

## **Evolución térmica de un material cerámico procesado con un láser de Nd-YAG**

**J. PASCUAL COSP<sup>1</sup>, A. J. RAMÍREZ DEL VALLE<sup>1</sup>, J. GARCÍA FORTEA<sup>1</sup> Y P. J. SÁNCHEZ SOTO<sup>2\*</sup>**

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, E. T. S. Ingeniería Industrial, Universidad de Málaga  
Instituto de Ciencia de Materiales de Sevilla, Centro Mixto Consejo Superior de Investigaciones Científicas (C.S.I.C.)-Universidad de Sevilla  
<sup>2\*</sup>Miembros Unidad Asociada al C.S.I.C. "Laboratorio de Materiales y Superficies"

En este trabajo se estudian los cambios inducidos en un material cerámico (gres porcelánico) como consecuencia de su procesado con un láser de Nd-YAG pulsado. La alta densidad de energía que se focaliza sobre una superficie puntual actuando de forma simultánea con el gas de protección-arrastre, a temperatura ambiente, provoca un choque térmico en la zona de corte y aledaños (unas pocas micras), dando lugar a la formación de grietas. Cuando el espesor del material procesado en frío alcanza valores próximos a los 8mm, la tensión producida por cambios volumétricos locales, consecuencia de cambios de fase y/o de la dilatación térmica, provoca la propagación rápida de dichas grietas y, a menudo, la rotura catastrófica del material. Ahora bien, cuando el material procesado se encuentra a temperaturas adecuadas la extensión de las grietas queda limitada por el enfriamiento del material que ha experimentado fluencia viscoplástica, actuando así de elemento de anclaje, observándose solo microfisuraciones en las proximidades del corte. Este fenómeno presenta por un lado interés tecnológico como sistema que aporta importantes tensiones al cierre de grietas y, por otro, debido al conocimiento básico que aporta el estudio del comportamiento fluencia/temperatura de estos materiales cerámicos.

*Palabras clave: láser Nd-YAG, choque térmico, gres porcelánico, grieta, comportamiento viscoplástico*

### **Thermal evolution of a ceramic material processed using a Nd-YAG laser**

In this work it is studied the induced thermal changes in a ceramic material (fine porcelain stoneware tile) as a consequence of its processing with a pulsed Nd-YAG laser. The high density of energy and the protection-dragging gas, at room temperature, focalised on a punctual surface, provokes a thermal shock in the cutting zone. So cracks are fomed. When the thickness of the cool-processed material is near 8 mm, the stress produced by local volumetric changes provokes the propagation of such cracks and, sometimes, the catastrophic breakdown of the ceramic material. The stress is a consequence of phase changes and/or of thermal dilatation. When the processed material is at adequate temperatures, the crack dimension is limited by the cooling of the material which has experimental viscoplastic fluency. So, they act as anchorage elements and there are only microfissurations in the proximities of the cutting. This phenomenon has technological interest: it is a system which contributes with important stress to the closing of cracks, and due to the basic knowledge provided by the study of the fluency/temperature behaviour in these ceramic materials.

*Keywords: Nd-YAG laser, thermal shock, fine porcelain stoneware tile, crack, viscoplastic behaviour.*

## **1. INTRODUCCIÓN**

### **1.1 Corte de materiales cerámicos con láser**

El proceso de corte de materiales cerámicos ha presentado siempre problemas derivados de su dureza y fragilidad (1-3), utilizándose tradicionalmente abrasivos como sistema de corte. Cuando se trata de materiales cerámicos de alta densificación, es decir, de muy baja porosidad (inferior al 1% en volumen), se suelen usar discos de diamante y/o jet de agua, sistemas ultrasónicos o hidrodinámicos, con mayor o menor efectividad en cuanto al acabado y casi siempre con alto coste de producción. Con estos métodos la contaminación medioambiental, debida a la generación de polvos de muy pequeño tamaño de partícula, al desgaste del medio abrasivo empleado y a la generación de ruidos, es muy elevada. La vida media de los componentes utilizados en el corte es limitada, lo que encarece el producto de forma considerable. Asimismo, la utilización de discos produce un acabado con abundantes grietas,

microgrietas y defectos superficiales, lo que tiene como consecuencia una resistencia mecánica menor que el resto del material, por lo que ha de procederse a un acabado posterior de la pieza por pulido empleando medios adecuados de abrasión, con los problemas que esto conlleva. Cada caso particular plantea sus propios problemas de fabricación, especialmente cuando se trata de cortar piezas con contornos complejos.

En los últimos años, la tecnología láser se ha aplicado al corte de materiales, fundamentalmente metales y aleaciones, ofreciendo un alto grado de flexibilidad (1-3), más recientemente se ha aplicado al procesado de polímeros, vidrios y materiales cerámicos (4-6). La interacción del láser con la materia y su aplicación al procesado de materiales presenta la ventaja de ser un proceso donde no existe interacción mecánica con el material, al contrario de los métodos anteriormente

mencionados, y de presentar una anchura de corte inferior. El empleo de la luz láser como herramienta de procesamiento es posible gracias a su coherencia y colimación permitiendo concentrar una elevada energía en una superficie puntual (7). Para arrastrar el material fundido que produce la interacción del haz, se emplea un gas de aporte o arrastre, aumentándose así el rendimiento del proceso, aunque en determinados casos, puede afectar al material debido al rápido enfriamiento de la zona de corte a causa de la incidencia de este (1-3). Asimismo, el empleo del láser supone reducir el tiempo de procesamiento considerablemente si se compara con un proceso convencional (1-6), además de permitir, con una clara ventaja sobre otros métodos, realizar el corte de formas complejas con toda seguridad y con gran precisión.

Para la optimización del proceso, se determinan por vía experimental los parámetros que permiten procesar el material, concretando únicamente aquellos que ejercen una acción más directa. Entre éstos cabe destacar a los siguientes: distancia focal, distribución temporal y amplitud de pulso, número de pulsos, potencia del haz, gas de aporte y presión de éste, y por último, velocidad de avance. La densidad de potencia que suministra el láser produce vaporización en el foco y fusión localizada en el entorno inmediato del material (1-3), siendo importante en la determinación de las condiciones de fluencia de ciertos componentes presentes, como los aluminosilicatos sódicos (8). Por este motivo es preciso tener presente la información que suministran los diagramas de equilibrio de fases (9). Esto es particularmente importante en el caso de los materiales cerámicos debido a que, en general, son malos conductores del calor y se ven, por tanto, afectados doblemente por el choque térmico (10, 11).

