

# COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE MATERIALES MULTICAPA $\text{Al}_2\text{O}_3$ -5%t $\text{ZrO}_2$ / $\text{Al}_2\text{O}_3$ -30% $\text{mZrO}_2$

R. Bermejo<sup>+</sup>, Y. Torres<sup>+</sup>, A.J. Sánchez-Herencia\*, C. Baudín\*, M. Anglada<sup>+</sup> y L. Llanes<sup>+</sup>

<sup>+</sup> Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,  
E.T.S.E.I.B., Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona

\* Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC), Camino de Valdelatas s/n, 28049 Madrid

**Resumen.** En este trabajo se estudia el comportamiento a fractura de un material multicapa obtenido por colaje de suspensiones. El mismo está formado por nueve capas alternadas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -5%t $\text{ZrO}_2$  y  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -30% $\text{mZrO}_2$  con espesores de 530 y 100  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Durante el enfriamiento se produce la transformación de la circonita presente en las capas delgadas y el correspondiente aumento de volumen asociado a la transformación genera tensiones residuales de compresión en estas capas. En el apartado experimental se incluye la evaluación de la dureza Vickers, el módulo de Young, y la resistencia a la rotura transversal en flexión por cuatro puntos (para defectos naturales y grietas de indentación). Adicionalmente, se evalúa el perfil de tensiones residuales empleando técnicas de indentación, y se compara con el valor calculado teóricamente a partir de estudios dilatométricos. Los ensayos realizados con probetas indentadas permiten constatar, en el material laminado, la existencia de una tensión umbral, independientemente del tipo y tamaño de defecto, la cual es la responsable del mejor comportamiento a fractura de este material si se compara con los monolíticos investigados, en términos de resistencia mecánica y tenacidad de fractura.

**Abstract.** In this work, the fracture behaviour of a ceramic multilayer obtained by slip casting is studied. It consists of nine alternated  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -5%t $\text{ZrO}_2$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -30% $\text{mZrO}_2$  layers of 530  $\mu\text{m}$  and 100  $\mu\text{m}$  thickness respectively. When cooling from sintering, the tetragonal zirconia particles experience a phase transformation within the thin layers and the corresponding volume increase associated with such transformation generates residual compressive stresses on these layers. Regarding the experimental work, it includes the evaluation of Vickers Hardness, Young's modulus, and modulus of rupture (MOR) under four-point-bending (for natural and indentation flaws). In addition, the residual stress profile throughout the layers is evaluated using indentation techniques and then compared to the values obtained with dilatometry tests. The rupture tests accomplished with indented specimens allow us to indicate the presence of a threshold strength on the laminated material, regardless the type and size of flaws. This phenomenon is responsible for the enhanced fracture behaviour of this laminate when compared to the monolithics investigated, in terms of strength and fracture toughness.

## 1. INTRODUCCIÓN

El interés en el comportamiento mecánico de los materiales cerámicos está motivado por su posible aplicación en componentes estructurales, especialmente en aquellas situaciones en que se puedan explotar aquellas propiedades tales como: elevada dureza, buena resistencia mecánica a la abrasión y a alta temperatura, estabilidad en medios químicamente agresivos, menor densidad que los metales, etc. [1]. De hecho, las cerámicas llevan siglos siendo usadas como elementos estructurales, pero siempre en condiciones de compresión. Sin embargo, la mayoría de estructuras modernas de ingeniería están sometidas a cargas de tracción que limitan enormemente el uso de éstas debido a su inherente fragilidad. En las dos últimas décadas se han producido avances significativos encaminados a solucionar el déficit de tenacidad de estos materiales. Se han empleado diversas rutas de procesamiento [2] para obtener: cerámicas dopadas, reforzadas con fibras o partículas, compuestas (cerámica-metal), con función gradiente (FGM's), laminadas, etc.

