

Fabricación y propiedades del carburo de silicio biomórfico: maderas cerámicas

F. M. VARELA FERIA, A. R. DE ARELLANO LÓPEZ*, J. MARTÍNEZ FERNÁNDEZ

Dpto. de Física de la Materia Condensada. Universidad de Sevilla. Apdo. 1045. 41080 Sevilla

En los últimos años se ha puesto de manifiesto un considerable interés en la fabricación y optimización de materiales de microestructura biomórfica. En particular, la fabricación de cerámicas biomórficas es especialmente importante ya que éstas pueden ser utilizadas en aplicaciones estructurales a temperaturas elevadas. Los materiales objeto de esta investigación se fabrican mediante la pirólisis e infiltración de silicio fundido en preformas de madera. El resultado final es SiC con la misma microestructura que la madera precursora. La madera es un material natural compuesto que presenta una morfología porosa anisotrópica con una excelente elasticidad, resistencia y tolerancia al daño; algunas de estas propiedades se trasladarán y amplificarán al pasar a la cerámica que se elabora a partir de la misma.

Se ha estudiado la influencia de la madera seleccionada y el proceso de fabricación en las propiedades mecánicas y microestructurales. Se ha podido comprobar la gran resistencia que presentan algunos de estos materiales (700 MPa a 1150°C para cerámicas obtenidas a partir de madera de eucalipto). Se discute la relación microestructura-propiedades mecánicas y la aplicación de la teoría de materiales celulares al estudio de éstas.

Palabras clave: Biomórfico, carburo de silicio, microestructura, propiedades mecánicas, sólidos celulares, alta temperatura

Ceramic wood: fabrication and properties of biomorphic silicon carbide

There is an increasing interest in the fabrication of materials with biomorphic microstructure. In particular, the fabrication of biomorphic ceramics would be of high interest because its high-temperature structural applications. The ceramics presented in this research were fabricated by the pyrolysis and infiltration with molten silicon of wood preforms. The final product is SiC with the same microstructure of the wood precursor. Wood is a natural composite that present an anisotropic porous microstructure with excellent elasticity, strength, and damage tolerance. Some of this properties will remain improved in the ceramic product. Biomorphic ceramics reach high strengths (700 MPa at 1150 °C for biomorphic SiC made from eucalyptus wood). The influence of the wood precursor and fabrication process in the mechanical and microstructural properties has been studied. The correlation microstructure-mechanical properties is discussed, as well as the application of the cellular theory of solids.

Key words: Biomorphic, silicon carbide, microstructure, mechanical properties, cellular solids, high temperature.

1. INTRODUCCIÓN

En contraste con los materiales clásicos de ingeniería, las estructuras biológicas presentan una anatomía construida jerárquicamente, desarrollada y optimizada a lo largo del proceso evolutivo. Esto resulta en unas relaciones entre las propiedades mecánicas y la microestructura, que son únicas y han pasado a ser de gran interés para el procesado avanzado en los últimos años [1,2]. Las cerámicas biomórficas [3-8] presentadas en este trabajo son especialmente interesantes ya que conjugan las ventajas de estas estructuras naturales con la capacidad de ser utilizadas en aplicaciones estructurales a temperaturas elevadas propias del carburo de silicio [9-13].

Los diversos métodos de fabricación tradicionales del SiC han sido el sinterizado en caliente sin presión [14-16], el sinterizado en caliente con presión [17], la deposición química en fase vapor [18] y el compactado por reacción [19,20]. Frente a estos, la fabricación de SiC mediante pirólisis e infiltración de silicio en madera, objeto de este trabajo, presenta potencialmente las siguientes ventajas:

- Bajo coste de fabricación, ya que las temperaturas de procesado son inferiores y no es necesario partir de polvo de SiC de alta pureza.
- No es necesario el uso de aditivos.
- Aumento significativo en las velocidades de síntesis al usar una estructura con porosidad abierta.
- Gran diversidad de microestructuras y propiedades en función de la madera precursora.
- Obtención de forma natural de una estructura similar a la de los materiales de fibra continua, en contraposición a otras procesados mucho más costosos [21].
- Posibilidad de fabricar piezas con formas complejas, ya que sólo requerirá el modelado de la madera carbonizada
- Alta resistencia y tenacidad introducida por la estructura fibrosa de la madera.

En este artículo se expone el proceso de fabricación de dichas cerámicas y la correlación procesado-microestructura-propiedades mecánicas.

2. PARTE EXPERIMENTAL

El proceso de fabricación de las cerámicas biomórficas (Fig. 1) involucra diversos pasos: secado de la madera, pirólisis en ausencia de oxígeno a temperaturas típicamente alrededor de los 1000 °C e infiltración de silicio fundido en vacío a temperaturas superiores a 1410 °C (punto de fusión del silicio). La Fig. 2 muestra el producto final obtenido. En el apartado de resultados se discutirá la microestructura y propiedades dependiendo del precursor vegetal utilizado. Las densidades de la madera y carbón se calcularon geoméricamente y la del SiC biomórfico fue medida por el método de Arquímedes.

Tras la infiltración, se cortaron y pulieron muestras para estudios metalográficos. Las observaciones de la microestructura fueron realizadas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) usando un microscopio electrónico Philips XL-30 (Servicio de Microscopía Electrónica, Universidad de Sevilla) en el material bruto de fabricación y deformado. Se cortaron muestras con dimensiones de 3x3x6 mm con el eje mayor correspondiendo con las direcciones axial (de crecimiento) y radial de la madera de origen, para la realización de ensayos en compresión a velocidad de deformación constante ($2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$). Estos ensayos se realizaron en aire y un rango de temperaturas entre 1150°C y 1450°C. La deformación fue realizada usando una máquina Instron modelo 1185 con un horno montado en su estructura.