## 1.2 Empleo de gas de aporte en el corte con láser

El empleo de un gas de aporte, denominado también gas asistente o gas de arrastre, en el proceso de corte con láser es necesario para conseguir los siguientes efectos (1-6):

(a) *Proteger la óptica de focalización*, ya que las partículas y vapores procedentes del material pueden depositarse sobre el sistema óptico deteriorándolo.

(b) *Reducir el efecto de absorción de energía incidente* por parte del material, producido por ionización de los vapores del material.

(c) *Producir o evitar reacciones químicas*. La elección del gas de aporte o arrastre requiere un estudio de cada proceso. Según sea el material a cortar, puede convenir un gas asistente u otro, o bien una mezcla de gases, en función del interés en generar reacciones exotérmicas y de este modo aumentar el rendimiento final del proceso, o en caso de no producir las, por el riesgo de alteración del material procesado

(d) *Eliminar material fundido*. Se consigue la eliminación mecánica del fundido producido en el proceso mediante un chorro de gas a presión adecuada que sale por la boquilla y lo arrastra.

Inicialmente se tiene la posibilidad de elegir entre varios gases de aporte. El empleo de oxígeno (calor específico 0.218 cal/g °C y volumen atómico 14.00 cm<sup>3</sup>) facilita el arrastre de material fundido como consecuencia del incremento de energía aportado al producirse reacciones exotérmicas, o en todo caso al evitar la formación de subóxidos por una presión parcial de oxígeno que fuese baja. En el caso de trabajar con cerámicas oxídicas, el primer efecto es prácticamente despreciable. No se aplica oxígeno como gas de arrastre, ya que la pre-

sión máxima de trabajo permitida por este gas es de 6 bar, que es insuficiente para el arrastre del material fundido.

Por otra parte, el empleo de nitrógeno (calor específico 0.247 cal/g °C y volumen atómico 17.30 cm<sup>3</sup>) permite trabajar a mayores presiones (20 bar) y, de todos los gases de aporte, es el que presenta mejores propiedades aún cuando su utilización puede producir modificaciones en la composición por la formación y liberación de subóxidos en la zona denominada Zona Afectada térmicamente (ZAT).

También se puede emplear una mezcla adecuada de nitrógeno y oxígeno, considerado como "aire industrial", ya que por un lado permite un mayor arrastre del fundido al contener átomos de oxígeno y, por otro, facilita trabajar a presiones idénticas a las que se trabaja con el nitrógeno puro. Bajo iguales condiciones de trabajo, el empleo de una mezcla compuesta de nitrógeno y oxígeno en proporción adecuada asegura mayores velocidades de corte y un mejor acabado superficial de la zona de corte respecto al resultado obtenido utilizando sólo nitrógeno.

Queda también la opción de emplear gas argón (calor específico 0.125 cal/g °C y volumen atómico 24.20 cm<sup>3</sup>). Este gas, al tener mayor masa atómica que el oxígeno, tiene una mejor capacidad de arrastre del material fundido y además, permite trabajar a presiones idénticas al nitrógeno y a su mezcla con oxígeno. En consecuencia, en principio parece el más idóneo, pero en su utilización, como en el caso del nitrógeno, existe la posibilidad de formación y liberación de subóxidos por disminución de la presión de oxígeno, además de encarecerse el proceso.

## 1.3 Consideraciones sobre el corte de materiales vitrificados empleando láser y propósito del trabajo.

En relación al propio material sometido a corte con láser, es importante resaltar que la sinterización en presencia de una fase vítrea, que se encuentra líquida por encima de una temperatura dada, ha sido considerada como una importante vía para la manufactura de materiales cerámicos densos obtenidos a partir de polvos compactados (12-15). De acuerdo con lo expuesto anteriormente, se podría disponer de un método idóneo para la realización del proceso de corte de materiales cerámicos de muy baja porosidad, inferior al 1% en volumen, empleando radiación láser de suficiente energía, lo que implica conseguir las mejores condiciones de procesamiento de los mismos. El interés que presenta este método estriba en conseguir que las grietas y microtensiones que se puedan producir se reduzcan o permanezcan ancladas, dando como resultado que se impida la rotura catastrófica del material sinterizado, lo que puede darse empleando métodos convencionales o condiciones inadecuadas. Se trataría pues, de poner a punto un método más rápido y preciso para el corte de estos materiales, con mayor capacidad de automatización y, por tanto, que pudiese repercutir en una reducción importante de los costes de producción.

La formación de grietas tiene su origen en cambios volumétricos acaecidos como consecuencia de cambios de fase o tensiones de tracción-compresión, debidas al choque térmico producido como consecuencia de la acción del haz láser y la incidencia de un gas de arrastre frío durante el corte del material, por un lado, y al gradiente de temperatura instantáneo de la zona de corte con el resto de la pieza cuando está fría. La resistencia mecánica posterior al mecanizado y/o la posibilidad de rotura catastrófica están supeditadas a la disponibili-

dad de mecanismos que puedan evitar la progresión de las grietas, aportando tensiones de cierre lo suficientemente elevadas para anclarlas. Por consiguiente, sería entonces de gran interés disponer de un método, o sistema adecuado, que facilite el cierre de estas grietas para el procesamiento con láser de materiales cerámicos de muy baja porosidad, en presencia de una fase vítrea, y que presente aplicación tecnológica.

En este trabajo se estudian los cambios inducidos y el comportamiento de un material cerámico (gres porcelánico) como consecuencia de su procesado utilizando un láser de Nd-YAG pulsado, examinándose su evolución térmica por medio de técnicas como la microscopía electrónica de barrido y el análisis por energías dispersivas de rayos X, tanto en zonas lejanas como próximas a la zona afectada térmicamente (ZAT).

