



## Evolución de la distribución de tensiones en un cuerpo cerámico durante la cocción. Parte 2: Cálculo de los perfiles

H. CAMACHO<sup>1,2</sup>, M. E. FUENTES<sup>3</sup>, L. FUENTES<sup>1</sup>, A. GARCÍA<sup>1</sup>, A. PÉREZ<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Centro de Investigación en Materiales Avanzados. Miguel de Cervantes 120 Chihuahua, Chih. México 31109

<sup>2</sup>Universidad Autónoma de Ciudad Juárez. Instituto de Ingeniería y Tecnología.

Av. Del Charro 610 norte, Ciudad Juárez, Chih. México 32310

<sup>3</sup>Universidad Autónoma de Chihuahua. Facultad de Química. Ciudad Universitaria. Chihuahua Chih. México

Se reporta la distribución de las tensiones durante la cocción. El cálculo de las mismas se efectúa a través del modelo planteado en la primera parte. Los datos de partida corresponden a los modelos constitutivos presentados en la primera parte. Además, se realizó una medición experimental del módulo de Young y de la dilatación térmica para ser tenida en cuenta en los cálculos. Tomando como base el equilibrio en tensiones se reporta que: 1) La distribución de tensiones en el prensado en caliente es semejante a pesar de condiciones diferentes de prensado y de considerar diferentes comportamientos constitutivos. 2) El comportamiento termo-elástico puede usarse como una aproximación aceptable para los materiales arcillosos. 3) Los gradientes de temperatura y su efecto en la viscosidad del cuerpo y en las dilataciones térmicas juegan un papel esencial en la distribución de tensiones.

*Palabras claves:* Cocción de cerámicos, sinterizado, procesado, compactación térmica.

### Stress distribution evolution in a ceramic body during firing. Part 2. Profile calculation.

Stress distribution during firing is reported. The calculation is performed based on the model stated in the part 1. Starting data correspond to the constitutive models presented in part 1. Besides, an experimental measurement was performed to obtain the Young modulus and the thermal dilatation to be considered for calculations. Starting from the stress equilibrium, it may be reported that: 1) The stress distribution during hot forging is always similar in spite of different pressing conditions and different considered constitutive behaviors. 2) The thermo-elastic behavior may be considered as an acceptable approximation. 3) The temperature gradients and their effect on the body viscosity and on thermal dilatation play an essential role in the stress distribution.

*Key words:* Ceramic firing, sintering, processing, thermal shrinkage.

### 1. INTRODUCCIÓN

La simulación del proceso de cocción ha experimentado importantes avances en los últimos años. Bordia y Scherer [1] revisan muchas de las teorías desarrolladas con este objetivo. La densificación como resultado de la sinterización es la que más atención ha recibido [2,3]. El efecto de la granulometría [4] y del crecimiento de grano [5,6] en la densificación son importantes tópicos del estudio de la cocción. El desarrollo estructural juega un papel importante en las propiedades finales y por eso también despierta interés [7,8]. En el presente trabajo nos interesamos en un factor no menos importantes en el estudio de la cocción, nos referimos al desarrollo de las tensiones durante el sinterizado. Bordia y Scherer [1] presentan formalismos constitutivos de gran importancia para este objetivo. Aunque no fuese de nuestro interés el cálculo de las tensiones, las mismas son parte importante de los estudios de cocción basados en simulaciones [9-12]. En los trabajos de Kraft y col. [10,11] podemos observar deformaciones no esperadas porque no están relacionadas a la forma inicial del cuerpo en verde. Su origen sólo puede estar relacionado con las tensiones que aparecen en la pieza durante la cocción.

La distribución de tensiones en el prensado en caliente es también de nuestro interés. Cuando una presión externa se

aplica a un compacto de polvos calientes la misma se trasmite a través del mismo como un conjunto de fuerzas que actúa en el contacto entre las partículas. La distribución de fuerzas depende del estado de las tensiones. En el presente trabajo, además de presentar la distribución de tensiones para la cocción tradicional también se presenta la misma para tres casos de prensado en caliente. La fuerza local de contacto puede exceder las tensiones capilares en varios ordenes de magnitud, especialmente durante los estados tempranos de la sinterización. En la medida que este proceso avanza bajo una presión aplicada los contactos entre las partículas tienden a aplanarse. La subsiguiente densificación es de esperar que ocurra como si no se estuviera aplicando presión.

En la primera parte del presente trabajo [13] se plantearon varios problemas para el estudio de la evolución de las tensiones durante la cocción. El procedimiento que se sigue para determinar las tensiones consiste en resolver el problema macroscópico, que consta de las leyes gobernantes (ecuación de equilibrio y relaciones constitutivas) y las condiciones de frontera. La tarea de la parte 2 se enfoca en estudiar la evolución de la distribución de tensiones tomando como base los comportamientos teóricos constitutivos mostrados en la primera parte [13]. Además, consi-

deramos algunos comportamientos experimentales obtenidos de unos experimentos sencillos propuestos en el presente trabajo.