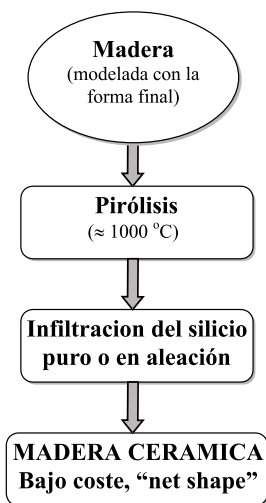


Figura 1. Proceso de fabricación de las cerámicas de SiC biomórfico.



Figura 2. Producto final, cerámicas biomórficas

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Fabricación

3.1.1 PROCESO DE PIRÓLISIS

Se han utilizado como precursores maderas de distinta especie y distinta densidad. Se observa que después del proceso de pirólisis a 1000 °C hay una reducción significativa tanto del peso como del volumen de las muestras, las maderas pierden en promedio un 74% de su peso, un 60% de su volumen y un 13% de su densidad en el proceso de carbonización (Fig. 3). También se ve que tenemos un buen ajuste lineal implicando que se puede predecir con precisión la forma de la preforma de carbón conociendo la forma de la madera. En la Tabla 1 se muestran las densidades de las maderas precursoras y de la madera carbonizada. El error en estas medidas es de un 5%.

TABLA-1 DENSIDADES MEDIAS DE LAS MADERAS, PREFORMAS DE CARBÓN Y DEL SiC BIOMÓRFICO Y CONTENIDO EN SiC (VER TEXTO).

Madera de origen	Madera (g/cm ³)	Madera carbonizada (g/cm ³)	Producto final (g/cm ³)	Contenido máximo de SiC (%)
Corcho	0.21	0.03	No infiltra	---
Pino Flandes	0.53	0.33	1.7 ± 0.1	34%
Haya	0.69	0.49	1.7 ± 0.1	51%
Eucalipto Blanco	0.84	0.67	2.03 ± 0.05	63%
Encina	0.88	0.78	2.1 ± 0.2	65%
Caña de Bambú	1.04	0.78	No infiltra	---
Eucalipto Rojo	1.13	0.91	No infiltra	---

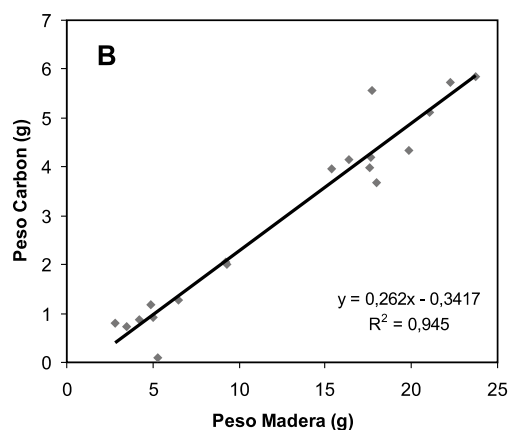
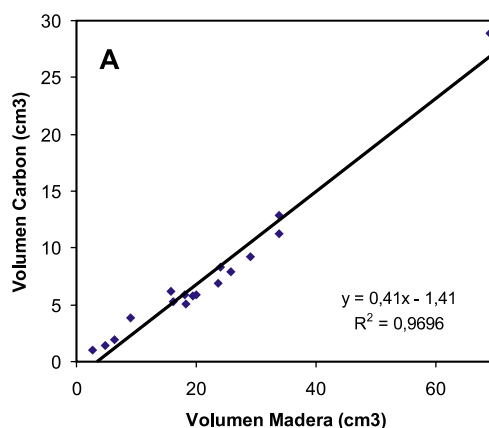


Figura-3 A Relación entre volúmenes (A) y pesos (B) antes y después de la pirólisis

La estructura final de carburo de silicio después de la infiltración mimetiza la de las preformas de carbón. La observación de las preformas nos permite estudiar, por lo tanto, las características microestructurales del producto final de una manera fácil.

Caña de bambú (Figura 4A). Microestructura formada por canales y células no interconectadas (indicados en la figura). Los canales poseen estructuras en forma de "ochos" entrelazados (se indican en la figura). Las células no interconectadas tienen en su gran mayoría contacto con seis vecinos. Estas estructuras involucrando cuatro canales distribuidas uniformemente actúan como reforzantes. Esta característica microestructural única confiere a la caña a la vez una gran resistencia a la rotura y flexibilidad.

Corcho (Figura 4B). Estructura de células equiaxiadas claramente no interconectadas y de paredes finas. No será posible, por lo tanto, la infiltración con silicio líquido en el interior de este precursor.

Pino (Figuras 4C y 4D). Su microestructura presenta una distribución de poros monomodal, interconectados, muy alargados y de menor número de vecinos (4 ó 5). Tiene baja densidad, la cual dará lugar a estructuras de carburo de silicio más ligeras. Se puede ver que en la micrografía C hay un cambio brusco en el tamaño de poro. Esto es debido a los anillos de crecimiento de árbol. Esta distribución inhomogénea resultará en un detrimento de las propiedades mecánicas. Esta microestructura será adecuada para aplicaciones que requieran una menor densidad y alta superficie específica, como filtros de alta temperatura y sustratos para catalizadores.

Haya (Figuras 4E y 4F). En cuanto a su densidad es toda-

vía baja aunque pero respecto a la forma de los poros presenta una distribución bimodal típica de maderas duras. Los poros grandes ocupan la mayor parte de la superficie, están en mayor proporción y en contacto. Mientras que los pequeños no tiene una proporción significativa en el área total. La microestructura es uniforme lo que mejorará la resistencia respecto a precursores de densidad similar como el pino.

