infiltración e introduciendo inhibidores de la oxidación) y sistemas multicapas exteriores.

Los sistemas multicapa deben combinar diferentes capas con propiedades complementarias contra la oxidación y características compatibles, como la estabilidad química, térmica y mecánica. Unas capas actuarán como "barrera" frente a la difusión del oxígeno (especialmente óxidos como Al_2O_3, SiO_2, mullita, etc.) y otras como "trampas" de oxígeno, reaccionando con él y formando óxidos que a su vez actuarían como "barrera" (SiC, Si_3N_4, etc.) (3,4). Un ejemplo de recubrimiento multicapa (5), que proporciona una relativa protección de materiales compuestos C/SiC bidimensionales, es el formado por una capa interior de SiC, boro o carburo de boro como capa intermedia, y una capa exterior de SiC.

Múltiples composiciones han sido estudiadas como complemento de la capa de SiC. Entre ellas destaca el metasilicato de itrio (Y_2SiO_5), obtenido por Y. Ogura y col. a 1700°C con Y_2O_3 como fase secundaria. Su bajo módulo de Young, unido a su coeficiente de dilatación térmica, próximo al del SiC, auguran una elevada estabilidad para la multicapa y muy pequeñas tensiones residuales en la intercara SiC/Y_2SiO_5. Además, su reducida velocidad de evaporación y bajo coeficiente de difusión de oxígeno, completan un excelente grupo de características que señalan al Y_2SiO_5 como un buen candidato a formar capa de protección antioxidante sobre la de SiC (6).

El objetivo de este trabajo ha sido la sinterización del Y_2SiO_5 en condiciones que puedan ser utilizadas posteriormente para obtener capas de Y_2SiO_5 con más de 100 µm de espesor sobre un sustrato de C/SiC recubierto de SiC. Estas condiciones son:

1. Obtener densidades cercanas a la teórica.
2. Emplear una temperatura máxima de 1600°C, ya que esta temperatura es crítica en la estabilidad del sustrato.
3. Obtener composiciones finales con más del 90% de fase Y_2SiO_5.

Los materiales obtenidos en los dos sistemas analizados,

SiO_2-Y_2O_3 y SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3, han sido estudiados mediante difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Los compactos en verde (discos de 2 cm de diámetro) se han obtenido a partir del colaje en moldes de escayola de suspensiones acuosas de las correspondientes mezclas de polvos. Los materiales de partida han sido: SiO_2 (Sigma, EEUU) con un tamaño de partícula de 2.5 µm, superficie específica de 5.5 m^2/g y 99% de pureza; Y_2O_3 (Mandoval, Reino Unido) de 3.5 µm, 6.9 m^2/g de superficie específica y 99.9% de pureza; y Al_2O_3 (Condea HPA, Alemania) de 0.5 µm, 9.5 m^2/g de superficie específica y 99.9% de pureza. Las suspensiones optimizadas tienen un contenido en sólidos del 60% en peso y se han homogeneizado en un mezclador de cizalla de alta velocidad (Silverson L2R) durante 4 minutos. Como aditivos dispersantes se han empleado hidróxido de tetrametilamonio (TMAH), que permite modificar el pH de la suspensión hasta un máximo de 12.5; y Dolapix CE-64 (Zshimmer-Schwarz, Alemania), un polielectrolito basado en ácido carbónico que permite estabilizar la suspensión mediante un mecanismo electroestérico. Las medidas de viscosidad se realizaron con un viscosímetro rotacional (Haake, Rotovisco RV20) a una temperatura constante de 25°C.

Las relaciones molares de las diferentes composiciones analizadas fueron: 50:50, 49.5:50.5 y 49:51 en el sistema binario SiO_2:Y_2O_3, y 49:51:1, 49:48:3 y 49.75:48.75:1.5 en el sistema ternario SiO_2:Y_2O_3:Al_2O_3. Todas estas composiciones se han diseñado en base a los correspondientes diagramas de equilibrio de fases (7,8). El proceso de sinterización-reacción se ha realizado en un horno eléctrico en aire. La densidad se mide por el método de Arquímedes con mercurio como líquido de referencia. Las reacciones de formación del metasilicato de ytrio se han seguido mediante difracción de rayos X (Siemens, modelo D5000). La microestructura de las muestras pulidas y atacadas con HF fue observada mediante microscopía electrónica de barrido (Zeiss, modelo DSM-950). El análisis de las diferentes fases se realizó por microanálisis de energías dispersivas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Sistema binario SiO_2-Y_2O_3

La primera relación molar estudiada fue la $50SiO_2$:$50Y_2O_3$, que teóricamente permitiría obtener Y_2SiO_5 como única fase, cuya densidad, obtenida a partir de sus parámetros cristalográficos, es 4.4 g/cm^3. Como puede observarse en el diagrama binario de fases SiO_2-Y_2O_3 (Figura 1), el Y_2SiO_5 corresponde a una fase de composición fija que funde congruentemente a 1980°C y que divide el diagrama en dos partes: una con mayor porcentaje de Y_2O_3, cuyo único punto invariante es un eutéctico a 1800°C y otra con más sílice, cuyo punto invariante de menor temperatura es un eutéctico a 1660°C. La suspensión equimolar fue preparada con TMAH como defloculante, alcanzando una viscosidad mínima a pH=12.