Particularmente, las cerámicas laminadas pueden presentar dos configuraciones diferentes dependiendo si las capas externas se encuentran a compresión o a tracción [3]. En el primer caso, se esperaría una mejora en términos de resistencia mecánica, al desgaste y fatiga por contacto, mientras que cuando las capas externas están a tracción la principal ventaja se enmarca en el aumento de tenacidad de fractura y la posible presencia de una tensión umbral dependiendo de la magnitud de las tensiones residuales de compresión en las capas internas [4].

En la línea de lo expuesto en el párrafo anterior, el objetivo central de este trabajo consiste en comparar el comportamiento a fractura de un sistema laminado formado por capas externas a tracción e internas a compresión con el de los correspondientes materiales monolíticos. Para llevar a cabo este propósito, se evalúan las tensiones residuales, la resistencia mecánica y la tenacidad de fractura, así como la presencia y el papel de la tensión umbral en el material laminado investigado.

## 2. PROCESAMIENTO

Los siguientes polvos comerciales se han utilizado: a) alúmina (Condea, HPA05 USA) con un tamaño medio de partícula de  $0,29\ \mu\text{m}$  y una superficie específica de  $8,5\ \text{m}^2/\text{g}$ , b)  $\text{mZrO}_2$  (TZ-0, Tosoh, Japón), con un tamaño medio de partícula de  $0,60\ \mu\text{m}$  y una superficie específica de  $14,0\ \text{m}^2/\text{g}$ , y c)  $\text{tZrO}_2$  (TZ-3YS, Tosoh, Japón) con un tamaño medio de partícula de  $0,37\ \mu\text{m}$  y una superficie específica de  $6,7\ \text{m}^2/\text{g}$ .

Se prepararon diferentes suspensiones con un contenido en sólidos del 36% en volumen con la adición de un 0,8% en peso de defloculante Duramax-3021 como dispersante. El medio líquido empleado fue agua destilada. Las proporciones en volumen utilizadas fueron: a) un 95% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  y un 5% de  $\text{t-ZrO}_2$  para formar las capas gruesas, que referimos como ATZ, y b) un 70% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  y un 30% de  $\text{m-ZrO}_2$  para formar las capas delgadas, que denotaremos como AMZ. Ambas suspensiones fueron preparadas mediante agitación magnética (4h) y ultrasonidos de alta frecuencia. A continuación se colaron en un molde de Paris obteniendo sus respectivas cinéticas de colaje [5,6]. Su densidad en verde se calculó mediante el método de Arquímedes en mercurio siendo un 69% y un 62% de la densidad teórica para la ATZ y la AMZ respectivamente. Con el objetivo de determinar los coeficientes térmicos de expansión (CTE's), se llevaron a cabo estudios dilatométricos. Finalmente, los especímenes fueron sinterizados usando el siguiente ciclo térmico:  $1550\ ^\circ\text{C}$  2 horas, con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de  $5\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ . Para comparar, se utilizó el mismo ciclo para sinterizar los monolíticos. Se obtuvieron laminados formados por nueve capas alternadas de ATZ y AMZ de  $530 \pm 10\ \mu\text{m}$  y  $100 \pm 10\ \mu\text{m}$  de espesor de capa respectivamente, así como monolíticos de AMZ y ATZ, con densidades que superan el 99%. En la tabla 1 se recogen las propiedades de los monolíticos en cuanto a coeficientes de expansión térmica (CTE's) y tamaño de grano.

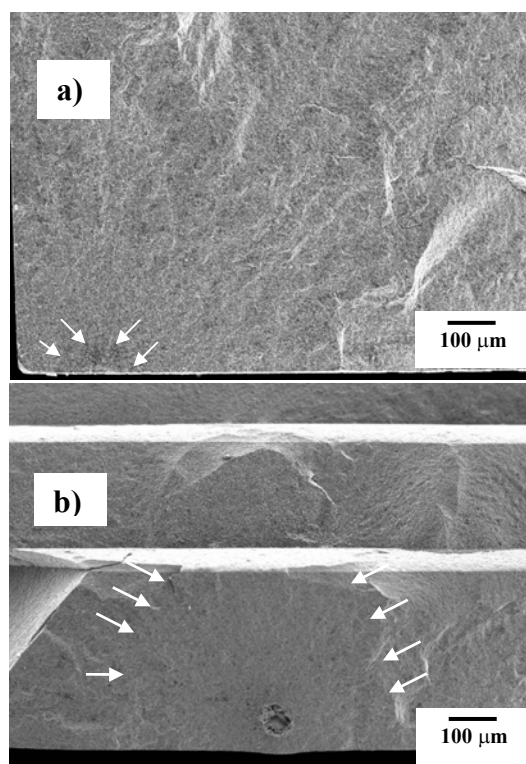
**Tabla 1.** Propiedades de los monolíticos.