Eucalipto Blanco (Figuras 4G y 4H). Como se puede observar, hay una distribución bimodal de poros muy alargados e interconectados. Este precursor entra en el rango de maderas con alta densidad y mayor resistencia. Los poros son suficientemente grandes para permitir la infiltración.

Encina (Figuras 4I y 4J) También presenta una distribución de poros bimodal con alta densidad. Sus poros están interconectados y son lo suficientemente grandes para permitir que el material se infiltre. Los canales tienen una relación de aspecto elevada no sólo en la dirección axial sino también radial, lo que le conferirá una alta resistencia en ambas direcciones. Esta característica es una gran ventaja sobre los precursores mencionados anteriormente que presentan una gran anisotropía.

Eucalipto rojo (Figuras 4K y 4L) Es el precursor más denso que se estudia. Presenta una distribución de poros bimodal. Los poros grandes son mayores que en otros precursores pero presentan en menos cantidad. Los poros pequeños son los de menos área en comparación con las muestras anteriores. La proporción de área de poros es pequeña lo que explica su alta densidad. Los poros pequeños se cierran durante el proceso de formación de carburo de silicio, impidiendo la infiltración total (esta se produce sólo superficialmente).

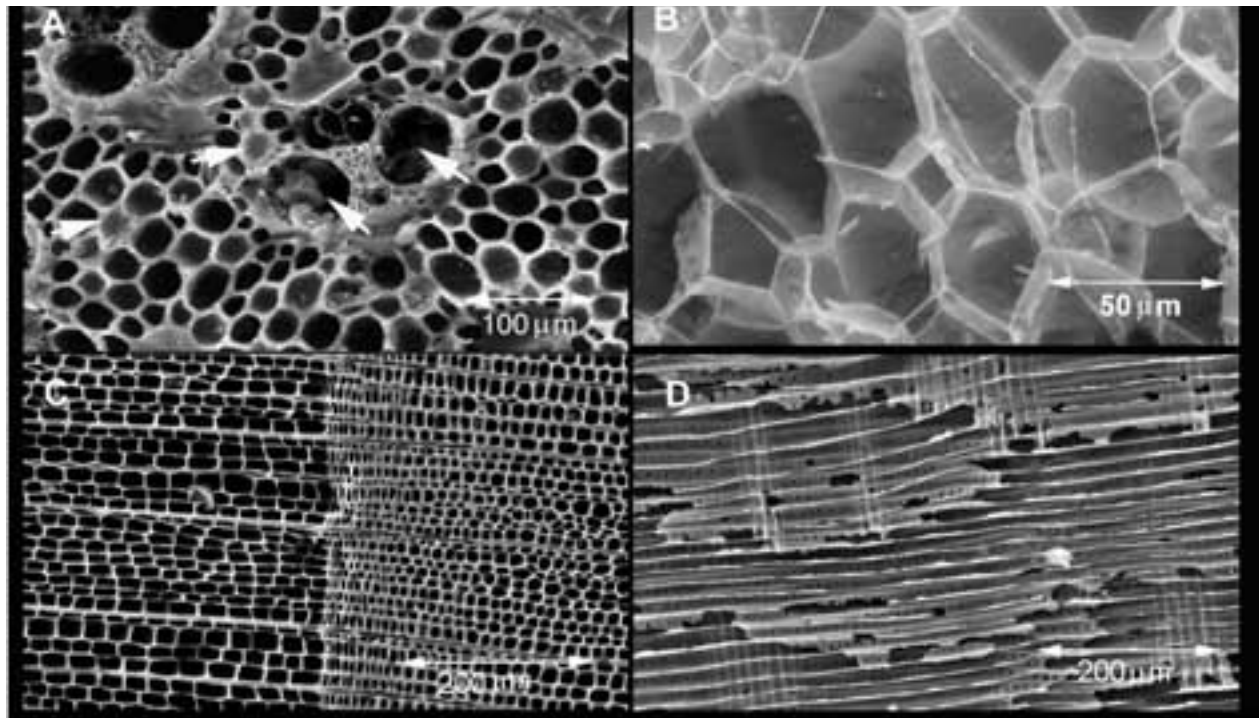


Figura-4.1. Micrografías de los carbones obtenidas con un microscopio electrónico de barrido: A es de caña de bambú, B de corcho, C y D son de pino;