**3. PARÁMETROS DE ENTRADA**

Para los casos I, II, y III (Parte 1), los parámetros de entrada del modelo son las propiedades físicas que gobiernan la sinterización. Específicamente, cuando se considera el comportamiento constitutivo como lineal, los datos necesarios son la viscosidad uniaxial, el coeficiente de Poisson viscoso y el potencial de sinterizado como funciones de la densidad relativa y de la temperatura. Las relaciones correspondientes se muestran en la primera parte. La figura 1 muestra la dependencia de la viscosidad en función de la temperatura y la densidad relativa según Scherer [14]. Se hace necesario suministrar la viscosidad de referencia,  $\eta_0 \sim 10^6$  poise, y el factor  $\gamma n^{1/3} \sim (1 \text{ J/m}^2) (1/(10 \text{ }\mu\text{m}))$ , para los amorfos y el coeficiente de difusión de referencia,  $D_0 \sim 10^{-10} \text{ cm}^2/\text{s}$ , y el valor  $B \sim 1$  para los policristales.

Para los casos I, II, III [13] con comportamiento no lineal donde se resuelve un problema elástico antes del cálculo de las deformaciones y para el caso IV [13] se requiere el coeficiente de elasticidad de referencia,  $E_0 \sim 10^3 \text{ MPa}$ . La dependencia del módulo de Young en función de la densidad para un comportamiento teórico según Roberts y col. [15] y respecto a la temperatura de forma lineal se muestra en la figura 2. Para el caso IV con

comportamiento teórico consideramos la dependencia térmica del coeficientes de las dilataciones térmicas,  $\alpha_T$ , como lineal.

Además de los comportamientos ilustrados en las figuras 1 y 2, para el caso IV tenemos en cuenta datos aproximados obtenidos a partir de una experimentación sencilla.

La figura 3 ilustra la dependencia del Módulo de Young,  $E$ , con la temperatura máxima a la cual fue cocida una muestra de cerámica así como las dilataciones térmicas en función del tiempo. Se realizaron dos experimentos, el primero consiste en introducir en un horno un conjunto de muestras y calentar hasta una determinada temperatura,  $T$ . Se mide a posteriori el Módulo de Young en un ensayo de compresión. Como es conocida la temperatura  $T$  a la que fue cocida la muestra, relacionamos el Módulo  $E$  con la mencionada temperatura y planteamos la dependencia mostrada en la Fig. 3(a). Evidentemente, la propiedad  $E$  se mide a temperatura ambiente. Además, la disminución de la porosidad durante la cocción afecta las mencionadas mediciones. Entonces la dependencia de la figura 3(a) puede conducirnos a interpretaciones o usos incorrectos de los datos obtenidos. Luego dos importantes aspectos se deben de tener en cuenta:

a) Como se muestra en la parte 1 [13], las propiedades que gobiernan la cocción dependen de la densidad y la temperatura, entonces lo que se mide realmente es el Módulo de Young como

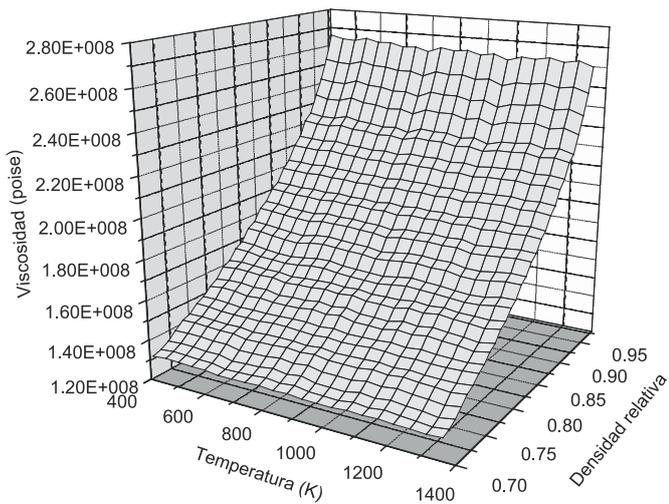


Fig. 1. La viscosidad con la temperatura y la densidad para el Modelo de Celdas de Scherer.

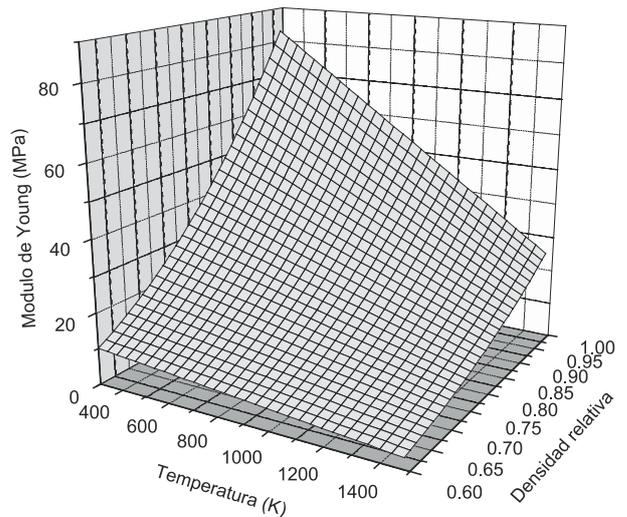


Fig. 2. El Módulo de Young con la temperatura y la densidad.