MATERIAL	CTE's, $10^{-6}\cdot^\circ\text{C}^{-1}$		Tamaño grano, $\mu\text{m}$	
	25-700	800-1250	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{ZrO}_2$
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -5% $\text{tZrO}_2$ (ATZ)	7,6		2,0-3,0	0,3-0,6
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -30% $\text{mZrO}_2$ (AMZ)	8,4	10,5	1,2-2,0	0,4-1,5

## 3. PROPIEDADES MECÁNICAS BÁSICAS

Se evaluaron la dureza Vickers, HV20, el módulo de Young, E, y la resistencia mecánica,  $\sigma_R$ . El módulo de elasticidad para los materiales monolíticos se obtuvo a

partir de la técnica de excitación mediante impulso acústico (I.E.T.) [7], bajo la norma ASTM E 1876-99, ENV-843-2; mientras que en los laminados se aplicó la regla de mezclas sugerida por Ravichandran [8]. La resistencia a rotura se determinó en flexión por cuatro puntos (con una separación entre puntos de apoyo exterior e interior de 20 y 10 mm, respectivamente). Se emplearon tres probetas idénticas para cada sistema. Adicionalmente, las probetas rotas fueron examinadas mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) con el objetivo de discernir el tipo y tamaño de los defectos naturales que originaron la fractura en los materiales investigados (figura 1).



**Figura 1.** Origen de la fractura en los materiales investigados: **a)** monolítico y **b)** multicapa.

La distribución de esfuerzos en una barra prismática (formada por diferentes capas) sometida a flexión por cuatro puntos viene dada de forma general por la siguiente expresión:

$$\sigma_{i,y} = \frac{E_i M}{(EI)} \cdot (y - y_{na}) \quad (1)$$

donde  $E_i$  es el módulo de elasticidad correspondiente a la capa  $i$ ,  $M$  es el momento flector ( $M=Fa$ , siendo  $F$  la carga aplicada y  $a$  la separación entre apoyos),  $y_{na}$  es la posición del eje neutro de carga (ecuación 2) y  $EI$  la rigidez a flexión del material calculada en base a la teoría elástica de materiales [9,10]. Esta rigidez para un ensayo en el cual la carga es perpendicular a las intercaras del material laminado se obtiene mediante la ecuación (3):

$$y_{na} = \frac{\sum_{i=1}^n E_i \cdot t_i \cdot B \left( 2 \cdot \sum_{j=1}^{i-1} t_j + t_i \right)}{2 \cdot \sum_{i=1}^n E_i \cdot t_i \cdot B} \quad (2)$$

$$(EI) = \frac{1}{3} \cdot \sum_{i=1}^n E_i \cdot B \cdot \left[ \left( \sum_{j=1}^i t_j - y_{na} \right)^3 + \left( y_{na} - \sum_{j=1}^{i-1} t_j \right)^3 \right] \quad (3)$$

donde  $t_i$  es el espesor de capa y B el ancho de la probeta. La expresión comúnmente utilizada para determinar el esfuerzo en la superficie de un material monolítico,  $\sigma_R = 3Fa/(BW^2)$ , donde W es la altura de la probeta, es simplemente un caso particular de la ecuación (1). En la tabla 2 se recogen los resultados de H, E y  $\sigma_R$ .