## 2. MATERIAL Y MÉTODOS EXPERIMENTALES

### 2.1 Material utilizado para su estudio

Se emplean piezas de material cerámico industrial de muy baja porosidad, inferior al 1% en volumen. Dicho material está constituido por cuarzo ( $\text{SiO}_2$ ) como fase cristalina mayoritaria, acompañado de nefelina ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ) y mullita ( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ) como fases cristalinas minoritarias (Fig. 1), con abundante fase vítrea que hace muy compacto al material, como se observa en la microfotografía al microscopio electrónico de barrido (MEB) empleando bajo aumento y mostrada en la Fig. 2. a. Con mayor aumento (Fig. 2. b.), se pueden apreciar al MEB estructuras cristalinas características de cuarzo y mullita, a los que acompañan feldespatos sódicos. Mediante análisis químico por espectroscopía de energías dispersivas de rayos X (EDX), se determina una composición química, en peso, de la fase vítrea compuesta de  $\text{SiO}_2$  70.7%,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  19.5%,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  0.8%,  $\text{CaO}$  0.4%,  $\text{K}_2\text{O}$  1.3% y  $\text{Na}_2\text{O}$  7.3%, pudiendo confirmarse las características de este material como propias de un gres porcelánico (16,17). Se trata de un producto vitrificado en toda su masa y con una característica especial: una porosidad extremadamente baja que le confiere excelentes propiedades mecánicas y químicas; mantiene una buena resistencia a la abrasión y un elevado módulo de rotura, lo que lo hace muy útil para su uso como pavimento o revestimiento exterior en zonas de intenso tráfico peatonal o entornos industriales (16, 17).

### 2.2. Descripción del sistema láser y condiciones de procesamiento.

Como fuente de energía se utiliza un láser de Nd-YAG, Modelo RSY-1000P de la marca ROFIN SINAR. Es un láser de estado sólido pulsado, diseñado especialmente para aplicaciones de procesado de materiales industriales y que emite a una longitud de onda de  $1.06 \mu\text{m}$  con una potencia nominal de 1200 W. Presenta una energía de pulso máxima de 120 J y una banda de frecuencia de repetición de pulsos desde 0 a 500 Hz. Este dispositivo permite el empleo de pulsos en un intervalo de amplitud [10,100] medida en porcentaje de energía de pulso máxima programables entre 0.3-20 ms, perfilable en 20 sectores y focalizado con una lente de focal 120 mm. Se puede emplear un pulso simple para realizar el corte del material, a una frecuencia típica de repetición de 240 Hz y una potencia nominal de 945 W. Para conseguir fijar esos parámetros, se trabaja preferentemente con un único sector que presenta una

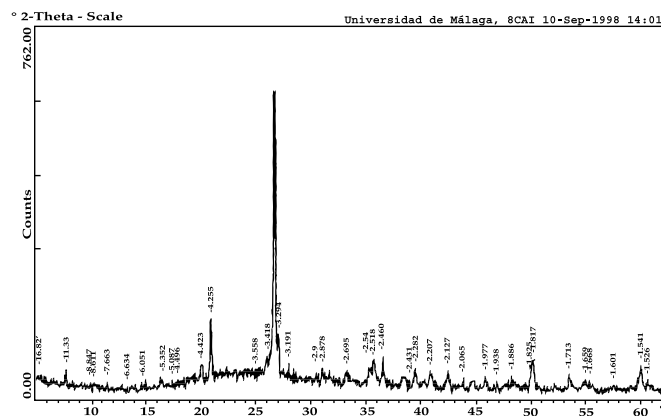
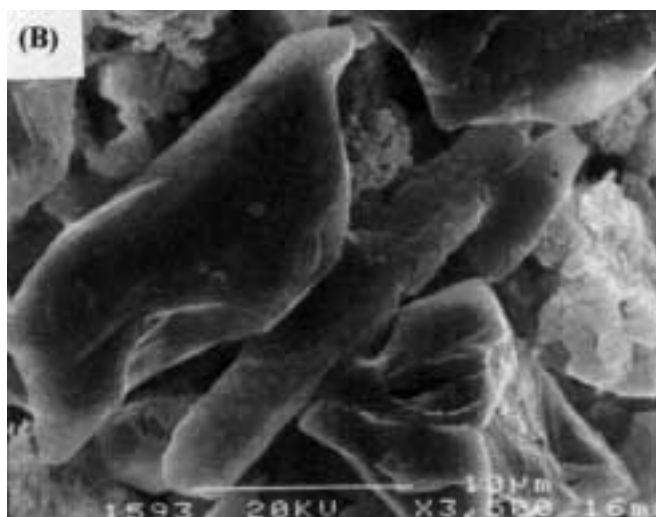
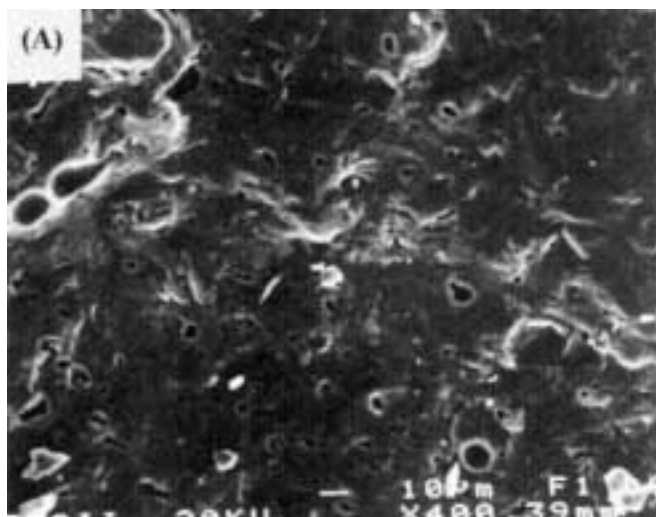


Fig. 1.- Difractograma de rayos X del gres porcelánico.



distribución espacial de energía del 20% y una longitud de pulso de 0.9 ms.

Se utiliza como gas de aporte una mezcla de nitrógeno puro (99.99%) y oxígeno puro (99.99%) en una proporción conocida como "aire industrial" y que contiene 80% de nitrógeno y 20% de oxígeno, de salida prácticamente coaxial al haz por la boquilla y a una presión constante de 20 bar. Se ha seleccionado esta mezcla por tres motivos principales

- La necesidad de emplear un gas a muy alta presión: en las instalaciones disponibles sólo se puede alcanzar presiones máximas de 20 bar.

- Aprovechar la eficacia del oxígeno para conseguir un mayor poder de arrastre y facilitar el corte, como ya se ha mencionado.

- La necesidad de optimizar económicamente el proceso.

La pieza del material se introduce previamente en un horno a 1000°C y una vez alcanzada esta temperatura, se posiciona bajo la boquilla de salida del haz a 2 décimas de milímetro, para que el haz láser quede focalizado lo más cerca posible del centro de la pieza y la irradiancia en el espesor de la misma sea máxima. Para ello se utiliza una mesa de trabajo, estando todo el proceso controlado por un sistema automático comercial Siemens CNC Modelo SINUMERIK-810N.