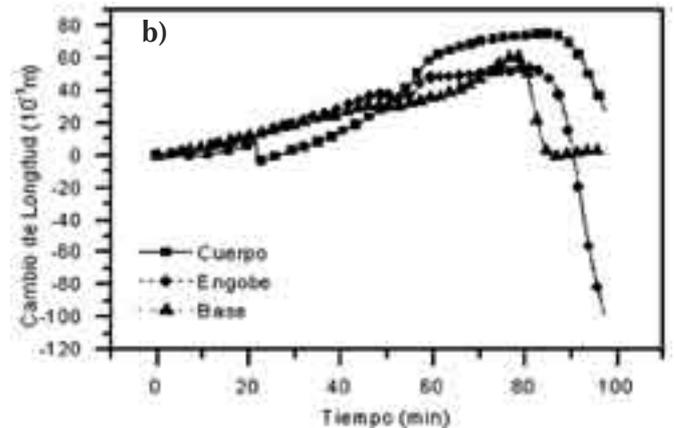
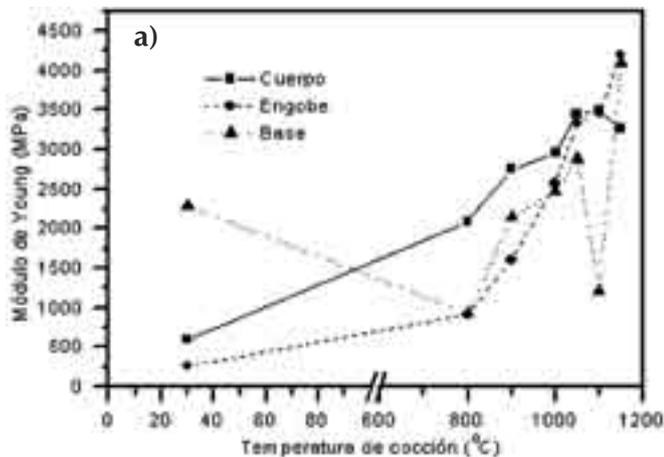


Fig. 3. (a) El Módulo de Young con la temperatura de cocción. (b) Dilataciones térmicas en función del tiempo.

función de un cierto parámetro  $T^*$  donde  $T^* = f(T, \rho)$ . Esto es una aproximación limitada pero razonable si las velocidades de calentamiento para la comprobación experimental de los cálculos y la de medición del módulo de Young son parecidas.

b) Es de esperar que la influencia del desarrollo estructural durante la cocción en el Módulo de Elasticidad sea mayor que la influencia de la temperatura con una estructura fija. Durante la cocción crecen los contactos entre las partículas facilitando de manera considerable la transmisión de los impulsos mecánicos a través del cerámico. V. Cantavella [16] mide el Módulo  $E$  como función de la temperatura. Sus resultados coinciden cualitativamente con los nuestros, incluyendo la caída del Módulo  $E$  para temperaturas mayores que 1000 °C. La explicación que él le da al aumento de  $E$  es la misma que se acaba argumenta en el presente trabajo. Además, Cantavella reporta que la caída de  $E$  a altas temperaturas se debe a la formación de fase líquida. Debido a la similitud de materiales entre los trabajos de Cantavella y el presente, es de esperar que también se haya formado fase líquida durante la cocción en los materiales utilizados, dicha fase líquida solidificó como material amorfo que conduce a la disminución del Módulo de Young observada en la figura 3(a). Entonces medir el Módulo  $E$  a temperatura ambiente es un error que no afecta de manera considerable el cuadro cualitativo de las propiedades con velocidades de calentamiento semejantes entre medición y comprobación.

El segundo experimento consiste en obtener las dilataciones térmicas en función del tiempo para un conjunto de muestras. Como se gobierna la velocidad de calentamiento en el dilatómetro entonces podemos determinar  $\alpha = 1/L_0 \cdot dL/dT$ , siendo  $L_0$  la dimensión inicial de la muestra para los mismos valores en que se mide el Módulo de Young y a la misma velocidad de calentamiento.

En ambos experimentos de cada material se consideran tres muestras, para tener una estadística aceptable.

Como se puede observar en la parte 1 [13], el cuerpo estudiado en el caso IV es una losa hecha de tres capas de materiales cerámicos superpuestas. A estas capas las llamamos base, engobe y cuerpo. El cuerpo estudiado por V. Cantavella [16] al igual que el de este trabajo está conformado por arcillas rojas. Para el presente estudio, la base es una mezcla de fritas, arcillas, nefelina, feldespato y aditivos, el engobe es una mezcla de fritas, arcilla, sílice y aditivos. La viscosidad de la base es menor que las del cuerpo, eso se observa de manera indirecta en que la base reblandece a 870°C y el cuerpo a 1000°C. El engobe reblandece a 961°C, que es una temperatura intermedia. Este hecho se observa en la figura 3(b). Por lo tanto proponemos la viscosidad de referencia de la base ligeramente menor que la del engobe y a su vez esta última ligeramente menor que la del cuerpo. Un cuadro bastante similar se observa con el Módulo de Young como muestra la figura 3(a), entonces hacemos una proposición semejante respecto a la elasticidad de referencia para cuando consideramos los comportamientos constitutivos teóricos.

#### 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Todo cuerpo deformable cuando se le aplica una tensión reacciona de forma instantánea con otra tensión de igual valor absoluto pero en sentido contrario tratando de re-establecer el estado inicial del sistema. A esta tensión la denominamos tensión de reacción. La misma puede disminuir después de la

acción si en el cuerpo ocurre algún tipo de relajación.

En esta sección presentamos la tensión de reacción para los casos de prensado en caliente (I, II, y III). Además, se reportan los perfiles de tensión del caso IV en donde tenemos, como ya hemos mencionado, el cuerpo sometido al programa térmico mostrado en la tabla I. Consideramos dos comportamientos constitutivos. Uno de ellos se basa en las relaciones totalmente teóricas expuestas en la parte 1 cuyas dependencias más significativas se muestran en las figuras 1 y 2. El otro comportamiento que consideramos basa sus propiedades termo-elásticas en las dependencias experimentales reportadas en la sección anterior y sus propiedades viscosas que gobiernan el sinterizado consideran el Modelo de Scherer [14]. Luego, es un comportamiento semi-experimental.