**Tabla 2.** Resultados de H, E y  $\sigma_R$ . Los valores de resistencia se refieren a la superficie de las probetas.

MATERIAL	HV20	E, GPa	$\sigma_R$ , MPa
ATZ	15,9	390 ± 10	422 ± 30
AMZ	9,9	280 ± 20	90 ± 15
LAMINADO	--	373 ± 10	431 ± 5

A partir de los resultados de resistencia mostrados en la tabla 2, se pueden hacer varios comentarios: 1) como era de esperar, la resistencia del AMZ es mucho menor que la del ATZ; 2) a pesar de la presencia de tensiones residuales de tracción en las capas de ATZ del laminado (ver apartado 4) su resistencia es similar a la del monolítico; esto se explica si consideramos que la fractura se inicia en ambos casos a partir de defectos naturales del mismo tipo y rango de tamaños situados en el material ATZ (figura 1); 3) aunque los defectos medidos experimentalmente son semejantes, el error relativo que se comete al evaluar la resistencia mecánica en el laminado es mucho menor; esto apunta a una posible homogeneización de dichos defectos debida a la presencia de la capa a compresión de AMZ. En este caso tendríamos un único tamaño de defecto y la condición de fractura se alcanzaría para el esfuerzo en la intercara ATZ/AMZ (281 MPa) y la tenacidad de fractura del laminado (ver apartado 5); y 4) la superficie de fractura en el monolítico de ATZ es completamente plana mientras que en el laminado es escalonada, denotando el papel que juegan las capas de AMZ en el comportamiento a fractura de este laminado.

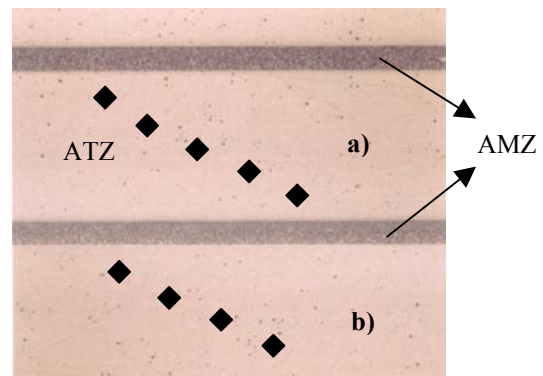
#### 4. EVALUACIÓN TEÓRICA Y EXPERIMENTAL DE LAS TENSIONES RESIDUALES

A partir del estudio de sinterización dinámica realizado en los monolíticos, se calcularon las tensiones residuales teóricas generadas en el sistema laminado. Una vez sinterizado el material se obtiene una diferencia de contracción en las capas de ATZ y AMZ. La misma se ve acrecentada por el aumento de volumen inherente a la transformación de fase que ocurre, en la circonita presente en la AMZ, durante el enfriamiento [11]. Esta diferencia genera tensiones residuales de compresión en las capas de AMZ (ecuación 4) y de tracción en las de ATZ (ecuación 5), resultando un estado de tensiones biaxial característico en cada capa [12]. La magnitud de las tensiones residuales viene dada por:

$$\sigma_c = \varepsilon_R \cdot E_2' \cdot \left[ 1 + \frac{(n-1) \cdot b_2 \cdot E_2'}{n \cdot b_1 \cdot E_1'} \right] \quad (4)$$

$$\sigma_t = -\sigma_c \cdot \left[ \frac{(n-1) \cdot b_2}{n \cdot b_1} \right] \quad (5)$$

donde n es el número de capas con tensiones de tracción,  $b_1$  y  $b_2$  son los espesores de capa a tracción y a compresión respectivamente,  $E_i'$  es el módulo de Young en deformación plana ( $E_i' = E_i/(1-\nu)$ ), para un coeficiente de Poisson  $\nu = 0,22$ , y  $\varepsilon_R$  la contracción residual obtenida a partir de los ensayos de dilatometría. Los resultados teóricos obtenidos se indican en la tabla 3. Para determinar experimentalmente las tensiones residuales en el multicapa, se realizaron indentaciones con una carga de 30N a diferentes distancias de la superficie libre del monolítico y del laminado así como en la capa central de ATZ, como se muestra esquemáticamente en la figura 2. Las fisuras obtenidas fueron medidas empleando la técnica de campo oscuro e interferometría Nomarski. En la figura 3 se representa la variación del tamaño de dichas fisuras para el perfil de indentaciones realizado.