La Figura 2 muestra el aumento de la densidad de la composición 50/50 con la temperatura para tratamientos de 3 horas de duración. Al sobrepasar la temperatura de 1600°C, el incremento de densidad es mínimo. En la Figura 3 aparecen los

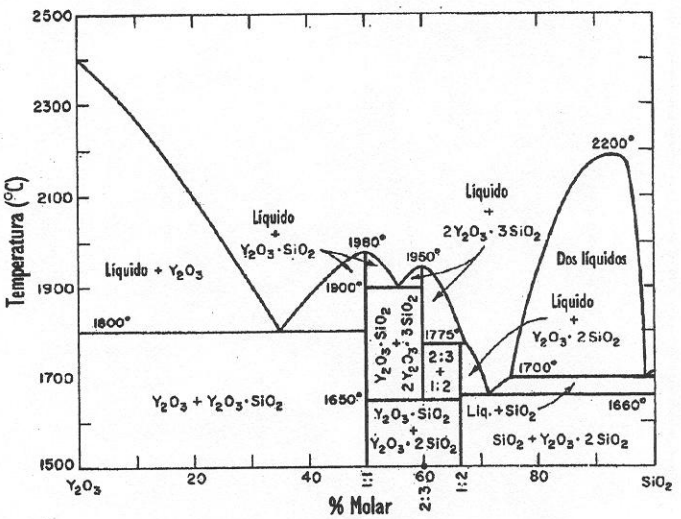

Fig. 1. *Diagrama de equilibrio de fases SiO_2-Y_2O_3.*

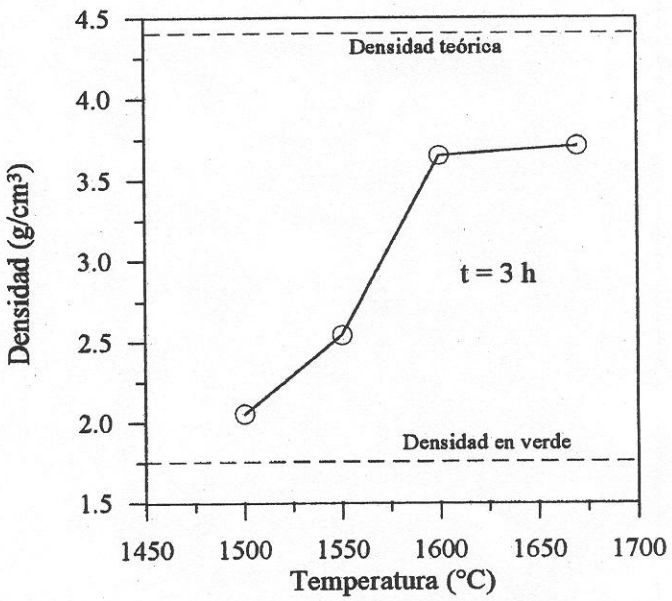

Fig. 2. *Variación de la densidad con la temperatura para la relación $50SiO_2$: $50Y_2O_3$.*

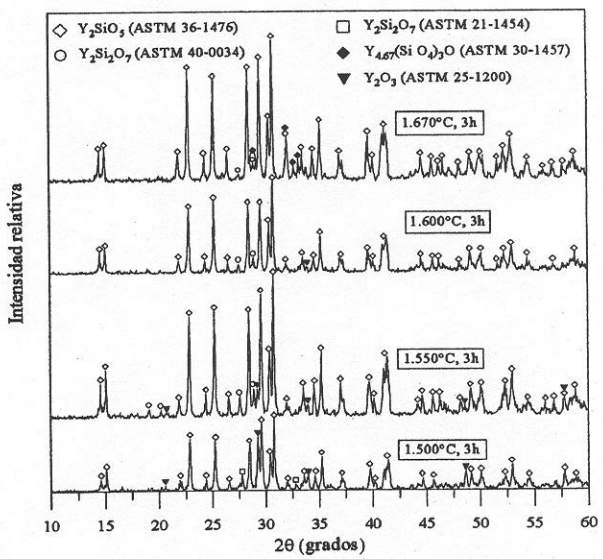

Fig. 3. *DRX de la relación $50SiO_2$: $50Y_2O_3$ a diferentes temperaturas.*

difractogramas correspondientes a cada punto de la Figura 2. A 1500°C la fase principal es el Y_2SiO_5, pero existe una cantidad importante de Y_2O_3 sin reaccionar debido a que no se ha completado la reacción:

$$SiO_2 + Y_2O_3 \rightleftharpoons Y_2SiO_5 \quad [1]$$

Como consecuencia, la SiO_2 que no participa reacciona con parte del Y_2SiO_5, originando una pequeña cantidad de $Y_2Si_2O_7$ (densidad cristalográfica, 4.1 g/cm^3):

$$SiO_2 + Y_2SiO5 \rightleftharpoons Y_2Si_2O_7 \quad [2]$$

Al subir la temperatura hasta 1550 y 1600°C, la ecuación [1] está más desplazada hacia la derecha y los porcentajes de Y_2O_3 y $Y_2Si_2O_7$ van reduciéndose. A 1670°C, la fase principal sigue siendo Y_2SiO_5, pero como fase secundaria aparece por primera vez $Y_{4.67}(SiO_4)_3O$ junto al $Y_2Si_2O_7$. La fase $Y_{4.67}(SiO_4)_3O$ ya fue observada por Y. Ogura (6) sobre la superficie de sus muestras, aunque desaparecía después de 10 horas a 1900°C, descomponiéndose en Y_2SiO_5 y SiO_2. Esta fase compleja tiene una estequiometria próxima al $2Y_2O_3.3SiO_2$, que según el diagrama de fases (Figura 1) comienza a aparecer a partir de 1650°C.

A la vista de estos resultados, una temperatura adecuada para alcanzar la sinterización es la de 1600°C, ya que tiene un mayor porcentaje de Y_2SiO_5 y una densidad bastante elevada. Para comprobar si la variación de tiempo de ensayo a 1600°C permitía aumentar el porcentaje de Y_2SiO_5, se realizó una serie de ensayos a la temperatura de 1600°C, y se estudió la variación de la densidad con el tiempo (Figura 4). Con un tratamiento de 15 horas se obtienen densidades del 91% de la densidad teórica (4.4 g/cm^3), mientras que con 3 horas la densidad alcanza el 83%. La Figura 5 muestra los difractogramas correspondientes a cada uno de los tiempos de ensayo. Como antes, la fase principal es Y_2SiO_5 y aparecen como fases secundarias muy minoritarias Y_2O_3 y $Y_2Si_2O_7$ como resultado de los equilibrios [1] y [2]. Al aumentar el tiempo de ensayo aumenta la cristalinidad del material y se tiende al equilibrio termodinámico. Mientras que el paso de 1550 a 1600°C venía acompañado de un incremento porcentual importante de la densidad debido a la mayor extensión de las reacciones [1] y [2], el aumento de tiempo a 1600°C sólo se traduce en un débil incremento porcentual de la densidad, ya que en este caso sólo existe una mayor activación del ordenamiento atómico.

Se prepararon dos nuevas composiciones binarias enriquecidas ligeramente en Y_2O_3 ($49.5SiO_2$:$50.5Y_2O_3$ y $49SiO_2$:$51Y_2O_3$) con el objeto de reducir el porcentaje de $Y_2Si_2O_7$, a costa de una mayor cantidad de Y_2O_3 libre. Esta nueva situación sería más parecida a la de la referencia (6). El empleo del defloculante TMAH conduce a valores anormalmente altos de viscosidad como consecuencia del incremento de Y_2O_3, que impide el correcto colaje de la suspensión. El uso del polielectrolito Dolapix CE-64 permite obtener valores de viscosidad muy similares a los alcanzados con TMAH para la composición 50/50. La Figura 6 muestra cómo el pequeño aumento en Y_2O_3 se traduce en una casi completa desaparición del $Y_2Si_2O_7$, empleando el mismo tratamiento de sinterización 3 horas de duración a 1600°C. Sin embargo, la densidad alcanzada es tan sólo de 2.42 g/cm^3 (55 % de la teórica aprox.) y 2.37 g/cm^3 (54 % de la teórica aprox.), para las composiciones $49.5SiO_2$:$50.5Y_2O_3$ y $49SiO_2$:$51Y_2O_3$, respectivamente. El menor nivel de sinterización alcanzado se debe a que el incremento de Y_2O_3 desplaza la composición a la zona izquierda del diagrama binario (Figura 1), donde la diferencia entre la temperatura del punto invariante (1800°C) y la del tratamiento aplicado (1600°C) es excesiva.