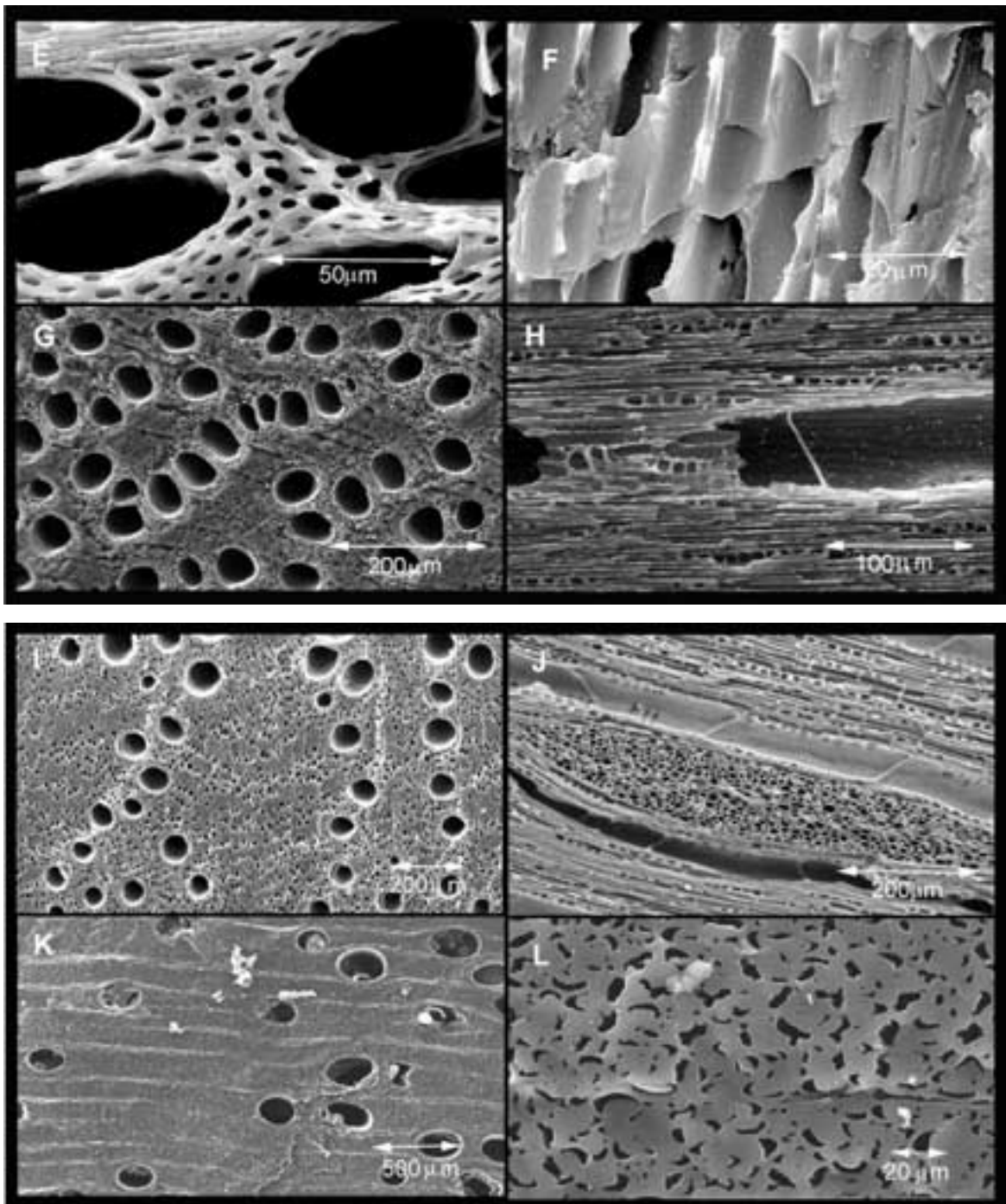


Figura-4.2 Micrografías de los carbones obtenidas con un microscopio electrónico de barrido: E y F son de haya, G y H son de eucalipto blanco, I y J son de encina y, K y L son de eucalipto rojo.

3.1.2. PROCESO DE INFILTRACIÓN

En la Tabla 1 se indican la densidad del producto final después de la infiltración. El volumen no cambia después de este proceso. Se incluye también una columna con el porcentaje de SiC, tomado como el menor valor de los obtenidos considerando que todo el carbón reacciona con el silicio y que el producto final no contiene silicio residual. Este contenido será el máximo posible en cada caso.

Las microestructuras obtenidas se muestran en la figura 5. Se ha observado que hay una relación estrecha entre el proceso de infiltración y la porosidad (tamaño de los poros y su cantidad) y densidad. Los precursores con baja densidad y una alta porosidad, tales como los que proceden del pino y haya, se infiltran bien. Debido a que el silicio fluye rápido por la alta densidad de poros, hay que añadir aproximadamente

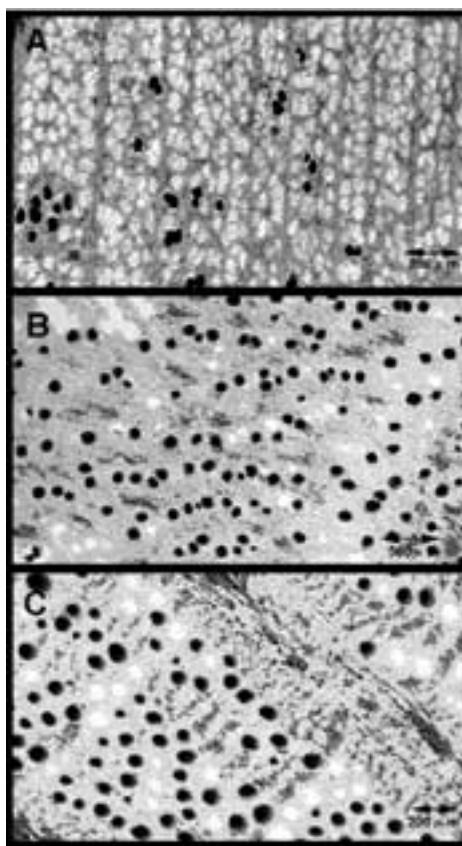


Figura-5 Micrografías obtenidas con un microscopio electrónico de barrido del SiC biomórfico fabricado a partir de: A) encina, B) eucalipto blanco y C) haya

un 200% del silicio necesario (que queda en los capilares con silicio residual) para que éste llegue a todos los sitios y reaccione completamente con el carbón. Estas cerámicas tienen baja resistencia mecánica (superior para el haya debido a su mayor uniformidad en la microestructura) (Fig. 5A) pero debido a su alta porosidad se pueden usar como filtros de alta temperatura y portacatalizadores. Para precursores con menor porosidad, y mayor densidad, tales como el eucalipto blanco y la encina, se obtiene también una buena infiltración, que necesita de menos silicio extra para que la reacción sea completa (aproximadamente un 120%). Se obtiene una cerámica muy resistente debido a la alta densidad de carburo de silicio (Fig. 5B y 5C). En precursores con menor tamaño de poros y alta densidad, como el eucalipto rojo, la infiltración no es completa debido al cierre de los poros durante la reacción de infiltración. Queda por lo tanto carbón sin reaccionar lo que empeora las propiedades mecánicas de la cerámica, potencialmente muy buenas de poderse conseguir la reacción total del carbón.