**Figura 2.** Esquema del perfil de indentaciones realizado en a) capas internas y b) capas externas del laminado.

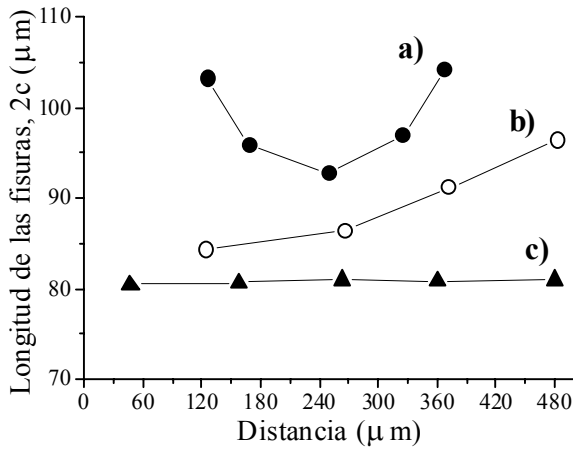
El campo de tensiones en los puntos cercanos a la punta de una grieta semicircular obtenida a partir de una indentación Vickers viene determinado por el factor de intensidad de tensiones residuales inherente a la indentación, según la siguiente ecuación:

$$K_I = \chi \cdot \frac{P}{c_o^{3/2}} \quad (6)$$

donde P es la carga de indentación,  $c_o$  es la semilongitud de la grieta de indentación y  $\chi$  es una constante adimensional que viene dada por:

$$\chi = \xi \cdot \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \quad (7)$$

donde E y H son el módulo de Young y la dureza Vickers, respectivamente, y  $\xi$  es una constante de calibración que depende normalmente del material aunque en la mayoría de los casos se emplea un valor promedio de 0,016 propuesto por Anstis y col. [13].



**Figura 3.** Variación de la longitud de las fisuras con la distancia: **a)** capas internas de ATZ, respecto a la intercara, **b)** capas externas de ATZ, respecto a la superficie libre y **c)** monolítico de ATZ.

Sin embargo, si el material se encuentra bajo un estado de tensión o compresión residual, el factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura se puede expresar como [14]:

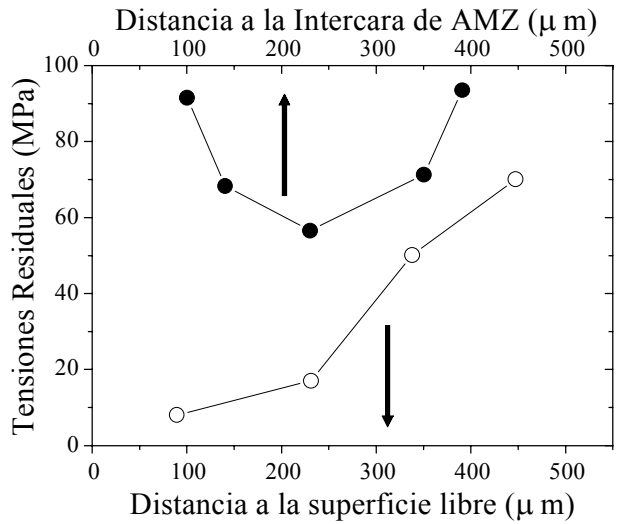
$$K_I = \chi \cdot \frac{P}{c^{3/2}} + \psi \cdot \sigma_{res} \cdot \sqrt{c} \quad (8)$$

donde c es el radio de las fisuras de indentación en presencia de esfuerzos residuales,  $\sigma_{res}$ . Debido al estado biaxial de tensiones generado en el laminado, la componente de esfuerzo perpendicular a las capas es nula, lo cual se ha demostrado experimentalmente en este trabajo comparando la similitud de las fisuras obtenidas en el monolítico de ATZ con las observadas

en la dirección longitudinal del laminado. Bajo esta consideración, a partir de las ecuaciones (6) y (8) se deriva que:

$$\sigma_{res} = \frac{1}{\psi \sqrt{c}} \cdot K_I \cdot \left[ 1 - \left( \frac{c_o}{c} \right)^{3/2} \right] \quad (9)$$