### 2.3 Técnicas de caracterización

El estudio dilatométrico del material cerámico se realizó empleando un dilatómetro automático Bahr GmbH a 10°C/min hasta 950°C. El análisis micromorfológico de las muestras se llevó a cabo por medio de la microscopía electrónica de barrido (MEB) empleando un microscopio JEOL modelo JSM-6400, equipado con un sistema de análisis químico por la técnica de espectroscopía de energías dispersivas de rayos X (EDX) con detector de elementos ligeros. El diagrama de rayos X se ha realizado con un Difractómetro Automático, SIEMENS Mod. D5000

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

### 3.1 Realización del proceso de corte

El corte del material debe realizarse con pulsos que, sin penalizar mucho su frecuencia, presenten una potencia lo más elevada posible que permita procesar con garantías la zona de corte. Al ser tan baja la porosidad del material, el calor transferido a la zona de corte ha de ser elevado para poder fundir la máxima cantidad de materia allí concentrada. Al inicio del estudio, se trabajó con pulsos simples y escalonados sin precalentar la pieza del material. Al iniciar el proceso de corte, se producía la rotura de la pieza por distintas zonas de la misma debido al choque térmico. El frente térmico origina un súbito incremento de la temperatura en la zona de corte y, por conducción, en la zona adyacente a la misma. Los cristales presentes en el material ven impedida su libre expansión, por dilatación o por cambio de fase, causando la aparición de tensiones, que provocan la aparición de grietas.

En la fig. 3 se muestra la curva dilatométrica del material estudiado, donde puede apreciarse el cambio de pendiente característico de la transformación de fase  $\alpha \rightarrow \beta$  del cuarzo presente (Fig. 1) con un aumento considerable de volumen.

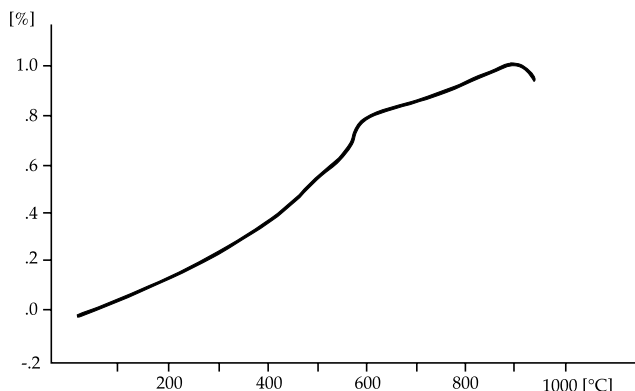


Fig. 3: Curva dilatométrica de una muestra del gres porcelánico estudiado.

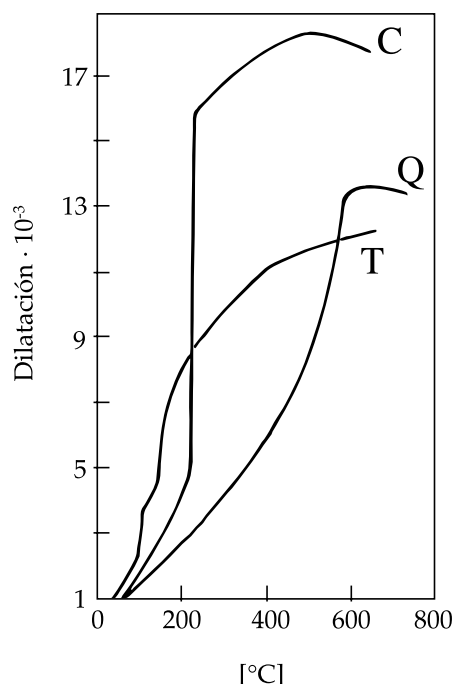


Fig. 4: Curvas dilatométricas de las distintas fases de composición  $\text{SiO}_2$  cristobalita (C), Tridimita (T) y Cuarzo (Q). Adaptado de [18].

alfa a cuarzo-beta con un considerable aumento de volumen (Fig. 3). Esta inversión es instantánea y reversible en toda la masa cristalina, siendo acompañada de una variación energética pequeña. A 67°C pasaría a tridimita-alfa. En la Figura 4 se dan las curvas dilatométricas de cuarzo, cristobalita y tridimita. La presencia de cristobalita se localiza en la zona adyacente a la de corte, ya que ésta se encuentra a una temperatura superior a 1470°C, siendo ésta la temperatura de transformación de la fase tridimita-alfa a cristobalita-alfa, fundiendo por encima de 1713°C. Aparte de las anteriores, también se dan transformaciones de tridimita-gamma a tridimita-beta a 117°C y de ésta a tridimita-alfa a 163°C. De todas estas transformaciones enantiótropicas, la correspondiente a cristobalita es la que presenta la más importante variación dimensional de las tres fases consideradas, con un aumento lineal del 1.1% por efecto de su acusada dilatación a 230°C (Fig. 4), a diferencia de la expansión lineal de 0.2% que experimenta el cuarzo a 573°C (18).

Para evitar el cambio de fase local del cuarzo y la expansión térmica súbita en zonas reducidas, se precalienta la pieza en un horno a una temperatura de 1000°C, como ya se ha indicado anteriormente. De esta manera se evita la tensión local debido a la extensión de estas fases cristalinas y, por tanto, una causa importante de aparición de grietas. Además, así se consigue mantener un nivel térmico suficientemente alto para que los feldespatos alcalinos, como nefelina y albita, puedan fluir y, a su vez, el gradiente térmico existente en la misma sea menor, generándose tensiones de origen térmico menos acusadas (7-9).

El proceso de corte se puede realizar con los pulsos y potencias (W) indicados en la Tabla 1, obteniéndose los resultados finales indicados en dicha Tabla.

Tabla 1. PARÁMETROS EXPERIMENTALES DEL PROCESO DE CORTE CON LÁSER ND-YAG DEL MATERIAL CERÁMICO.

Potencia (W)	$v_p$ (Hz)	$\Delta t_{fase}$ (ms)	$A_p$ (%)	$t_p$ (ms)	$e$ (mm)	$V_c$ (m/min)
945	240	0.2	20	0.9	8.0	0.10
950	240	0.2	30	0.6	8.0	0.10
945	193.5	0.2	20	1.1	8.0	0.10
945	176.4	0.2	30	0.8	7.8	0.20
970	176.4	0.2	40	0.6	8.0	0.15

Nota. Gas aporte:  $N_2$  a una presión de 20 bar en todos los experimentos.

El valor que aparece de potencia (W) es el valor medio, ya que al ser un láser pulsado, cada pulso tiene un valor diferente de potencia. La variación entre estos valores de potencia no es muy grande y la media se suele estimar a partir del valor, o intervalo de valores, que más se repiten.