3.2. Propiedades mecánicas

La figura 6 recoge los resultados de ensayos a velocidad de deformación constante para muestras longitudinales, tanto de las distintas maderas y correspondientes preformas de carbón (ensayos a temperatura ambiente) y la Figura 7 muestra los resultados para el SiC biomórfico obtenido a partir de cada una de ellas (ensayos a alta temperatura).

Los valores de la tensión máxima soportada (σ_{max}) para las maderas y las correspondientes preformas de carbón son

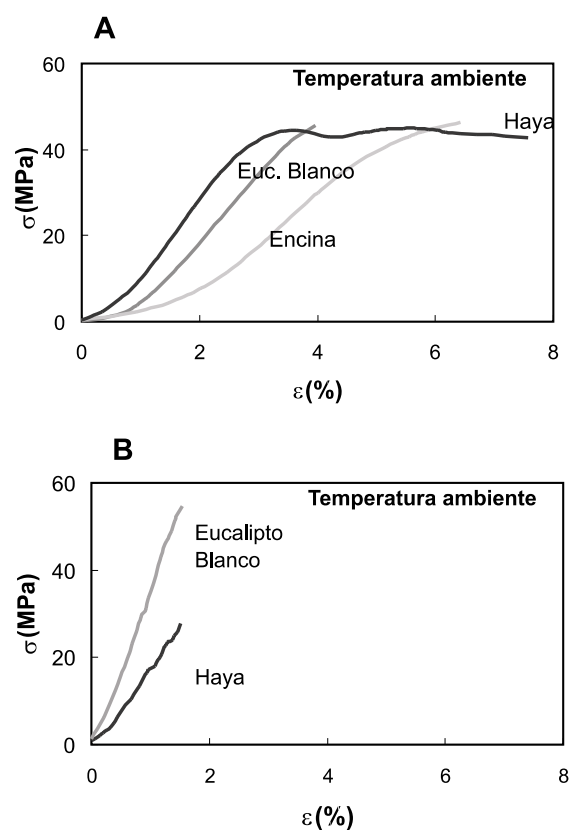


Figura 6. Curvas Tensión-Deformación (ensayos a velocidad de deformación constante) para muestras longitudinales de las distintas maderas (A), preformas de carbón (B).

similares (entre 20 y 60 MPa). Los carbones se deforman elásticamente hasta aproximadamente un 1.5%, y rompen sin ablandamiento. Las maderas por el contrario presentan un comportamiento con un sustancial endurecimiento y presentando resistencia para deformaciones altas. En el caso particular de la madera de haya, esta deformación ha llegado al 8% aproximadamente, valor similar al de la encina, y aproximadamente el doble que el eucalipto blanco.

A 1150°C, las muestras a partir de encina y eucalipto blanco, alcanzaron resistencias de más de 700 MPa, sosteniéndose la deformación sin ablandamiento hasta aproximadamente un 8%. Mientras, las obtenidas a partir de haya, alcanzaron su valor máximo de resistencia de 500 MPa. A 1250°C las resistencias máximas fueron algo inferiores para el carbón procedentes de eucalipto y la encina (500 MPa) y similares a los obtenidos a la temperatura inferior para las cerámicas fabricadas con haya.

Dos son las conclusiones más importantes de esta comparación. La primera es la enorme resistencia que presentan las muestras de SiC biomórfico a alta temperatura, en comparación con las propiedades de las maderas a temperatura ambiente, que se ven multiplicadas en un factor 10 a 1150°C. Por otro lado, la similitud del comportamiento relativo de las maderas a temperatura ambiente y el SiC biomórfico a alta temperatura.

La tensión máxima para ensayos a la misma temperatura es casi tres veces mayor para una muestra longitudinal que para una radial de SiC obtenido a partir de eucalipto. Además podemos comprobar que el grado de anisotropía no es el