Bajo condiciones de crecimiento estable de una grieta, el factor de intensidad de tensiones  $K_I$  equivale a la tenacidad de fractura,  $K_{Ic}$ , del material monolítico. El valor de tenacidad empleado en los cálculos correspondió al obtenido con el método de microfractura por indentación (IM) (ver apartado 5). En la figura 4 se muestra la magnitud y distribución de las tensiones residuales en las capas externas e internas del laminado.



**Figura 4.** Perfil de tensiones residuales en el laminado investigado.

Para las capas internas se obtiene una distribución simétrica de tensiones debido a que la capa de ATZ está constreñida por dos capas de AMZ idénticas. Sin embargo, la magnitud de las tensiones en la capa externa va disminuyendo a medida que nos acercamos a la superficie libre del material. En la tabla 3 se resumen los valores de tensiones residuales, tanto los teóricos como los obtenidos experimentalmente con técnicas de indentación. A partir de estos resultados se pueden indicar dos aspectos: 1) la concordancia para las capas internas de ATZ, y 2) cotas bajas de tensiones residuales en las capas externas, lo cual explicaría la similitud en el comportamiento a fractura del monolítico y del laminado (ver tabla 2). Las limitaciones experimentales inherentes a las dimensiones de las capas de AMZ imposibilitaron la realización del estudio del perfil de tensiones residuales en las mismas.

**Tabla 3.** Valor medio de las tensiones residuales obtenidas de forma teórica y experimental.

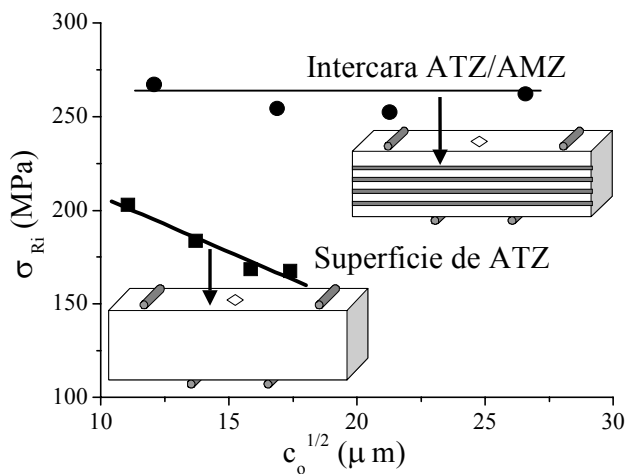
MATERIAL		Tensiones Residuales, MPa	
		Teórica	Experimental
ATZ	Capas internas	74	$76 \pm 8$
	Capas externas		$36 \pm 8$
AMZ		- 695	--

## 5. ESTIMACIÓN DE LA TENSIÓN UMBRAL EVALUADA CON PROBETAS INDENTADAS

Como se comentó en la introducción de este trabajo, la característica fundamental de materiales laminados cuyas capas internas se encuentran a compresión es la posible presencia de una tensión umbral por debajo de la cual el material no rompe catastróficamente. Con el propósito de estimar y estudiar el efecto de dicha tensión umbral sobre el comportamiento mecánico del laminado investigado, se prepararon mediante desbaste y pulido cuatro probetas idénticas tanto para el ATZ como para el laminado. A continuación, se realizaron cuatro combinaciones distintas de indentaciones Vickers en la superficie de cada una de ellas: **a)** 20, 20, 10, 5 Kgf; **b)** 15, 15, 10, 5 Kgf; **c)** 10, 10, 5, 3 Kgf; **d)** 5, 5, 3, 3 Kgf. Las fisuras resultantes se midieron utilizando interferometría Nomarski. Finalmente, se ensayaron las probetas en flexión por cuatro puntos hasta la rotura empleando una configuración similar a la utilizada en los ensayos de resistencia. Éstos se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica Instron con una célula de carga de 20 kN y con una velocidad de aplicación de la carga de 100 N/s. Adicionalmente, se midieron las longitudes finales de las fisuras de indentación supervivientes al ensayo. A partir de las ecuaciones (1), (2) y (3) se calcularon los esfuerzos de rotura para dichas probetas indentadas,  $\sigma_{Ri}$ . En la figura 5 se representa la variación de este esfuerzo con la raíz cuadrada del tamaño inicial de las fisuras de indentación,  $c_o$ .