TABLA I. PROGRAMA DE CALENTAMIENTO FORMADO POR 10 PASOS, CADA PASO DURA UN TIEMPO,  $t$ , Y LE CORRESPONDE UNA TEMPERATURA SUPERIOR,  $T_{sup}$ , Y OTRA INFERIOR,  $T_{inf}$ . EL GRADIENTE DE TEMPERATURA EN LAS SUPERFICIES VIENE DADO POR  $T_i - T_{i-1}$ , DONDE  $i$  REPRESENTA EL NÚMERO DEL PASO.

Paso	t (seg)	$T_{sup}$ (K)	$T_{inf}$ (K)
1	140	670	630
2	90	890	820
3	120	1070	1010
4	120	1170	1100
5	120	1230	1170
6	120	1290	1250
7	120	1350	1320
8	120	1420	1390
9	120	1430	1430
10	120	1430	1430

Para los casos I y II, sabemos que la tensión de reacción coincide en su valor absoluto con la aplicada a través del pistón y tiene sentido contrario. Para el caso III, en el que se impone una velocidad de avance del pistón, necesitamos calcular la tensión de reacción. Los resultados se muestran en las figuras 4 y 5. La figura 4 muestra la dependencia de la tensión de reacción en función del tiempo de sinterizado para diferentes velocidades del pistón, donde  $v_1 < v_2 < v_3$ . Independientemente de cual sea el comportamiento constitutivo, podemos observar que la reacción aumenta con el tiempo y este aumento es más pronunciado en la medida que el pistón se mueva más rápido. Una mayor velocidad de compactación implica una tasa de trabajo mayor sobre el material, ya que la tasa de trabajo es directamente proporcional a las tensiones en el sistema ( $dW/dt \sim \sigma \cdot d\epsilon / dt$ ). En la figura 5 observamos que el incremento de la temperatura provoca la disminución de la tensión de reacción. Esto se debe a que el aumento de la temperatura favorece los flujos de material durante el sinterizado, entonces tenemos que los cambios meso-estructurales consumen más esta energía recibida a través del movimiento del pistón y resulta en una menor reacción.

La figura 6 muestra los contornos de las tensiones de von Mises para las relaciones constitutivas de Riedel para los casos I, II, y III. Para el modelo de celdas y para el problema elástico estos perfiles son muy parecidos, es decir, el comportamiento constitutivo no afecta de forma cualitativa a la distribución de las tensiones. Obsérvese, además, que los valores de las tensiones son mayores para el caso I que para el caso II, esto es de esperar ya que en el caso I se le aplica tensión a un material completamente confinado y en el caso II es un material parcialmente confinado. De los tres casos, las tensiones más bajas se reportan para el caso III, esto se debe a que en el momento que se empieza a mover el pistón, la tensión aplicada sobre el

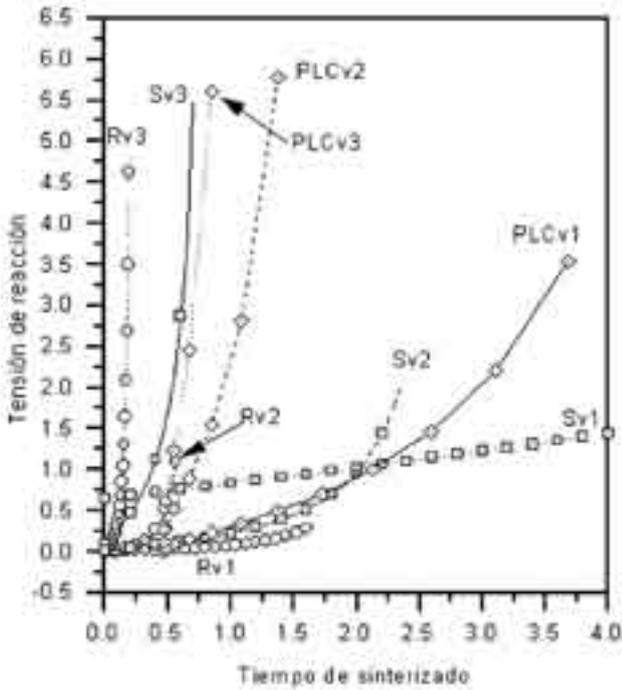


Fig. 4. La tensión de reacción con el tiempo de sinterizado para diferentes velocidades del pistón ( $v_1 < v_2 < v_3$ ). Las curvas con la simbología PLC, R y S significa que los comportamientos constitutivos tenidos en cuenta son La Ley de Fluencia a la Potencia, el Modelo de Riedel y el Modelo de Scherer, respectivamente. Estos símbolos son acompañados de  $v_1$ ,  $v_2$ , y  $v_3$  lo cual representa la velocidad del pistón correspondiente a la curva en cuestión.