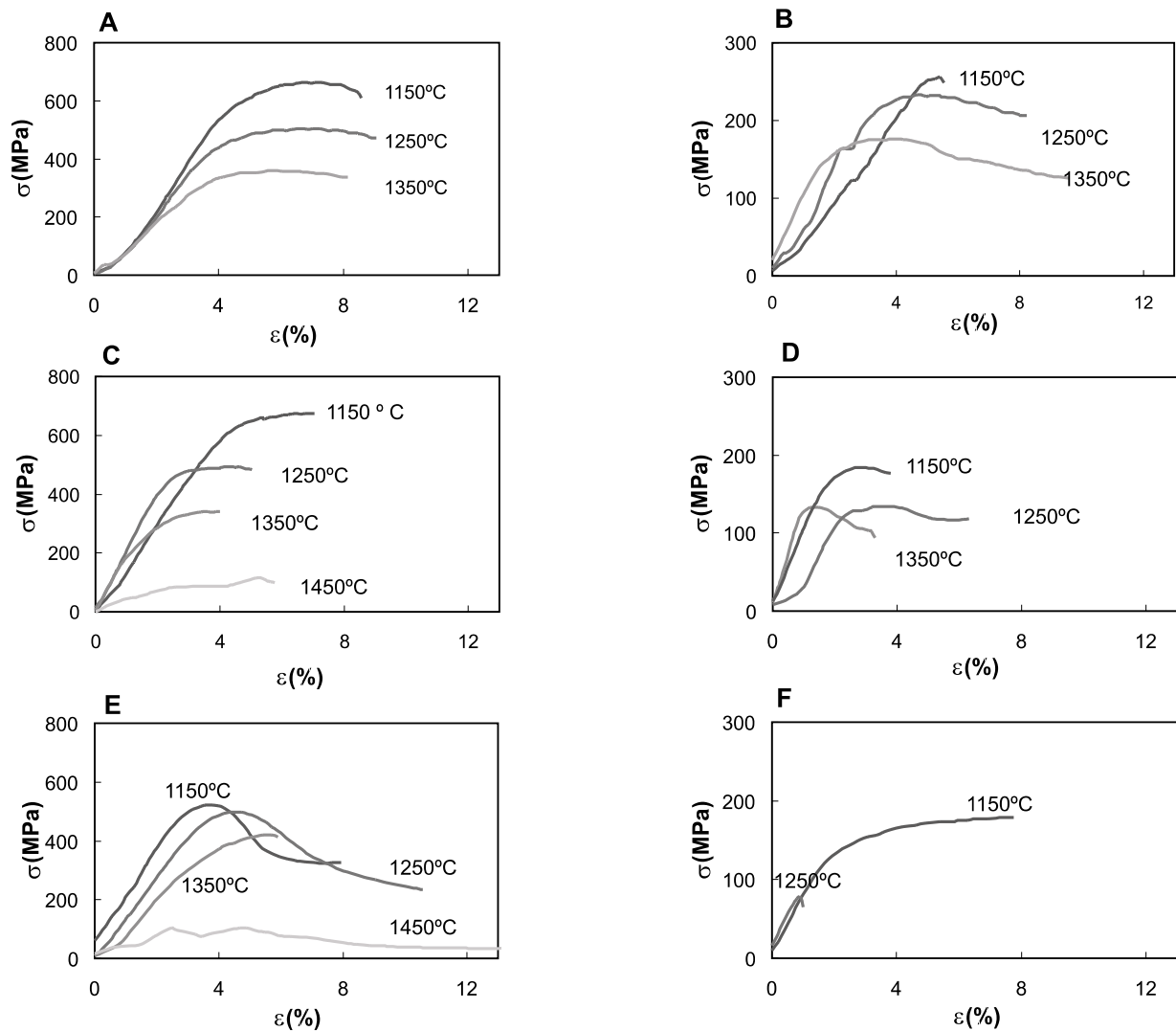


Figura 7. Curvas Tensión - Deformación de los ensayos a velocidad de deformación constante para cerámicas biomórficas de SiC obtenidas a partir de madera de Encina (A y B), Eucalipto Blanco (C y D) y Haya (E y F): A, C y E) Compresión paralela al eje axial; B, D y F) Compresión perpendicular al eje axial.

mismo para todas las muestras de SiC, sino que depende de la madera precursora; así por ejemplo en el caso de las cerámicas obtenidas a partir de encina y haya, las tensiones máximas en muestras longitudinales difieren de las radiales en un factor dos aproximadamente. Esta anisotropía era esperada dada la direccionalidad de las microestructuras en este material y es más acusada cuando las celdas muestran un paralelismo grande en la dirección axial. Esto es debido a que, cuando los canales son muy paralelos, la resistencia radial depende solamente de la cohesión de zonas de SiC formadas desde distintos poros y no del entrelazado de estos.

En los ensayos realizados sobre muestras longitudinales, se puede afirmar que entre 1150°C y 1350°C se observa una diferencia de un factor dos en la tensión máxima. Entre 1350°C y 1450°C, se observa una disminución más pronunciada en σ_{\max} . En el caso de las muestras fabricadas a partir de eucalipto blanco, la tensión máxima a 1150°C es de 675 MPa, mientras que a 1450°C, se tiene que $\sigma_{\max} = 68$ MPa, es decir, aproximadamente un orden de magnitud. Es de notar que la temperatura típica de infiltración de Si fundido durante la fabricación es de 1410°C.

Dada la compleja microestructura de este tipo de cerámicas, será difícil que los mecanismos de deformación plástica sean de tipo convencional. Las grandes resistencias alcanzadas, indican que en esos materiales las regiones de SiC están interconectadas y que el material puede considerarse como una red continua de SiC con Si residual relleno los poros. Esta microestructura no puede deformarse sin la deformación de ambos componentes. Como a alta temperatura la resistencia del silicio es muy baja comparada con la del carburo de silicio, el sistema puede considerarse formalmente como SiC celular con poros abiertos. Por ello, en lo que respecta a las propiedades mecánicas a alta temperatura, la densidad realmente significativa es la carburo de silicio (Tabla 1).

Suele asumirse una dependencia potencial de la resistencia relativa ($\sigma_{\max} / \sigma_{\max,T}$, donde $\sigma_{\max,T}$ es la tensión máxima del material monolítico) con la densidad relativa (ρ / ρ_{SiC}) [22]:

$$\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\max,T}} = C_i \left(\frac{\rho}{\rho_{\text{SiC}}} \right)^r \quad (1)$$

donde los parámetros C_i y r dependen del tipo concreto de

estructura celular y del modo de carga.

La dependencia de la tensión relativa sobre la densidad relativa se pone de manifiesto en la figura 8. En ella, están contenidos los resultados de este estudio comparándose con los de otros SiC biomórficos (a partir de mango y roble americano), con densidades de SiC más bajas, y de SiC fabricado por reacción [23] cuyas densidades de SiC son más altas.