La frecuencia ( $v_p$ ) dada en Hz, es la frecuencia de repetición o más correctamente, la frecuencia máxima utilizada para obtener la máxima potencia media en el haz. Indica el número de pulsos que llegan a la pieza por segundo y queda impuesta al fijar la forma de éste. Durante el proceso de corte, se trabaja dentro del rango [150,500]. La cota superior del rango está fijada por el sistema, mientras que la cota inferior se fija en 150 Hz, ya que para frecuencias menores, se alcanzan velocidades de corte muy inferiores a las obtenidas por pulsos de frecuencia superiores. Esta limitación de frecuencia en la cota inferior es debida al número mínimo de pulsos por milímetro capaz de suministrar el sistema láser. Es necesario llegar a un compromiso entre la frecuencia y la potencia, ya que si aumenta la primera disminuye la segunda.

Los pulsos por milímetro resultan de la relación entre la frecuencia de pulso y la velocidad de corte. Teóricamente, si se limitan los pulsos por milímetro a un determinado valor, para frecuencias de pulso bajas, la velocidad de corte óptima se penaliza estando el gas de aporte aplicado durante más tiempo sobre el material fundido, enfriándolo. Este fenómeno aumenta la viscosidad del fundido y, por tanto, la resistencia del material fundido a ser arrastrado, originando una calidad de corte deficiente.

El parámetro  $\Delta t_{fase}$  medido en milisegundos (ms) es el desfase entre lámparas. Se trata de una variable numérica continua que mide el desfase temporal en el disparo de cada una de las dos lámparas. Se puede variar dentro del intervalo [0.2,  $0.5/v_p$ ].

La amplitud de pulso ( $\Delta_p$ ), o más correctamente, la distribución espacial de energía, es una variable de proporciones o razones. La energía por pulso suministrada por el láser utilizado es de 120 Julios, siendo la amplitud de pulso el tanto por ciento de energía referida a este valor de la energía por pulso.

El parámetro  $t_p$  es la longitud de pulso o más correctamente la distribución temporal de energía. Es una variable numérica continua que indica el periodo de aplicación de la amplitud de pulso.

El espesor del material en mm ( $e$ ) suele ser, como en el presente caso, prácticamente constante: varía dentro del intervalo comprendido entre 7.8 y 8 mm.

La velocidad de avance o de corte ( $V_c$ ) en m/min, es la que regula la cantidad de calor aportado. Se busca que tenga el valor más elevado posible sin perder la penetración completa, ya que esto reduce la entrada de calor y aumenta la productividad.

En definitiva, el material cerámico considerado, de espesor ( $e$ ) entre 7.8 y 8 mm, se somete a una distribución espacial de energía o altura de pulso ( $\Delta_p$ ) entre 20 y 40%, con una longitud o anchura de pulso ( $t_p$ ) desde 0.6 a 1.1 ms, permaneciendo constante el desfase ( $\Delta t_{fase}$ ) entre las lámparas de 0.2 ms y el gas de aporte o arrastre, a una presión también constante de 20 bar. La frecuencia ( $v_p$ ) varía entre 176.4 y 240 Hz y cambia la potencia entre 945 y 970 W, produciéndose el corte a velocidades comprendidas entre 0.10 y 0.20 m/min (Tabla 1).

### 3.2 Estudio de la zona cercana al ZAT que presenta una grieta

En las regiones situadas en una grieta a una distancia de la ZAT en torno al milímetro, se detecta una zona de anclaje producto de la fluencia viscoplástica del material que al enfriarse impide la propagación de la grieta (Fig. 5). Esta región se encuentra a 1100-1200°C, con zonas de anclajes compuestas principalmente por aluminosilicatos conteniendo calcio, según los análisis realizados por EDX (Figs. 6-8). Estos compuestos empiezan a fluir a estas temperaturas, donde la presencia de calcio podría elevar el punto de fusión de los aluminosilicatos sódicos haciéndolos más viscosos (8, 9). Los aluminosilicatos presentes (6-8) retardan el crecimiento de la grieta, ya que conforme ésta avanza, ha de vencer el comportamiento viscoplástico de dichos compuestos; éstos empiezan a fluir y, por ello, parte de la energía necesaria para la generación de nuevas superficies de fractura se consumen en vencer el comportamiento viscoplástico del mismo y el enfriamiento del material

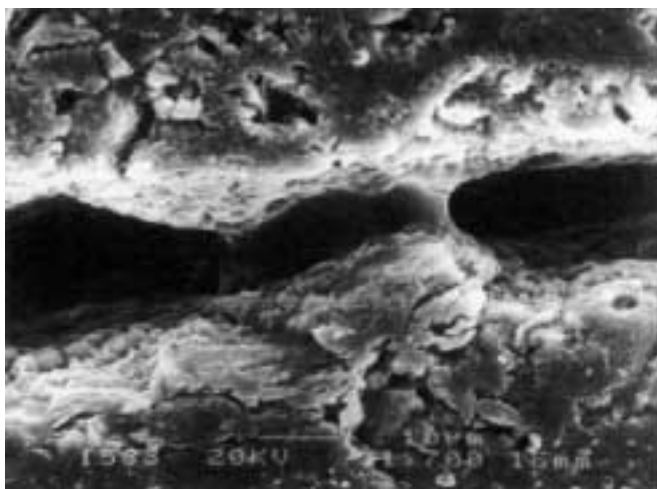


Fig. 5: Examen por MEB de una sección transversal de una pieza de gres porcelánico procesada con láser correspondiente a la región situada en una grieta, a una distancia de la zona afectada térmicamente en torno a 1 mm (zona de anclaje).

que fluye tiene como consecuencia un aumento muy importante de su viscosidad, lo que origina que este fenómeno actúe como anclaje de las grietas. La zona de anclaje aparece completamente vítrea y con una composición química atribuida a la presencia de aluminosilicatos sodíco-cálcicos.

De acuerdo con lo anteriormente expuesto, es conveniente intentar evitar los cambios de ciertas fases cristalinas como cuarzo y cristobalita (Fig. 4), que conllevan procesos de expansión-contracción considerables que pueden provocar tensiones relativamente grandes en el material (16). El efecto del precalentamiento de la pieza de material cerámico actúa en el sentido de evitar las tensiones derivadas de los cambios volumétricos asociados a los cambios de fase cristalino. Además mantiene un nivel térmico suficientemente alto para que los feldespatos sodícos que pueden formar la matriz de fase vítrea puedan fluir y facilitar así su arrastre durante el proceso de corte.

