

CARGA DE ROTURA DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ CERÁMICA TEJIDO EN DOS DIRECCIONES

J.M. Martínez Esnaola, A. Martín Meizoso, A.M. Daniel, M.R. Elizalde, I. Puente y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT),
Paseo de Manuel Lardizábal 15, 20009 San Sebastián

y

Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra,
Apartado 1674, 20080 San Sebastián

Resumen. Se modeliza la fractura de un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC reforzado con fibras largas de Nicalon (β -SiC) tejido en dos direcciones. En los materiales compuestos de matriz cerámica, la matriz se agrieta antes de que comiencen a romperse las fibras. El fallo de las fibras decide, en consecuencia, la carga de rotura. Se consideran tres niveles de aproximación al problema. En el primero, los haces de fibras orientados en la dirección de carga se consideran rectos, y se desprecian los haces de fibras perpendiculares. En una segunda aproximación, se considera el efecto de la ondulación de la fibra longitudinal, lo que introduce cargas de flexión. La tercera aproximación incorpora la concentración de tensiones originada en la intersección entre los haces longitudinales y transversales del tejido. El modelo y los experimentos confirman que esta concentración de tensiones que aparece en la intersección entre ambos tipos de haces decide críticamente la carga de rotura de la probeta.

Abstract. A model is presented that describes the tensile fracture of a 2D woven ceramic matrix composite (SiC/SiC) reinforced with Nicalon continuous fibres (β -SiC). In these materials, matrix cracking occurs prior to failure of the reinforcement and, consequently, the material integrity is determined by fibre failure. Three approaches to the problem are discussed. First, the longitudinal yarns oriented in the loading direction are considered straight, neglecting the influence of the transverse yarns. In the second approach, the bending loads due to undulation of the longitudinal yarns are also considered. Finally, the third approach incorporates the stress concentration induced at the connections between longitudinal and transverse yarns. The model predictions and the experiments confirm that this stress concentration effect is critical to the rupture stress of the specimen.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras continuas (CMCs) están siendo muy estudiados durante los últimos años por sus atractivas propiedades para aplicaciones estructurales a temperaturas elevadas. Las matrices cerámicas son frágiles, pero la incorporación de las fibras proporciona una serie de mecanismos de absorción de energía que contribuyen a una notable mejora de la tenacidad del compuesto a través de la interacción matriz-intercara-fibra.

El comportamiento típico a tracción de estos materiales se caracteriza por la aparición de grietas en la matriz a niveles de carga para los que las fibras – más resistentes que la matriz– están aún intactas [1]. Tras el agrietamiento de la matriz, son las fibras y la intercara las que deciden el comportamiento del material y la naturaleza del fallo final del componente.

En trabajos anteriores [2-4], los autores han presentado un micro-meso modelo probabilístico que, partiendo de las propiedades de las fibras, la matriz y la intercara, predice el comportamiento a tracción y el fallo de un haz de fibras embebido en una matriz. Este tipo de modelos tiene la ventaja, frente a un modelo macroscópico de comportamiento, de ser capaz de estimar los cambios que se observarían en la respuesta global del material como consecuencia de modificaciones en los parámetros microestructurales de los constituyentes.

En este artículo, se extiende el trabajo anterior, para modelizar la fractura de un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC-reforzado con fibras largas de Nicalon (β -SiC) tejido en dos direcciones, tomando como punto de partida la resistencia a tracción de los haces rectos unidireccionales. Se consideran distintos niveles de aproximación al problema. En el primero, los haces de fibras orientados en la dirección de carga se consideran rectos y sometidos a cargas de tracción;

en el segundo nivel, se introducen los efectos de flexión originados por la ondulación de los haces en el tejido; y, finalmente, la tercera aproximación incorpora la concentración de tensiones originada en la intersección entre los haces longitudinales y transversales del tejido. Los resultados muestran que esta concentración de tensiones es crítica para la carga de rotura de la probeta.

2. MODELO DE FRACTURA DE UN MATERIAL TEJIDO 2D

Se considera una capa de material tejido en dos direcciones con haces de fibras longitudinales y transversales de sección elíptica –SiC/SiC, fabricado por SEP (Francia)–. El primer problema que se plantea en este análisis es la definición de la resistencia de los haces, ya que la información disponible en la bibliografía se refiere a haces sometidos a tracción pura. Sin embargo, en el material tejido, los haces están sometidos a cargas combinadas de tracción y flexión como consecuencia de la ondulación.

2.1. Tensión uniforme en los haces

La hipótesis más simple sobre la distribución de tensiones en los haces longitudinales consiste en considerarlos rectos y despreciar el efecto de los haces transversales. La tensión normal en el haz viene entonces dada por su valor nominal σ_n