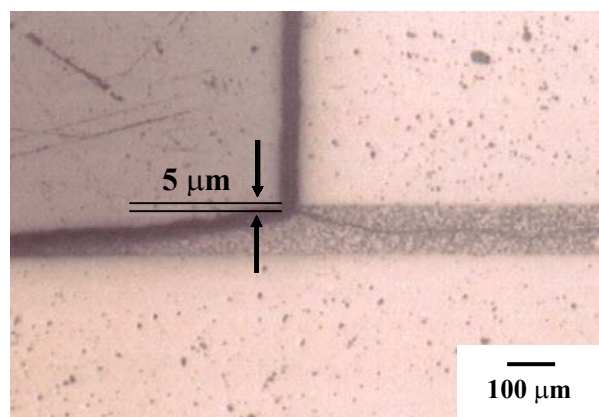
A partir de los resultados de rotura obtenidos se pueden extraer las siguientes conclusiones: 1) como cabría esperar, el esfuerzo de rotura en materiales monolíticos disminuye a medida que aumenta el tamaño del defecto inicial, independientemente que éste sea natural o artificial (grieta de indentación); 2) independientemente del material, como también era de esperar las probetas rompen por la grieta de indentación mayor; 3) en los laminados todas las fisuras se hacen pasantes deteniéndose en la intercara de AMZ antes de la rotura final; y 4) en el material laminado se encontró una tensión umbral de rotura inherente a la intercara ATZ/AMZ independientemente del defecto inicial: 281 MPa para defectos naturales y 267 MPa para grietas

de indentación (ambos resultados se calcularon a partir de la ecuación 1 para una distancia  $y = (W - t_1)$  mm y un  $y_{na}$  de  $1/2 \cdot W$  y  $2/5 \cdot W$ , respectivamente).



**Figura 5.** Variación del esfuerzo de rotura con la longitud de la fisura inicial en los materiales estudiados.

En el caso del material monolítico la tenacidad de fractura se evaluó mediante el método de microfractura por indentación (IM, donde  $c_o$  corresponde a una carga de 15 Kgf) [13], y el de resistencia a la rotura de probetas indentadas (IS, siendo  $c_f = 376 \mu m$  la longitud final de la fisura de 15 Kgf que sobrevivió al ensayo de rotura realizado) [14], obteniéndose valores medios de 3,1 y 3,4 MPam<sup>1/2</sup>, respectivamente. Sin embargo, partiendo del hecho que la rotura en el laminado ocurre a partir de una grieta fina, pasante y recta que se detiene en la intercara ATZ/AMZ hasta que se alcanza la tensión umbral y luego se propaga sin cambiar de dirección (un 5% del espesor de la capa de AMZ) antes que bifurque (figura 6), se propone en este trabajo calcular un valor de tenacidad de fractura aparente utilizando el factor de intensidad de tensiones crítico desarrollado por Tada y col. [15].



**Figura 6.** Bifurcación de grieta a través de la capa de AMZ en el laminado.

El valor así determinado para el material laminado ( $7,1 \text{ MPam}^{1/2}$ ) es mayor que el obtenido para el monolítico a pesar de estar subestimado ya que en el cálculo no se considera la contribución del modo mixto presente en el cambio de dirección que experimenta la fisura durante el resto de la fractura (bifurcación y deflexión de la grieta).