Se produce un choque térmico localizado a causa de la incidencia de gas de aporte frío sobre la superficie de la pieza. La contracción de la superficie origina la fuerte compresión del interior de la pieza provocando la aparición de grietas. Estas grietas evolucionan y en su avance encuentran compuestos de tipo aluminosilicato, principalmente sodícos. Estos fluyen, anclando dichas grietas e impiden la rotura catastrófica. Estos compuestos presentan comportamiento viscoplástico en el entorno 850-700°C y a temperaturas del orden de 1000°C, su viscosidad es baja (8), lo que origina grandes deformaciones, ya que fluyen sin absorción de energía apreciable. Dichos compuestos evolucionan al disminuir la temperatura por debajo de 700-800°C, aumentando rápidamente su viscosidad y llegando incluso a la devitrificación. Por otro lado, hay que tener en cuenta que el mecanismo de corte se basa en la fusión y vaporización de la zona de corte, implicando que las temperaturas alcanzadas en esta zona son superiores a la temperatura de fusión. Por ello, no se puede conseguir la total eliminación de las tensiones térmicas, pero sí que estas disminuyan o se minimicen en considerable proporción. En este sentido, es conocido que la propia sílice se volatiliza apreciablemente a partir de aluminosilicatos fundidos (10). Así, por ejemplo, según los datos de la bibliografía (10), a 2145°C, la sílice posee una presión de vapor próxima a 400 mm Hg, mientras que la alúmina está por debajo de 1 mm Hg.

Es importante destacar que la grieta se origina como producto del choque térmico asociado al rápido enfriamiento de la superficie de la pieza afectada por el gas de aporte y a las altas temperaturas alcanzadas en la zona de corte. Este gas, al incidir sobre la pieza, enfría tanto al fundido originado en la zona de corte como a la zona adyacente a la misma. Esto último se debe a que el flujo de gas no es totalmente coaxial al haz láser, sino que diverge a la salida de la boquilla, incidiendo en una superficie mayor que la de corte. El gas de aporte enfría por convección la superficie de la pieza del material, una pequeña porción de éste penetra por la grieta producida en la superficie, enfriando rápidamente las nuevas superficies producidas por la fractura, causando el rápido aumento de viscosidad de la zona de anclaje en la grieta y la vitrificación. La grieta, originada por una propagación de tensiones multiaxiales, no progresa hasta la rotura debido a la formación de zonas de anclaje por fluencia viscoplástica del material y posterior vitrificación del mismo. En estas zonas, el enfriamiento al que está sometido la pieza es muy rápido,

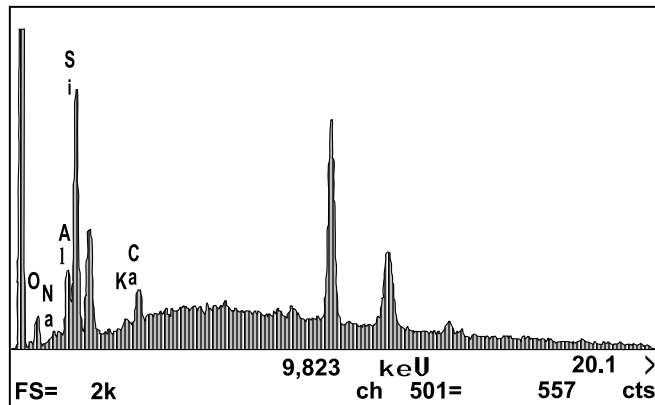


Fig. 6: Análisis químico por EDX de la sección mostrada en la Fig. 5.

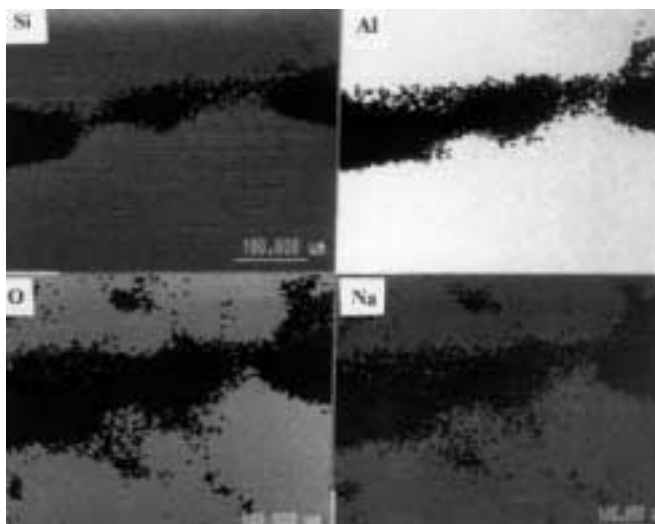


Fig. 7: Mapas de composición química para los elementos Si, Al, O y Na obtenidos por EDX correspondientes al examen de la muestra presentada en la Fig. 5 (zona de anclaje).

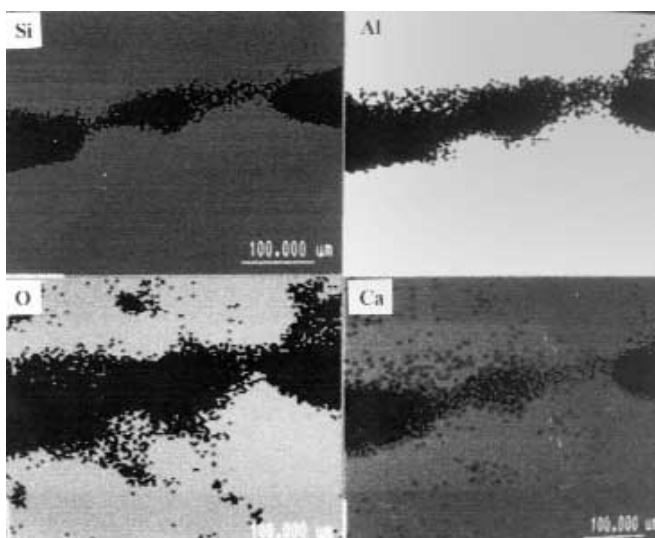


Fig. 8: Mapas de composición química para los elementos Si, Al, O y Ca obtenidos por EDX correspondientes al examen de la muestra presentada en la Fig. 5 (zona de anclaje).

teniendo lugar una transferencia de calor por convección y conducción.