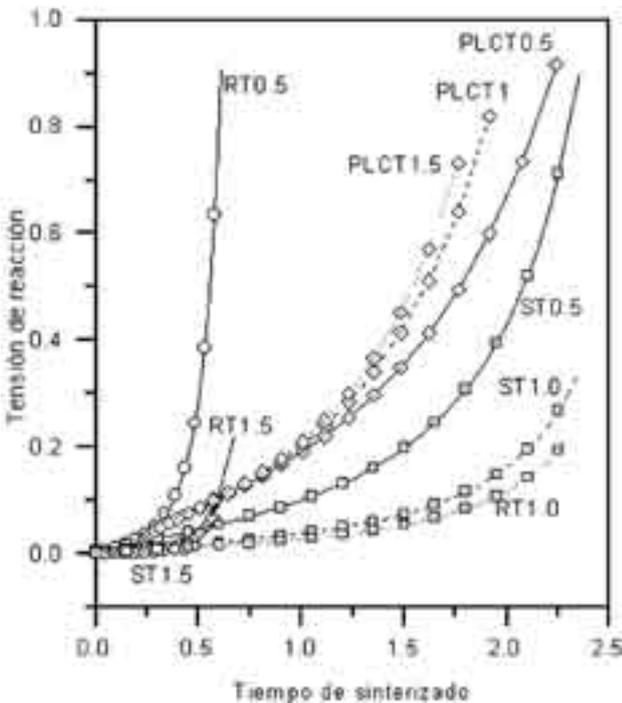


Fig. 5. La tensión de reacción en función del tiempo de sinterizado para diferentes temperaturas. Las curvas con la simbología PLC, R y S significa que los comportamientos constitutivos tenidos en cuenta son La Ley de Fluencia a la Potencia, el Modelo de Riedel y el Modelo de Scherer, respectivamente. Estos símbolos son acompañados de  $T_{0.5}$ ,  $T_1$ , y  $T_{1.5}$  lo cual representa la temperatura de cocción correspondiente a la curva en cuestión.

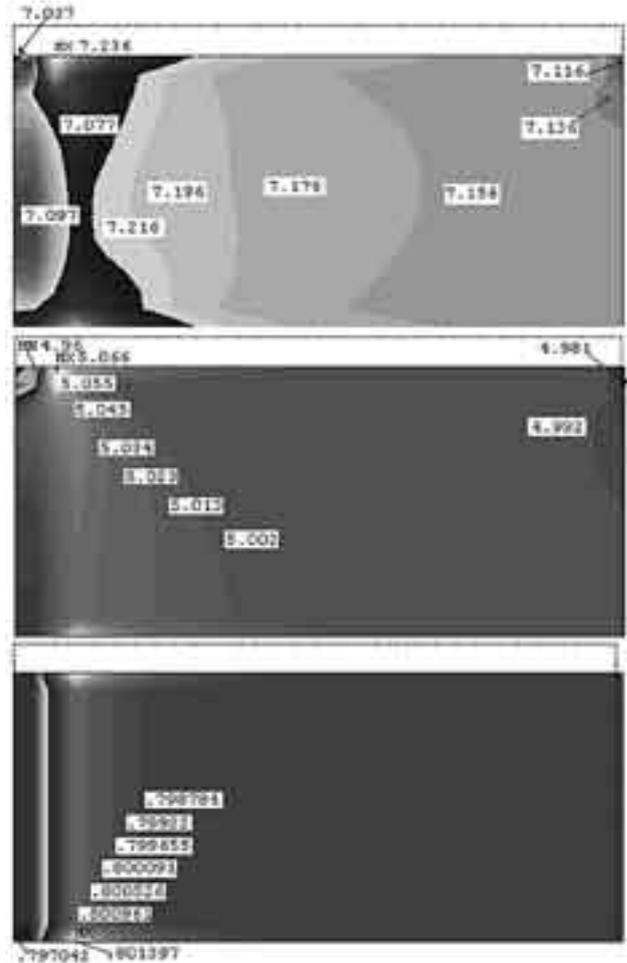


Fig. 6. Representación de los contornos para las tensiones de von Mises para los casos I, II y III, teniendo en cuenta el comportamiento según Riedel; los perfiles de tensiones según Scherer y los de origen elástico presentan una forma muy similar. Las tensiones en esta figura se reportan en una medida relativa producto del conjunto de suposiciones expuestas en el presente trabajo y un ajuste para poder comparar los diferentes comportamientos constitutivos. Luego, lo que realmente es un resultado con sentido es la variación que experimentan las mismas.

material es cero, entonces es en ese momento que se empiezan a aplicar las tensiones.

Como se puede observar en la tabla I, existe una diferencia entre la temperatura superior y la inferior, entonces se está induciendo un gradiente térmico a través del espesor de la pieza. Además, para los cálculos mostrados en la figura 7, se impone una diferencia de temperatura a lo largo de la pieza que casi siempre se escoge como  $T_i - T_{i-1}$  donde el subíndice  $i$  se refiere al paso de la cocción. Esta idea surge del hecho que en la industria cerámica existen hornos donde la pieza se desplaza a lo largo de los mismos. Es de esperar que en esta dirección las piezas cerámicas experimenten gradientes de temperaturas a los cuales le llamamos longitudinales. La figura 7 muestra la evolución de los perfiles térmicos durante los 10 pasos en los que hemos dividido el ciclo de cocción para el caso IV. En esta figura se puede notar como evolucionan en el cuerpo los