## 6. CONCLUSIONES

Del estudio presentado anteriormente, sobre el comportamiento a fractura de materiales multicapa  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-5\%tZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3\text{-30\%mZrO}_2$ , se pueden extraer las siguientes conclusiones generales:

En este material laminado fabricado por colaje de suspensiones se generan tensiones residuales de tracción en las capas de ATZ y de compresión en las de AMZ, estas últimas inherentes a la transformación de fase que ocurre en la circonita durante el enfriamiento.

La magnitud y distribución de las tensiones residuales en las capas internas y externas de ATZ son diferentes. El bajo valor de estas tensiones en la superficie del laminado explicaría la similitud en cuanto a resistencia mecánica con el monolítico.

En el ATZ la resistencia a rotura de probetas indentadas disminuye con el tamaño de defecto inicial mientras que en el laminado, independientemente del tamaño y tipo de defecto, se alcanza un valor de tensión umbral único característico de la configuración y relación de espesores del material investigado.

La tenacidad de fractura del material laminado es en el peor de los casos aproximadamente el doble de la obtenida para el material monolítico.

## 8. AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia y Tecnología (MCYT) en el marco del proyecto N° MAT2002-00368, así como por el programa de la Comunidad Europea bajo el contrato HPRN-CT-2002-00203, [SICMAC].

## 9. REFERENCIAS

- [1] Garvie, R.C., "Structural Applications of  $\text{ZrO}_2$ -Bearing Materials", J. Am. Ceram. Soc., Columbus OH, 465-79 (1980)
- [2] Lange, F.F., "Powder Processing Science and Technology for Increasing Reliability", J. Am. Ceram. Soc., 72, 3-15 (1989)
- [3] Chartier, T., Merle, D. y Besson, J.L., "Laminar Ceramic Composites", J. Eur. Ceram. Soc., 15, 101-107 (1995)
- [4] Rao, M.P., Sánchez-Herencia, A.J., Beltz, G., McMeeking, R.M. y Lange, F.F., "Laminar Ceramics that Exhibit a Threshold Strength", Science, 286, 102-105 (1999)
- [5] Tiller, T.M. y Tsai, C., "Theory of Filtration of Ceramics: I, Slip Casting", J. Am. Ceram. Soc., 69, 882-87 (1986)
- [6] Requena, J., Moreno, R., Moya, J.S., "Alumina/Zirconia Multilayer by Slip Casting", J. Am. Ceram. Soc., 72, 1551-53 (1989)
- [7] Roebben, G., Bollen, B., Brebels, A., Van Humbeeck, J. y Van der Biest, O., "Impulse Excitation Apparatus to Measure Resonance Frequencies, Elastic Moduli and Internal Friction at Room and High Temperature", Rev. Sci. Instr., 68-4511, 1997.
- [8] Ravichandran, K., "Elastic Properties of Two Phase Composites", J. Am. Ceram. Soc., 77, 1178-84 (1994)
- [9] Timoshenko, S.P., "Mechanics of Materials", VanNostrand Reinhold, New York (1972)
- [10] Malzbender, J. y Steinbrech, R.W., "Mechanical Properties of Coated Materials and Multilayered Composites Determined Using Bending Methods", 176 (2), 165-72 (2004)
- [11] Garvie, R.C. y Nicholson, P.S., "Phase Analysis in Zirconia System", J. Am. Ceram. Soc., 55, 303-5 (1972)
- [12] Ho, S., Hillman, C., Lange, F.F. y Suo, Z., "Surface Cracking in Layers under Biaxial, Residual Compressive Stress", J. Am. Ceram. Soc., 78, 2353-59 (1995)
- [13] Anstis, G.R., Chantikul, P., Lawn, B.R. y Marshall, D.B., "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements", J. Am. Ceram. Soc., 64 (9), 533-38 (1981)
- [14] Chantikul, P., Anstis, G.R., Lawn, B.R. y Marshall, D.B., "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: II, Strength Method", J. Am. Ceram. Soc., 64 (9), 539-43 (1981)
- [15] Tada, H., Paris, P. C. e Irwin, G. R., "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Paris Productions Incorporated (and Del Research Corporation), St. Louis, USA, 2.13-2.15 (1973)