A distancias de la zona afectada térmicamente (ZAT) del orden de 1 mm, la temperatura del gas facilita la absorción de calor de las superficies de fractura, enfriándolas rápidamente. Conforme el gas avanza por la grieta, se calienta, disminuyendo la capacidad de absorción de calor del material. Por otro lado, las superficies de grieta generadas se ven sometidas a un proceso de calentamiento posterior por conducción y enfriamiento más lento que permite el inicio de recristalización de estas superficies. En la transferencia de calor por conducción, las zonas mencionadas se estima que alcanzan temperaturas del orden de 1100-1200°C, por lo que se ven afectadas por el frente térmico asociado a la transferencia de calor por conducción aportado en la zona de corte.

### 3.3 Estudio de la zona lejana a la afectada térmicamente

En una sección transversal a la zona de corte se puede apreciar por microscopía electrónica de barrido cómo afecta a la microestructura resultante el frente térmico introducido en la zona de corte (Fig. 9). En torno a 3 mm de la zona de corte, se detecta la formación de una grieta, cuyo avance se ve afectado por la fluencia de aluminosilicato sódico, tal y como se demuestra por análisis químico de la zona mediante EDX (Fig. 10) y posterior mapping (Fig. 11). Las condiciones de fluencia de los aluminosilicatos sódicos (8) se dan como consecuencia del precalentamiento de la pieza del material cerámico a 1000°C, teniendo en cuenta la información que suministra el diagrama ternario de equilibrio de fases en el sistema  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ , ya que presenta un eutéctico a 732°C (9). Al iniciarse el corte, la fuerte compresión que se produce sobre el centro de la pieza por contracción de la superficie origina fuertes tensiones que provocan la formación de grietas que van progresando por aquellas zonas que presentan una menor oposición a su avance. En este caso, la grieta se encuentra con estos aluminosilicatos sódicos, los cuáles fluyen con relativa facilidad al presentar una baja viscosidad (8). Teniendo en cuenta las fases que fluyen y la distancia a la que se encuentra de la zona de corte, esta zona solo se vería afectada por el aporte de calor por conducción. La fluencia tiene su origen en la proporción de elementos alcalinos, e incluso alcalinotérreos, del material cerámico, ya que su presencia produce con relativa facilidad la fluencia del material a partir de los 700°C, estando el eutéctico más bajo a 732°C, como ya se ha mencionado.

El contenido en potasio que presenta el material refuerza la fluencia del aluminosilicato a esas temperaturas, ya que presenta un comportamiento análogo al de sodio y su presencia conjunta disminuiría aún más la temperatura eutéctica de 732°C, evitándose la propagación de la grieta. Si el contenido en calcio es elevado, provocará la fluencia a una mayor temperatura dependiendo de su proporción. También se puede producir una recristalización en la zona de la grieta, lo que se pone de manifiesto por microscopía electrónica de barrido, detectándose cristales prismáticos de aluminosilicato sódico formados en el proceso (Fig. 9). Esta recristalización tiene su origen en la baja velocidad de enfriamiento a la que están sometidos estos compuestos. Debido a esto, los distintos iones y átomos tienen tiempo suficiente para reordenarse en la masa vítrea y recristalizar.

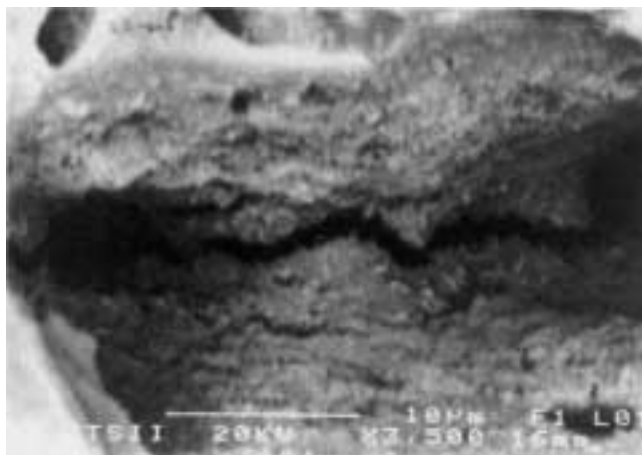


Fig. 9: Examen por MEB de una sección transversal a la zona de corte del gres porcelánico (zona de fluencia).

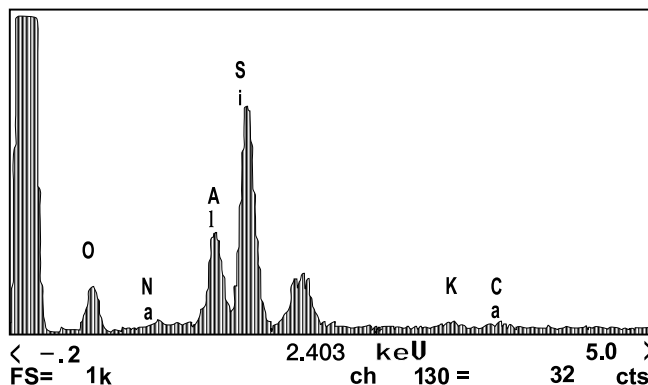


Fig. 10: Análisis químico por EDX de la sección examinada por MEB en la Fig. 9.

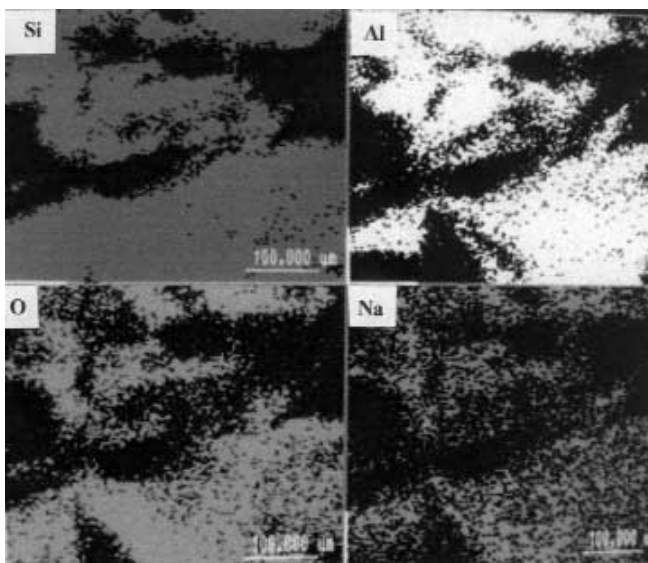


Fig. 11: Mapas de composición química para los elementos Si, Al, O y Na obtenidos por EDX correspondientes al examen de la muestra presentada en la Fig. 9.