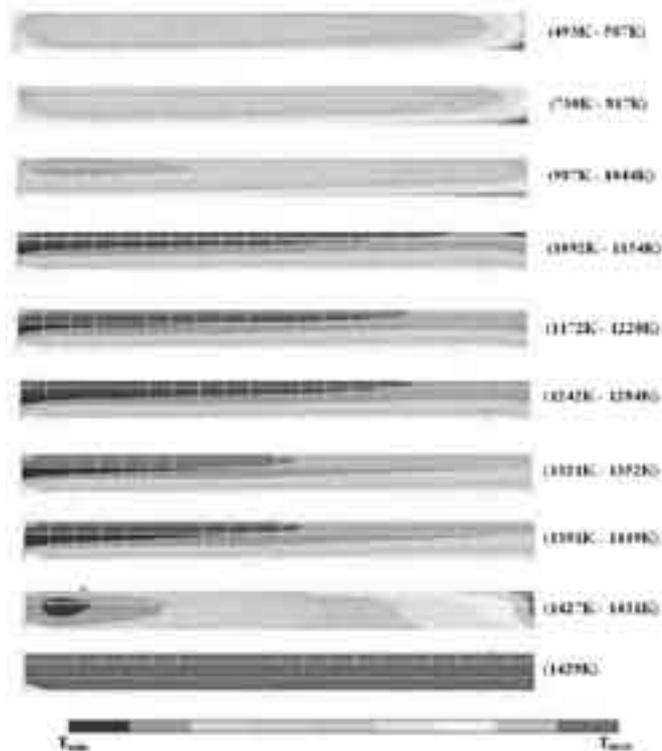


Fig. 7. Perfiles térmicos durante el proceso de cocción. Obsérvese que solo al final se logra un perfil isotérmico.

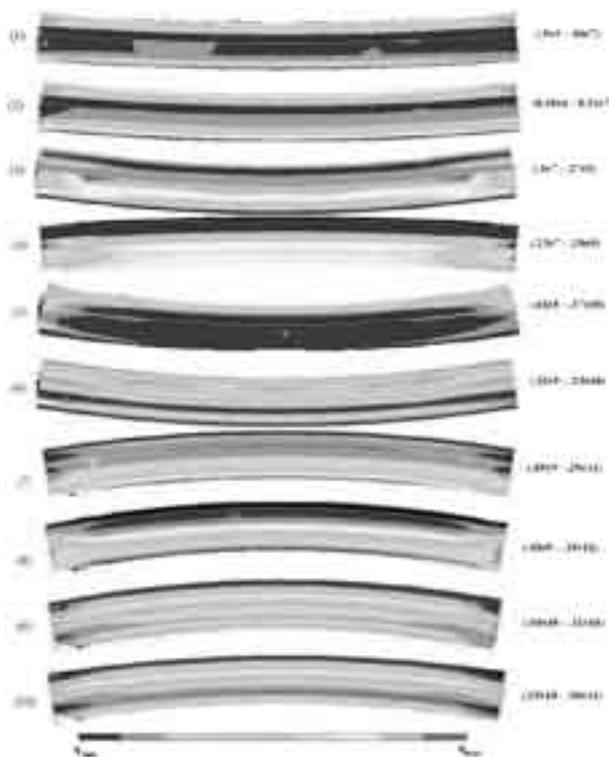


Fig. 8. Perfiles de las tensiones equivalentes de von Mises durante la cocción para las propiedades mostradas en la figura 3. Las tensiones se reportan en Pa.



Fig. 9. Vista tridimensional del perfil de tensiones para el caso de mínima diferencia de temperatura entre las superficies y para el caso de máxima diferencia. Las tensiones se reportan en Pa.

gradientes a través del espesor y de la longitud de la pieza durante la cocción.

La figura 8 muestra los perfiles de la evolución de las tensiones durante la cocción correspondiente a los perfiles térmicos mostrados en la figura 7 con comportamiento constitutivo semi-experimental. Para las temperaturas más bajas se observa que la pieza se deforma de forma cóncava mirada desde arriba y para las temperaturas más altas de forma convexa. Este resultado cualitativo coincide con los obtenidos por Cantavella [16]. Este autor reporta los resultados que se obtiene de un proceso de cocción muy similar al mostrado en la tabla I. Además, propone un modelo de comportamiento no lineal, el cual predice satisfactoriamente las deformaciones de la pieza. Luego, podemos concluir que la descripción termo-elástica es capaz de describir la tendencia de las tensiones durante el proceso de cocción.

Con estos datos semi-experimentales también se realizó un cálculo sin tener en cuenta los gradientes longitudinales de temperaturas, esto permitió ver con más claridad cómo la distribución de temperaturas en el espesor de la pieza afecta la distribución de tensiones. La figura 9 resume este resultado, primero observamos que la tendencia a deformar la pieza es mínima cuando la diferencia de temperatura entre las superficies superior e inferior en la pieza también son mínimas. En el paso 6 se experimenta de manera notable el efecto contrario como resultado de un mayor gradiente térmico a lo largo del espesor. La figura 8 también muestra este efecto pero la forma en que se presentan los perfiles no permite observar muy bien el mismo.

Por último analicemos el caso IV para un caso ideal de dependencia de las propiedades termo-elásticas (Fig. 1) y las viscosas (Fig. 2) con la temperatura y la densidad. Los perfiles térmicos considerados son los mostrados en la figura 7. La figura 10 muestra la evolución de los perfiles de tensiones para estas propiedades.