La tensión máxima relativa se ajusta bien mediante exponentes $r=2$ (compresión axial SiC biomórfico, muestras longitudinales), $r=4$ (compresión tangencial SiC biomórfico, muestras radiales) y $r=3$ (RFSC). El exponente teórico para estructuras homogéneas de células abiertas es $r=1.5$, mientras que para estructuras tipo "colmena", $r=1$ para carga en compresión axial y $r=2$ para carga en compresión tangencial. Aunque los valores que encontramos experimentalmente no corresponden exactamente a los teóricos, sí que guardan la misma secuencia, siendo el menor para compresión axial y el mayor para compresión tangencial. En todo caso, dada la complejidad de la microestructura que estudiamos, no era de esperar un ajuste perfecto. Sí hay que destacar, sin embargo, que el promedio de los comportamientos en carga axiales y tangenciales para los materiales biomórficos es una buena extrapolación, a menores densidades, del comportamiento del SiC fabricado por reacción, tal como se señala en la figura 8. Este hecho es un indicativo de que el SiC biomórfico puede ser considerado como un material celular, con alta superficie de contacto entre los componentes de carburo de silicio a diferencia de otros materiales de carburo de silicio siliconizados de similar o superior densidad [24,25]

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un proceso de fabricación de SiC. La cerámica de SiC obtenida tiene una microestructura interconectada, semejante a la de la madera de origen que ha sido perfeccionada por la evolución.

El procesado desarrollado es sencillo y de bajo coste. Permite producir cerámicas de carburo de silicio de formas complejas con tan solo dar previamente al carbón la forma requerida (muy fácil de mecanizar), para posteriormente infiltrarlo. Es importante señalar que se trata de un proceso en el que el volumen y la forma iniciales del carbón no varían significativamente.

Se han determinado las características microestructurales que favorecen la infiltración (interconexión entre cavidades y canales continuos) y otras que lo impiden (poros cerrados y canales demasiado pequeños).

El SiC biomórfico obtenido tiene una muy alta resistencia. Las propiedades mecánicas son fuertemente anisotrópicas, al igual que le sucede a la madera. La dirección de crecimiento del árbol (longitudinal) presenta sistemáticamente resistencias superiores a la dirección radial.

La deformación del material a velocidad de deformación constante se produce por colapso sucesivo de las celdas y formación grietas, aunque no se observa una rotura frágil debido a que la microestructura fibrosa e interconectada tolera los daños.

El colapso plástico de las celdas, en primera aproximación, se puede discutir por medio del modelo de Gibson-Ashby para materiales celulares. Mediante este modelo podemos establecer una comparación adecuada con otros tipos de SiC, de la que se extrae que el comportamiento del SiC biomórfico es el que cabría esperar de un material de SiC poroso, es decir, de baja densidad.

La versatilidad para fabricar diferentes estructuras abre un amplio abanico de aplicaciones que van desde filtros de alta temperatura, soportes de catalizadores, aplicaciones estructu-

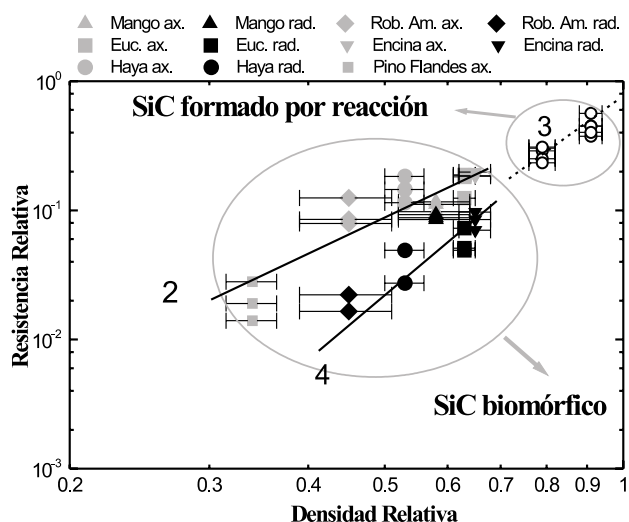


Figura 8. Tensión relativa frente a la densidad relativa de SiC fabricado por reacción (RFSC) y biomórficos.

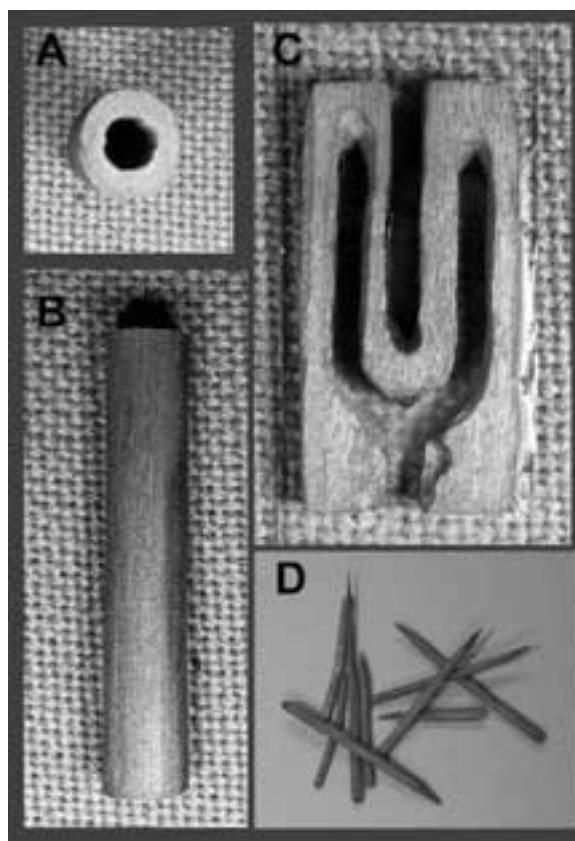


Figura 9. Ejemplos de cerámicas de SiC biomórficas. A) y B) Tubo de SiC fabricado a partir de bambú, C) forma compleja fabricada a partir de eucalipto y D) reforzantes fabricados a partir de precursores vegetales de crecimiento rápido.

rales que requieran baja densidad y sistemas resistentes a la fricción, entre otras. En la figura 9 se muestran reforzantes filamentosos y tubos fabricados por esta técnica que son objeto de investigación.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo de investigación ha sido financiado por el proyecto FEDER 1FD97-2335 y una ayuda de Transferencia Tecnológica de la Junta de Andalucía.