#### 4. CONSIDERACIONES FINALES Y CONCLUSIONES

A efectos comparativos, también se ha realizado el corte de este material cerámico empleando el método convencional del disco abrasivo de corte y sistema de mecanizado refrigerado con agua. En varios casos, se ha producido la rotura catastrófica, invirtiéndose mayor tiempo en su procesado. Por consiguiente, el método de corte con láser empleado en esta investigación resulta ser un método más rápido y efectivo para el trabajo de corte, ya que requiere un menor trabajo en relación a otros métodos y a coste relativo más reducido. Asimismo, ha de indicarse que la mezcla de nitrógeno y oxígeno elegida como gas de arrastre asegura velocidades de corte mayores que las conseguidas con nitrógeno. La utilización de esta mezcla en proporción adecuada permite obtener un mejor arrastre del material fundido, reflejado en un mejor acabado superficial de la zona de corte respecto al que se obtendría utilizando sólo nitrógeno, ya que el oxígeno presente en la mezcla con nitrógeno actúa mejorando la capacidad de arrastre del material fundido. Se destaca que el material sometido a corte con láser presenta finalmente un efecto simple de vitrificación del borde de corte que queda perfectamente neto, plano y desprovisto de relieves de material fundido.

Teniendo en cuenta los resultados expuestos, se puede concluir lo siguiente:

(1) Deben evitarse los cambios de fase que conlleven fenómenos de expansión-contracción considerable que pueden provocar tensiones en el material cerámico al producirse su corte con un láser de Nd-YAG pulsado.

(2) El efecto del calentamiento previo de la pieza minimiza las tensiones derivadas de los cambios volumétricos asociados a los cambios de fase de cristobalita, tridimita y cuarzo. Además, mantiene un nivel térmico suficientemente elevado para que los feldespatos sódicos que forman la matriz de fase vítrea puedan fluir y facilitar su arrastre durante el corte.

(3) Se produce un choque térmico localizado a causa de la incidencia de gas de aporte frío sobre la superficie de la pieza. La contracción de la superficie origina la fuerte compresión del interior de la misma y los defectos de la red actúan de concentradores de tensión, provocando la formación de grietas. Estas grietas evolucionan y en su avance encuentran aluminosilicatos, principalmente sódicos. Estos fluyen con la temperatura anclando dichas grietas e impidiendo la rotura.

Por último, se concluye que el método descrito en el presente trabajo presenta un gran interés tecnológico como sistema que aporta importantes tensiones al cierre de grietas en el procesado de materiales cerámicos de muy baja porosidad y podría extenderse a otros sinterizados en presencia de una fase vítrea.

#### AGRADECIMIENTOS

Se agradece a la DGICYT la financiación recibida para la realización del Proyecto de referencia MAT99-1017-CO3-O3 dentro del cual se ha realizado este trabajo. Asimismo, se agradece el apoyo prestado por la Junta de Andalucía dentro del III Plan Andaluz de Investigación, que ha facilitado la cooperación entre los Grupos de Investigación y Desarrollo Tecnológico TEP 183 (Responsable Dr. J. Pascual Cosp) y TEP 204 (Responsable Dr. P.J. Sánchez Soto), donde se enmarcan estas investigaciones.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

1. J.M. Orza Segade (coordinador), Láseres y sus aplicaciones, Edita C.S.I.C., Servicio de Publicaciones, Colección Nuevas Tendencias, Vol. 1, Madrid, 1986.
2. N. Rajendram, M.B. Pate, "The thermal response of a material during a laser-cutting process", en: Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Congress on Applications of Lasers and Electro-optics, Editor S.L. Ream, San Diego, California, pp. 129-134, 1987.
3. L. Bachs, J. Cuesta, N. Carles, "Nociones de teoría", en: Aplicaciones industriales del láser, Editorial Marcombo S.A., Barcelona, pp. 9-31, 1988.
4. N. Goto, H. Ito, "High-average-power 266 nm generation of Nd:YAG Laser and its industrial applications", Rev. Laser Eng. **21**, 885-893 (1993).
5. Yu. V. Khlopkov, "Laser cutting of glass for light filters for TV and personal computers", Steklo Keram. **7-8**, 33-34 (1994).
6. I. Black, "Laser cutting decorative glass, ceramic tile", Am. Ceram. Soc. Bull. **77**, 53-57 (1998).
7. G. Chryssoulouris, J. Bredt, S. Kordas, E. Wilson, "Theoretical aspects of a laser machine tool", J. Eng. Ind. **2**, 110-118 (1998).
8. M.O. Bjorn, D. Virgo, F.A. Seifert, "Relationships between properties and structure of aluminosilicate melts", Am. Miner. **70**, 88-105 (1985).
9. E.F. Osborn, A. Muan, "Phase diagrams of oxide systems for ceramists", Fig. 501 System Na<sub>2</sub>O-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>, The American Ceramic Society, 1960; D.R.F. West, "Ternary Equilibrium Diagrams", Second Edition, Chapman and Hall, London, 1982.
10. R.F. Davis, J.A. Pask, "Mullite", en High Temperature Oxides, Part IV, Editor A. Alper, Academic Press, New York, 1971.
11. J. Hlavac, "The technology of glass and ceramics: an introduction", Elsevier Science Publishers, New York, 1983.
12. R.M. German, "Liquid phase sintering", Plenum Press, New York, 1985.
13. O.H. Kwon, "Liquid phase sintering", p. 285-290 en Engineering Materials Handbook, Vol. 4, Ceramics and Glasses, Editor S.J. Schneider Jr., The Materials Information Society, New York, 1991.
14. S.J.L. Kang, "Pore filling and microstructure development during the liquid phase sintering", p. 393-399, en Advanced Structural Materials, Editor Y. Han, Elsevier Science Publishers, New York, 1991.
15. R.M. German, "Sintering theory and practice", John Wiley and Sons Inc., New York, 1996.
16. G. Biffi, "Fine porcelain stoneware tiles, technology, production, marketing" (Gres porcellanato, tecnologia, produzione, mercato), Faenza Editrice s.p.a., 1997.
17. V. Bagán Vargas, "Nuevos productos: el gres porcelánico en el 2000. ¿Esmaltado o no esmaltado?", reseña en Bol. Soc. Esp. Ceram. Vidr. **38**, 276-277 (1999). Fuente: Informa ATC, Marzo-Abril'99.
18. J.M. Fernández Navarro, "El Vidrio", Edita C.S.I.C. y Fundación Centro Nacional del Vidrio, 2<sup>a</sup> Edición, Madrid, 1991.

Recibido: 19.04.01

Aceptado: 20.09.01