Comparando la figura 8 con la figura 10, podemos observar que aunque la tendencia final de la pieza es la misma, al principio no fue así. Esto se debe a varios factores:

a) Los modelos escogidos para caracterizar las propiedades viscosas no son los más adecuados para los materiales arcillosos usados en la elaboración de cerámicos. Estos modelos se obtienen de estudios principalmente a nivel mesoscópico y están llenos de consideraciones geométricas. El Modelo de

Celdas de Scherer para los materiales amorfos ha demostrado ser muy bueno, pero todavía no se dispone de un modelo lo suficientemente bueno para los policristales, aunque el Modelo de Riedel es un gran avance en este sentido. En el caso de mezclas de arcillas, feldspatos y cuarzo la carencia de modelos adecuados es aún mayor.

b) La misma carencia se sufre con los modelos disponibles para la caracterización de las propiedades termo – elásticas. No conocemos en la literatura algún modelo que contemple la caída del Módulo de Young para altas temperaturas. En general, es más difícil y menos útil elaborar modelos para predecir los comportamientos termo – elásticos respecto a la temperatura que a la densidad debido a que el desarrollo estructural durante la cocción es más común entre los diferentes tipos de materiales. Los fenómenos relacionados a la temperatura como son las transformaciones de fases y el equilibrio de las mismas son más particular de cada material. Luego, el comportamiento elástico según Roberts y col. [15] y la dependencia lineal del coeficiente de las dilataciones térmicas son aproximaciones muy grandes para los materiales cerámicos arcillosos.

c) Las conocidas transformaciones estructurales que sufre la sílice con la temperatura no es considerado por ninguno de los modelos utilizados en este trabajo.

Una comparación entre las dependencias de las figuras 2 y 3(a) nos muestra algunas diferencias ligeras en sus comportamientos, por ejemplo, para el caso de la figura 3(a) el crecimiento del Módulo de Young con el avance del proceso es más irregular, y se tienen caídas que se experimentan al final del proceso. Esta diferencia confirma los hechos b) y c) que justifican las diferencias expuestas entre las figuras 8 y 10.

Finalmente la figura 11 muestra la evolución de las tensiones de von Mises para el problema viscoso del caso IV con propiedades teóricas. Nótese que estos perfiles no siguen completamente el comportamiento termo-elásticos mostrados en la figura 10. Esto se debe al diferente origen de estas tensiones. Como ya se menciona las tensiones termo-elásticas son resultado de la diferencia entre las dilataciones térmicas. Estas tensiones se importan en el problema viscoso que describe la sinterización como se menciona en la Parte 1 del presente trabajo [13]. Este problema en sí describe un fenómeno diferente relacionado a las propiedades viscosas responsables también de la aparición de tensiones durante la cocción. Entonces finalmente tenemos una mezcla de dos causas.

#### 4. CONCLUSIONES

1. Para el caso de la sinterización asistida por presión, la presión aplicada o la velocidad de desplazamiento del pistón no afectan la forma de la distribución de tensiones en el cuerpo de forma considerable, pero sí afectan sus rangos y valores de forma muy importante.

2. La descripción termo-elástica para los materiales arcillosos típicamente usados en las cerámicas tradicionales es una aproximación aceptable para el estudio en tensiones de la cocción.

3. Para el caso en que se somete a un cuerpo a un programa de temperaturas con el tiempo la presencia de tensiones es resultado de la combinación entre la diferencia en las dilataciones térmicas y la diferencia en la respuesta viscosa entre las diferentes partes del cuerpo.

4. Se demuestra que mientras mayor sean los gradientes de

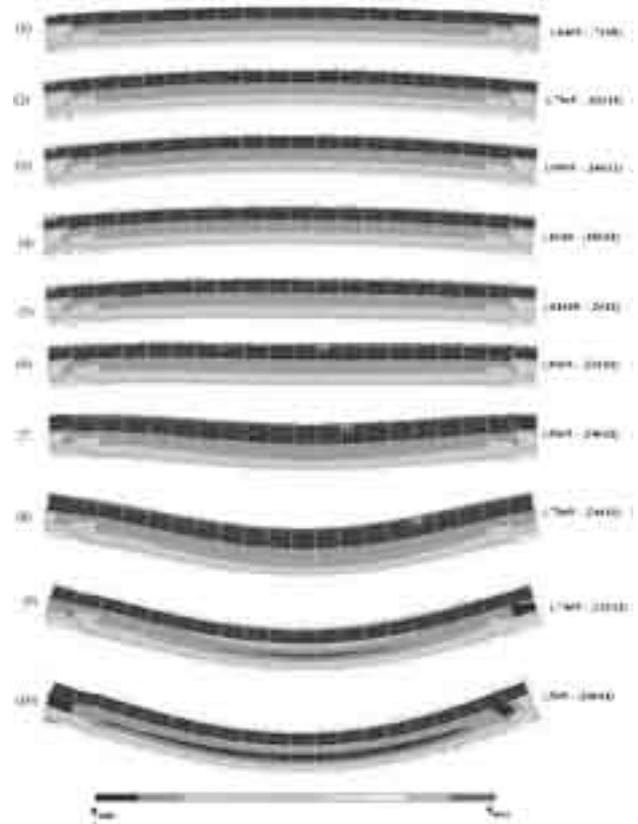


Fig. 10. Perfiles de las tensiones equivalentes de von Mises para el problema termo-elástico durante la cocción para las propiedades mostradas en la figuras 1 y 2. Las tensiones se reportan en Pa.