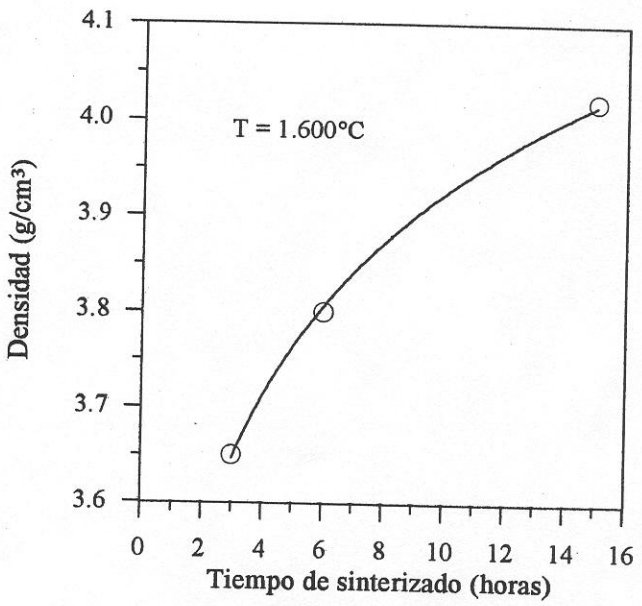

Fig. 4. *Variación de la densidad de la relación $50SiO_2$: $50Y_2O_3$ con el tiempo a 1.600 °C.*

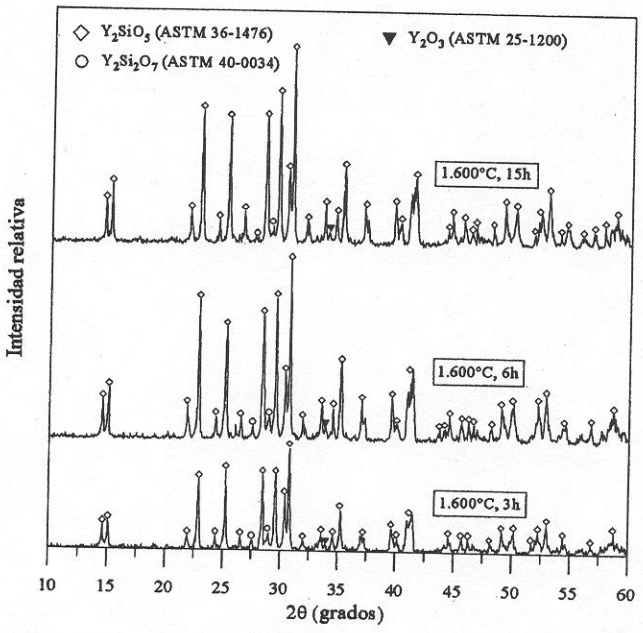

Fig. 5. *DRX de la relación $50SiO_2$: $50Y_2O_3$ a 1.600 °C a diferentes tiempos.*

3.2. Sistema ternario SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3

A la vista de los resultados, se decidió incorporar un aditivo que facilitase el proceso de sinterización. Después de sopesar diferentes posibilidades se seleccionó la alúmina, que permite obtener fase líquida transitoria a 1600°C en zonas próximas a

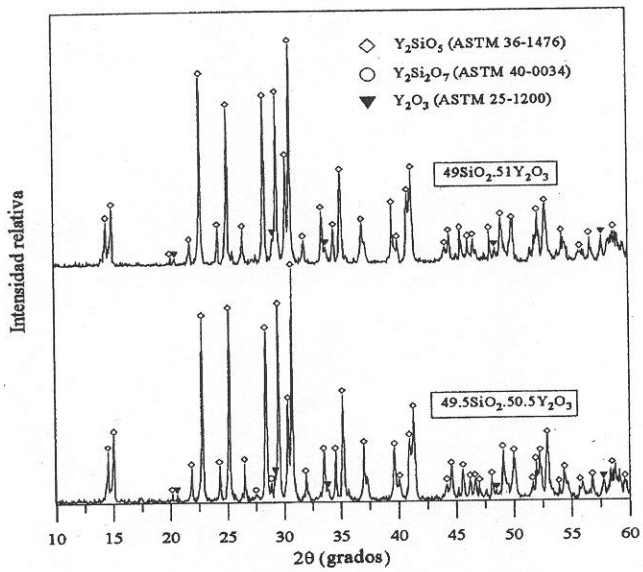

Fig. 6. *DRX de las relaciones 49.5SiO_2: 50.5 Y_2O_3 y 49SiO_2: 51 Y_2O_3 a 1.600 °C durante tres horas.*

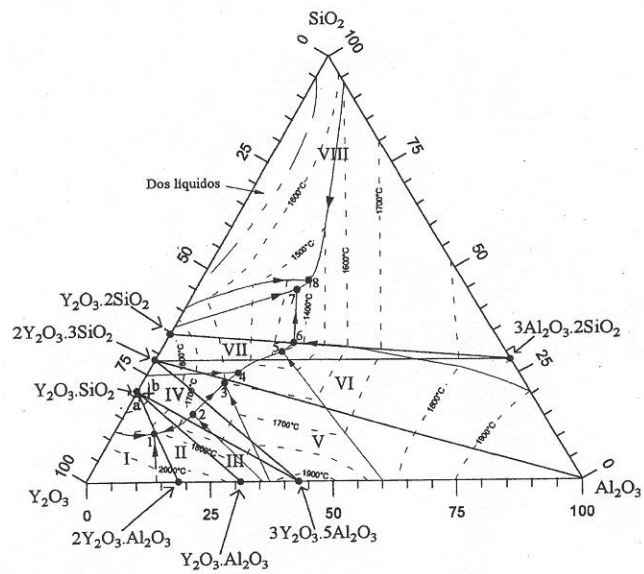

Fig. 7. *Diagrama de equilibrio de fases SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3*