BIBLIOGRAFÍA

1. J.E. Mark and P.D. Calvert, "Biomimetic, Hybrid and In-situ Composites", *Mater. Sci. and Engg.*, **C1**, 159-175 (1994).
2. M. Alper, "The Biological Membrane", *Mat. Res. Bull.*, **17**, 53-60 (1992).
3. J. Martínez Fernández, A. R. de Arellano López, F. M. Varela Feria y M. Singh, "Procedimiento para la fabricación de carburo de silicio a partir de precursores vegetales". Solicitud de Patente nº P200102278 (Española), Universidad de Sevilla (2001).
4. J. Martínez-Fernández, F.M. Varela-Feria y M. Singh, "Microstructure and thermomechanical characterization of biomorphic silicon carbide-based ceramics", *Scripta Materialia* **43**, 813-818 (2000).
5. J. Martínez-Fernández, F. M. Varela-Feria, A. Domínguez Rodríguez, M. Singh, "Microstructure and thermomechanical characterization of biomorphic silicon carbide-based ceramics" *Environment Conscious Materials; Ecomaterials. Canadian Institute of Mining, Metallurgy, and Petroleum.*, pp. 733-740 (2000).
6. A. Muñoz, J. Martínez-Fernández, A.R. Pinto Gómez, M. Singh, "Microstructure and High Temperature Compressive Mechanical Behavior of Joints in Biomorphic Silicon Carbide Ceramics" *Joining of Advanced and Specialty Materials III. ASM International, Materials Park, OH, EE.UU.*, pp. 7-14 (2000).
7. F.M. Varela-Feria, S. López Pombero, J. Martínez-Fernández, A. R. de Arellano López y M. Singh, "Creep Resistant Biomorphic Silicon-Carbide Based Ceramics", *Ceramics Engineering Science Proceedings* **22** [3], 135-145, (2001).
8. F.M. Varela-Feria, S. López Pombero, A. R. de Arellano López, J. Martínez-Fernández y M. Singh, "Microstructure-Mechanical Properties Correlation in Biomorphic Silicon Carbide-Based Ceramics", comunicación a la "26th Annual International Conference on Advanced Ceramics & Composites", Cocoa Beach, EE.UU. (2002).
9. W. D. Kingery, "Social needs and ceramic technology", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **59** [6], 598-600 (1980).
10. H. B. Strock, *Spectrum Materials Manufacturing*, **35**, 1-11 (1992).
11. J. D. Cawley and C. E. Semler, "Silicon Carbide' 87", *Ceramic Transactions vol.2*, American Ceramics Society (1987).
12. S. J. Dapkunas, "Ceramics Heat Exchangers", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **67** [2] 388-91 (1988).
13. K. Yamada y M. Morí, "Properties and applications of SiC ceramics", en "Silicon carbide ceramics", pp. 13-44, Elsevier Applied Science (1991).
14. S. Prochazka, GE report, SRD-72-035 (1972).
15. S. Prochazka, "The role of boron and carbon in the sintering of silicon carbide", *Special Ceramics Vol. 6*, British Ceramics Research Association, 171-81 (1975).
16. H. Tanaka, "Sintering of SiC", en "Properties and applications of SiC ceramics, "Silicon carbide ceramics", pp. 213-238, Elsevier Applied Science (1991).
17. R. A. Alliegro, L. B. Coffin y J. R. Tinklepaught, *J. Am. Ceram. Soc.* **39**, 386-390 (1956).
18. T. Hirai, y M. Sasaki, "SiC prepared by chemical vapor deposition", en "Properties and applications of SiC ceramics, "Silicon carbide ceramics", pp. 77-98, Elsevier Applied Science (1991).
19. C. Forrest, P. Kenedy and J. Shennan, "The fabrications and properties of self-bonded silicon carbide", *Special Ceramics*, Vol. 5, pp. 99-123 (1972).
20. O. Chakrabati, S. Ghosh y J. Mukerji, "Influence of grain size, free silicon content and temperature in the strength and toughness of reaction bonded silicon carbide", *Ceramics International*, **5**(2), 118-123 (1991).
21. R. Naslain, "Materials design and processing of high temperature matrix composites: state of the art and future trends", *Adv. Composite mater.*, **8** [1], 3-16 (1999).
22. L. J. Gibson y M. F. Ashby, "Cellular Solids: Structure and Properties", Pergamon Press (1988).
23. A. Muñoz, J. Martínez Fernández, A. Domínguez Rodríguez, y Singh M, "High temperature compressive strength of reaction formed silicon carbide (RFSC) ceramics", *J. Eur. Ceram. Soc.* **18**, 65-68 (1998).
24. Hockey B.J., and Wiederhorn S.M., "Effect of microstructure on the creep of siliconized silicon carbide", *J. Am. Ceram. Soc.* **75** [7] 1822-30 (1992).
25. Sheldon M. Wiederhorn, B. J. Hockey and J. D. French, "Mechanisms of deformation of silicon nitride and silicon carbide at high temperatures", *J. Eur. Ceramic Society*, **19**, [13-14], 2273-2284, (1999).

Recibido: 28.02.02

Aceptado: 08.05.02