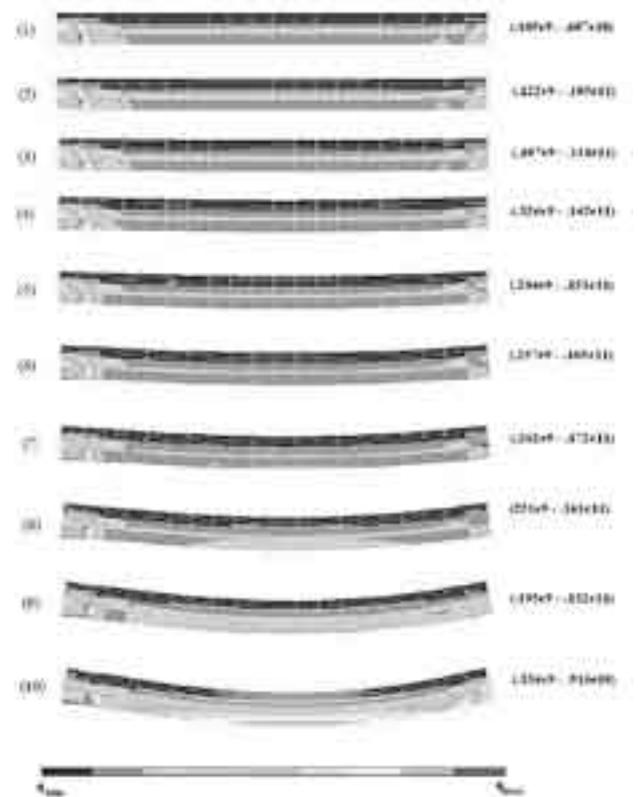


Fig. 11. Perfiles de las tensiones equivalentes de von Mises para el problema viscoso durante la cocción para las propiedades mostradas en la figuras 1 y 2. Las tensiones se reportan en Pa.

temperatura en las piezas más tensiones se generan provocando deformaciones no deseadas.

#### AGRADECIMIENTOS

Este trabajo es resultado de las investigaciones apoyadas por el Proyecto CONACYT 31234-U.

De igual manera agradecemos a Internacional de Cerámica S.A. de C.V. (Interceramic) por su apoyo para el desarrollo del presente trabajo.

#### BIBLIOGRAFÍA

1. R. K. Bordia and G. W. Scherer. On constrained Sintering- I. Constitutive Model for a sintering body. (pp. 2393-2397) II. Comparison of Constitutive Models. (pp. 2399-2409) III. Rigid Inclusions. *Acta Metall.* Vol. 36, No. 9. 1988.
2. A. Jagota, K. R. Mikeska y R. K. Bordia. Isotropic Constitutive Model for Sintering Particle Packings. *J. Am. Ceram. Soc.*, 73 / 8 / 2266-73 1990.
3. W. Zhang, J.H. Schneibel and C-H. Hsueh, "Sintering of regular two-dimensional arrays of particles by surface and grain boundary diffusion," *Philosophical Magazine A* 70 [6] 1107-18 (1994).
4. J.M. Ting, R.Y. Lin. Effect of particle-size distribution on sintering. *J. Mater. Sci.* 29 (1994) 1867-1872.
5. Jiaping Han, P.Q. Mantas and A.M.R Senos. Densification and grain growth of Al-doped ZnO. *J. Mater. Res.*, Vol. 16, No.2, (2001) 459-468.
6. H. Camacho, M.E. Fuentes, L. Fuentes. "Effects of interface properties on densification in a grain compact during sintering". *Journal of Materials Science*, 38 (2003) 3269-3278.
7. Johannes Kanters, Ulrich Eisele, and Jürgen Rödel. Cosintering simulation and experimentation: Case study of nanocrystalline zirconia. *J. Am. Ceram. Soc.*, 84 [12] 2757-63 (2001).
8. P. Duran. El procesado de polvos cerámicos manoparticulados. *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.*, 38 [5] 403-415 (1999).
9. D.-Z. Sun & H. Riedel. Prediction of Shape distortions of hard metal parts by numerical simulation of pressing and sintering. *Simulation of Materials Processing: Theory, methods and Applications*, Shen & Dawson (eds) 1995 Balkema, Rotterdam, ISBN 90 54 10 553 4.
10. T. Kraft, H. Riedel, O. Rosenfelder and P. Stingl. Computational optimization of Parts Produced from Ceramic Powders, in: *Microstructures, Mechanical Properties and Processes*, Y. Bréchet (ed.), EUROMAT 1999, Vol. 3, Wiley-VCH, Weinheim, Germany (2000) 337-342.
11. T. Kraft, O. Coube and H. Riedel, Numerical Simulations of Pressing and Sintering in the Ceramic and hard Metal Industry, in: *Recent Developments in Computer Modelling of Powder Metallurgy Processes*, NATO Advanced research Workshop, Series III: Computer and Systems Science - Vol. 176, A. Zavaliangos, A. Laptev (eds.), IOS Press, Amsterdam, Netherlands (2001) 181 - 190.
12. J Cedergren, NJ Sorensen, A. Bergmark. Three-dimensional analysis of compaction of metal powder. *Mechanics of Materials* 24 (2002) 43-59.
13. H. Camacho, M.E. Fuentes, L. fuentes, A. García, A. Pérez. Evolución de la distribución de tensiones en un cuerpo cerámico durante la cocción. Parte I: planteamiento del problema. *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.*, 42 [5] 283-287 (2003)
14. G. W. Scherer, "Cell Models for Viscous Sintering," *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 [7] 1523-31 (1991).
15. A.P. Roberts and E.J. Garboczi. Elastic Properties of model Porous Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.*, 83 [12] 3041-48 (2000).
16. Vicente Cantavella Soler. Simulación de la deformación de baldosas cerámicas durante la cocción. Tesis doctoral Castellón, 1998.

Recibido: 03.03.03

Aceptado: 12.09.03