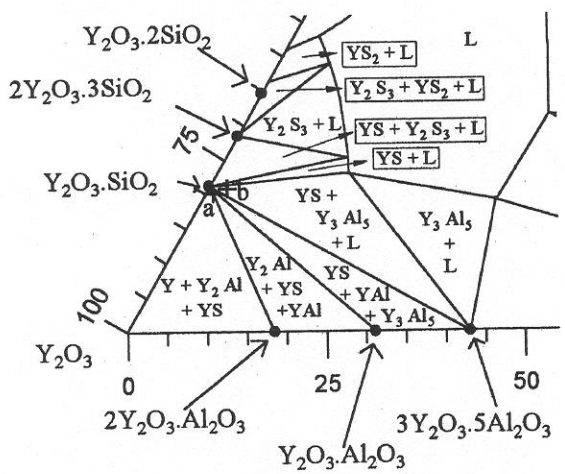

Fig. 8. *Corte isotermal a 1.600 °C del diagrama de equilibrio de fases SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3*

la fase Y_2SiO_5 pura. En la Figura 7 se muestra el diagrama de equilibrio de fases ternario SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3 con los diferentes triángulos de compatibilidad (señalizados con números romanos) y sus puntos invariantes. La primera composición ternaria analizada (punto **a**) fue la relación molar $49SiO_2$:$51Y_2O_3$:$1Al_2O_3$ con la finalidad de obtener el elevado porcentaje de fase Y_2SiO_5 ya obtenido en la $49SiO_2$:$51Y_2O_3$, junto con un mayor grado de sinterización. Después del tratamiento térmico de 3 horas a 1600°C, la densidad alcanzada (2.64 g/cm^3, 60% de la teórica) continúa siendo demasiado baja. El corte isotermal a 1600°C (Figura 8) muestra que el bajo grado de sinterización se debe a que esta composición no ha alcanzado la superficie del liquidus, ya que está situada entre los campos de estabilidad I y II, cuyos puntos invariantes (puntos **1** y **2** de la Figura 7), 1800 y 1675 °C, respectivamente, están por encima de los 1600°C del tratamiento térmico realizado.

La siguiente composición diseñada está también basada en el Y_2SiO_5 ($Y_2O_3.SiO_2$), que forma parte de los cuatro primeros triángulos de compatibilidad. En el corte isotermal a 1600°C (Figura 8) se puede apreciar que los triángulos I, II y III no han alcanzado la superficie del liquidus a esa temperatura, con lo que la composición ideal debería estar en el triángulo de compatibilidad IV, cuyo punto invariante está aproximadamente a 1550°C. La composición **b** ($49SiO_2$:$48Y_2O_3$:$3Al_2O_3$) se sitúa dentro de este campo. A 1600°C esta composición se encuentra en el campo de cristalización $Y_2O_3.SiO_2$ + $3Y_2O_3.5Al_2O_3$ + líquido, con porcentajes del 89.4, 2.3 y 8.3%, respectivamente. Esta cantidad de líquido debería favorecer el proceso de sinterización, originando elevadas densidades tras un tratamiento a 1600°C. El enfriamiento en condiciones de equilibrio originaría, según el diagrama de equilibrio (Figura 7), aproximadamente un 82% en peso de fase Y_2SiO_5 y un 18% de la mezcla de las fases $2Y_2O_3.3SiO_2$ y $3Y_2O_3.5Al_2O_3$. A la vista del diagrama binario (Figura 1), se observa que la fase $2Y_2O_3.3SiO_2$ no es estable a temperatura ambiente y se transforma en $Y_2O_3.SiO_2$ más $Y_2O_3.2SiO_2$. Esto indica que el porcentaje final de $Y_2O_3.SiO_2$ debería ser aproximadamente del 86%, mientras que el de las fases secundarias, $Y_2O_3.2SiO_2$ y $3Y_2O_3.5Al_2O_3$, del 5 y del 9%, respectivamente.

Las suspensiones de este sistema se prepararon empleando Dolapix CE-64 como defloculante. El tratamiento a 1600°C durante 3 horas de esta composición da lugar a una densidad del 4.03 g/cm^3, que corresponde a un 92% aprox. de la densidad teórica, confirmando que ha tenido lugar una sinterización en fase líquida. La micrografía a bajos aumentos de la Figura 9 muestra la distribución homogénea de la porosidad (8% aprox.) y de la fase secundaria $3Y_2O_3.5Al_2O_3$. La imagen a elevados aumentos (Figura 9) permite distinguir la presencia de las tres fases: la matriz (A) que corresponde, según el análisis por energías dispersivas, a la fase $Y_2O_3.SiO_2$; la segunda fase en cantidad de superficie y que presenta una tonalidad más oscura (B), que corresponde a $3Y_2O_3.5Al_2O_3$; y la tercera fase, que aparece formando pequeñas esferas muy claras (C), que parecen ser de $Y_2O_3.2SiO_2$, aunque debido a su pequeño diámetro (por debajo de 1 µm) no puede ser identificada con exactitud. Estos resultados confirman las predicciones realizadas a partir del diagrama de fases, indicando que la situación está próxima al equilibrio termodinámico.

La elevada densidad alcanzada a 1600°C con la composición $49SiO_2$:$48Y_2O_3$:$3Al_2O_3$ sugirió el estudio de la sinterización a menores temperaturas, ya que la reducción de la temperatura en el proceso sería una importante mejora en el caso de una

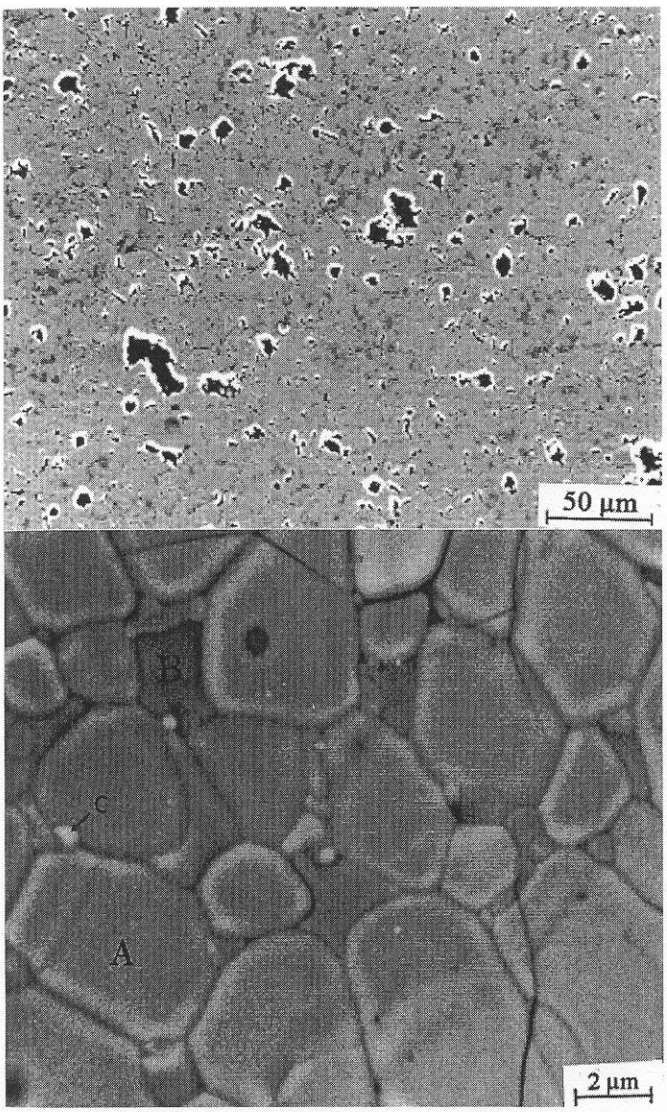

Fig. 9. *Microfotografías (MEB) de la relación $49SiO_2$:$48Y_2O_3$:$3Al_2O_3$ a 1.600 °C durante tres horas.*

posterior aplicación como recubrimiento sobre materiales reforzados con fibra de carbono. En la Figura 10 se muestra la evolución de la densidad con la temperatura para tratamientos de 3 horas de duración. La reducción de la densidad al disminuir la temperatura desde 1600°C es lineal hasta rebasar los 1530°C, temperatura a la cual se acentúa debido a que se ha sobrepasado la temperatura del punto invariante de la región IV. En la Figura 11 aparecen los difractogramas de rayos X correspondientes a cada punto de la Figura 10. Las fases que aparecen a 1560°C son las mismas que las observadas a 1600°C, pero al reducir aún más la temperatura se distinguen nuevas fases: a 1530°C la fase principal es $YO_{1.401}$ con Y_2SiO_5 como fase secundaria, mientras que a 1480°C la fase principal es Y_2O_3 con una importante cantidad de fase Y_2SiO_5. La presencia de estas fases indican que a 1480 y 1530°C los materiales de partida sólo han reaccionado parcialmente.

Para complementar estos resultados y con la finalidad de obtener un mayor porcentaje final de fase Y_2SiO_5 se estudió una nueva composición ternaria, reduciendo a la mitad la cantidad de aditivo. La nueva composición ($49.75SiO_2$: $48.75Y_2O_3$:$1.5Al_2O_3$) está situada también en el triángulo de compatibilidad IV entre el punto **b** y la fase pura Y_2SiO_5 (Figura 7). La cantidad de líquido originado será menor que en el caso de la composición 49/48/3 a igual temperatura, debido a que la distancia al punto de fase pura Y_2SiO_5 es algo menor (Figura 8). Como consecuencia, la sinterización estará menos favorecida y las densidades finales deberían ser menores que en el caso de la composición anterior. Al comparar la evolución de la densidad con la temperatura para tratamientos de 3 horas de duración (Figura 12) se observa un menor grado de densificación, lo que confirma la predicción realizada a partir del diagrama de fases ternario. En esta figura también aparece un tratamiento de 10 horas de duración a 1600°C, que permite alcanzar una densidad ligeramente superior a la obtenida con la composición 49/48/3 a la misma temperatura con sólo tres horas de tratamiento. Esto indica que la disminución del porcentaje de fase líquida ralentiza el proceso de sinterización, pero con tiempo suficiente se alcanzan las mismas densidades finales.

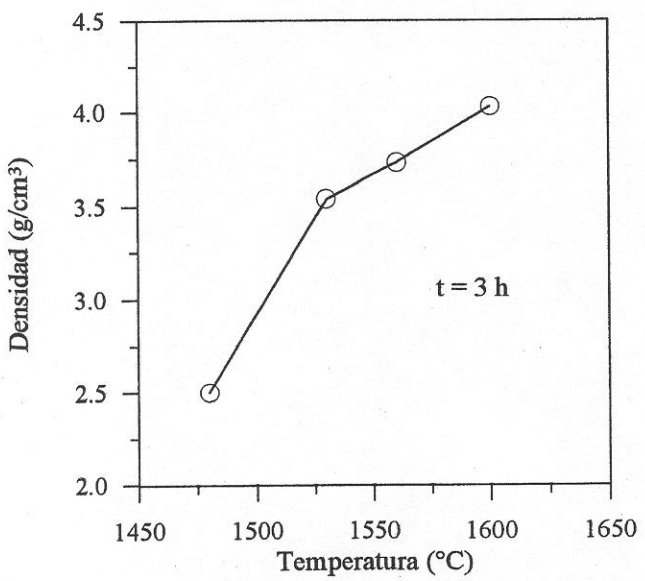

Fig. 10. *Variación de la densidad con la temperatura para la relación $49SiO_2$:$48Y_2O_3$:$3Al_2O_3$.*

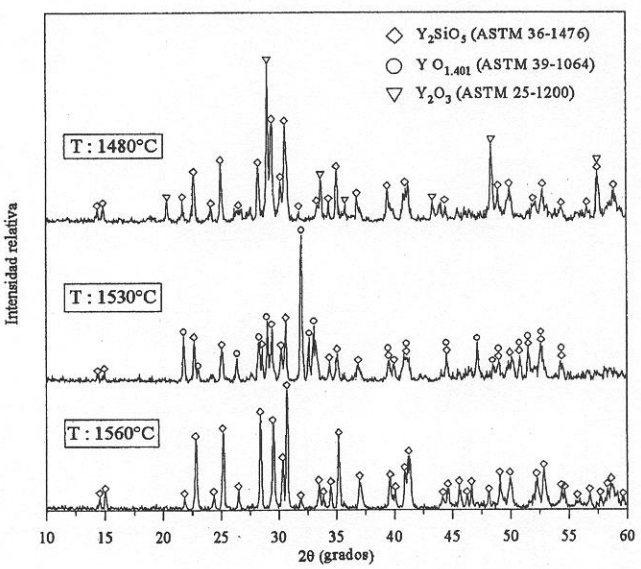

Fig. 11. *DRX de la relación $49SiO_2$:$48Y_2O_3$:$3Al_2O_3$ a diferentes temperaturas durante tres horas.*

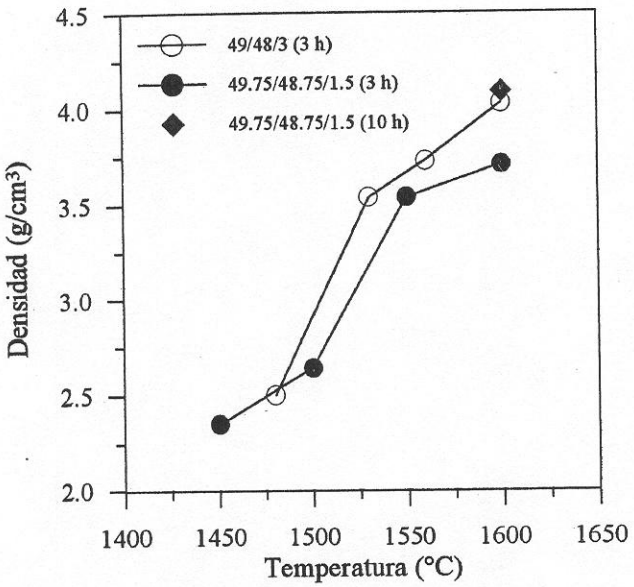

Fig. 12. *Variación de la densidad con la temperatura de diferentes relaciones SiO_2:Y_2O_3:Al_2O_3 a diferentes tiempos.*

4. CONCLUSIONES

El objetivo de sinterizar el Y_2SiO_5 como fase principal y mayoritaria empleando temperaturas máximas de 1600°C, ha orientado este trabajo hacia dos diagramas de equilibrio de fases:

— En el sistema binario SiO_2-Y_2O_3, la limitación de la temperatura a 1600°C impide alcanzar fase líquida ralentizando el proceso de sinterización. La composición 50/50 da lugar a densidades finales del 83 % de la teórica a través de un proceso de sinterización-reacción en estado sólido. Sin embargo, el enriquecimiento de Y_2O_3 en 0.5 y 1% molar reduce el grado de sinterización a densidades del 55 y 54% de la teórica, respectivamente, debido a que la temperatura del punto invariante es mayor en estos casos.

— En el sistema ternario SiO_2-Y_2O_3-Al_2O_3 se analizaron tres composiciones. La composición molar 49/51/1 origina bajas densidades (60% de la teórica) al no alcanzarse la superficie del liquidus. Por otro lado, las composiciones 49/48/3 y 49.75/48.75/1.5 permiten obtener el 92 y el 84% de la densidad teórica, gracias a que el proceso de sinterización tiene lugar en fase líquida.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la UE la financiación parcial de este trabajo a través del proyecto Brite Euram II, nº BE-7059. Asimismo, agradecen a Rodrigo Moreno su inestimable ayuda en la preparación de las suspensiones, a Pilar Pena, Angel Caballero y Antonio de Aza, las explicaciones que han hecho posible nuestra comprensión de los diagramas de equilibrio de fases, y a Antonio Tomás, Angel de Pablos y Juan Vargas, su paciente colaboración. ◆

REFERENCIAS

1. D. M. Shuford. "Enhancement Coatings and Process for Carbonaceous Substrates". U. S. Patent 4.471.023, LTV Aerospace & Defense Co., (1984).
2. P. Spriet, G. Habarou. "Applications of CMCS to Turbojet Engines: Overview of the SEP Experience". Key Eng. Mat. 127-131 1267-1276 (1997).
3. G. Rousseau, N. Pastureau. "Materiau Composite a Matrice et Fibres de Reforcement Carbonees et son Procede de Fabrication". FR Demande 2611198-A1, (1988).
4. J. C. Cavalier, A. Nale. "Procede pour la Protection Antioxydation de Produits en Materiau Composite Contenant du Carbone , et Produits Obtenus par le Procede". EP Patent 0375537-A1, (1990).
5. S. Goujard, L. Vandenbulcke, H. Tawil. "The Oxidation Behaviour of Two- and Three- dimensional C/SiC Thermostructural Materials Protected by Chemical-Vapour-Deposition Polylayers Coatings". J. Mat. Sci. 29 6212-6220 (1994).
6. Y. Ogura, M. Kondo, T. Morimoto. "Y_2SiO_5 as Oxidation Resistant Coating for C/C Composites". Proceedings of the Tenth International Conference on Composite Materials, Whistler, British Columbia, Canada, August 14-18 th 1995; Ed. A. Poursartip and K. Street, Pub. Woodhead Publishing Limited, vol. IV, 767-774, (1995).
7. E. M. Levin, C. R. Robbins y H. F. Mc Murdie. Figura 2388, Phase Diagrams for Ceramists 1969 Supplement, Ed. M. K. Reser, Pub. The American Ceramic Society, Inc., 4055 N. High St., Columbus, Ohio 43214, (1969).
8. E. M. Levin, C. R. Robbins y H. F. Mc Murdie. Figura 2586, Phase Diagrams for Ceramists 1969 Supplement, Ed. M. K. Reser, Pub. The American Ceramic Society, Inc., 4055 N. High St., Columbus, Ohio 43214, (1969).

◆◆◆

IX CONGRESO DE CERAMICA Y III DEL MERCOSUR

Olavarría-Pcia. de Buenos Aires
27-29 de mayo de 1998

Organizado por la Asociación Técnica Argentina de Cerámica, se celebrará el próximo mes de mayo en Olavarría, Pcia. de Buenos Aires, el IX Congreso de Cerámica. Los resúmenes de los trabajos se han podido enviar hasta el pasado día 20 de diciembre de 1997 y el texto completo se puede enviar hasta el 22 de febrero de 1998. Para el envío de documentación deben dirigirse a:
Secretaría de ATAC. Perú 1420 (1141) Capital Federal. Buenos Aires. Argentina

Para más información: Lic. Roberto P. Mevia. Subdirector CIDEMAT-INTEMIN
Tel.: 541 754 4070. Fax: 541 754 9232