$$\sigma = \sigma_n = \frac{P}{\pi ab} \quad (1)$$

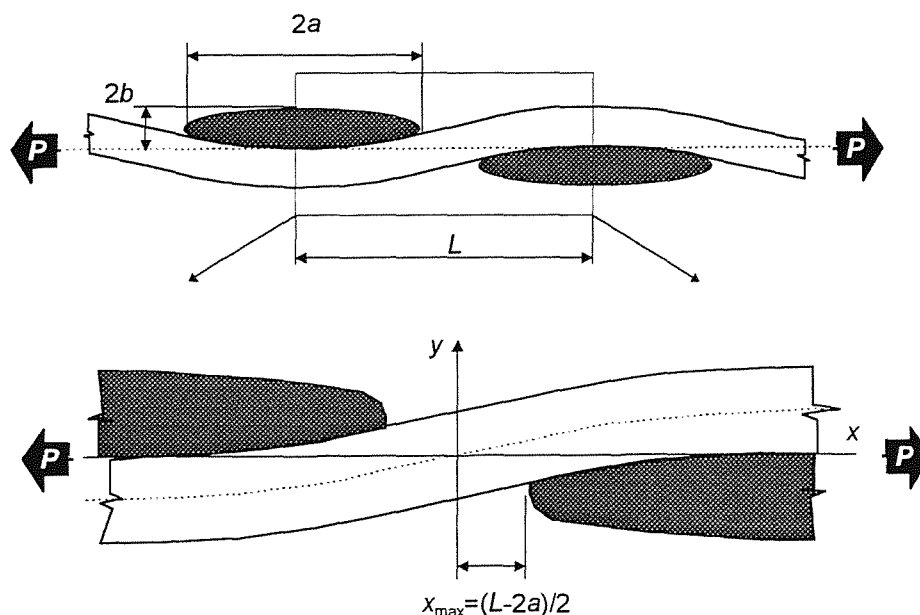


Fig. 1. Modelo simplificado de los haces de fibras longitudinales de una capa de material tejido SiC/SiC.

donde P es la carga remota en el haz, y a y b son los semiejes de la sección transversal elíptica del haz.

2.2. Influencia de la flexión

El primer refinamiento en el cálculo de las tensiones consiste en incluir los efectos de flexión inducidos por la ondulación de los haces longitudinales en el tejido. La Figura 1 representa esquemáticamente el modelo bidimensional de la capa tejida.

Suponiendo que el plano neutro del haz longitudinal tiene forma senoidal, y aplicando la teoría de viga simple a la porción del haz longitudinal comprendida entre dos haces transversales consecutivos, la distribución de tensiones normales se puede escribir como

$$\sigma = \sigma_n \left(1 + \frac{4y}{b} \sin \frac{\pi x}{L} \right) \quad (2)$$

donde x es la coordenada axial, y es la altura medida sobre el plano neutro y L es la semilongitud de onda del haz.

Las tensiones en las secciones del haz en contacto con los haces transversales se han estimado también aplicando la teoría de viga simple. En el caso del material SiC/SiC que aquí se presenta, se ha encontrado que una tensión uniforme de valor $\sigma_n/2$ es una aproximación suficiente para esta zona [5].

2.3. Efecto de las concentraciones de tensiones

El siguiente refinamiento de la distribución de tensiones consiste en considerar las concentraciones de tensiones que aparecen en las zonas de unión entre los haces longitudinales y transversales, como consecuencia del cambio brusco en la sección transversal (véase la Figura 1).

Sean k_1 y k_2 los factores de concentración de tensiones en tracción y flexión, respectivamente, para la geometría particular de la Figura 1. Utilizando estos factores en la ecuación (2), la tensión axial en el punto de unión entre los haces longitudinales y transversales ($y = b$, $x = x_{\max}$) viene dada por

$$\sigma = \sigma_n \left[k_1 + 4k_2 \sin \frac{\pi(L-2a)}{2L} \right] \quad (3)$$

Para obtener una estimación sencilla de la distribución de tensiones alrededor de la concentración, se ha considerado la analogía con el caso límite de una entalla aguda bidimensional. En este caso, los campos asintóticos sobre un plano radial con origen en la punta de la entalla son conocidos y tienen la forma B/r^γ , donde r es la distancia al origen de la entalla, B es un factor de intensidad de tensiones generalizado que depende de la geometría y las condiciones de carga, y γ define el tipo de singularidad. Si se supone un ángulo promedio de la entalla de 270° , se tiene $\gamma = 0.4555$ (ver, por ejemplo, [6]).

El campo real de tensiones en las proximidades del vértice redondeado se ha estimado, en primera aproximación, a través de la solución B/r^γ para una entalla aguda (véase la Figura 2). El valor de B se ha determinado imponiendo la condición de que el campo asintótico coincida con la concentración de tensiones conocida (3) a una distancia característica del vértice de la entalla. Para ello, se han utilizado los resultados conocidos para la comparación entre una grieta afilada y una grieta con enroscamiento [7,8], y se ha elegido una distancia característica $r_1/4$, donde r_1 es el radio de la entalla. Esta solución puede considerarse aceptable en un determinado rango de distancias $r_1 \leq r \leq r_2$, donde r_2 se ha definido como aquella distancia a la que la solución asintótica de tensiones coincide con el campo remoto dado por la ecuación (2).

Es importante destacar que este análisis sólo proporciona una primera aproximación para la concentración de tensiones en la sección transversal del haz longitudinal. Sería deseable refinar el análisis para estimar tanto la extensión angular de la zona con concentración de tensiones como la variación angular de las tensiones en esa zona. El modelo que aquí se

presenta, en su fase actual de desarrollo, prescinde de la variación de las tensiones con el ángulo, y el ángulo α que abarca la región de concentración de tensiones permanece, por el momento, como un parámetro de ajuste.

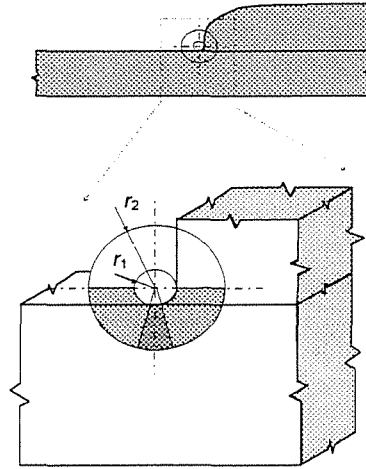


Fig. 2. Esquema de la geometría considerada para el análisis de la concentración de tensiones en las intersecciones entre los haces longitudinales y transversales.

2.4. Modelo de fractura del material tejido

Los datos disponibles en la bibliografía [9] indican que las tensiones de rotura de los haces de fibras rectos sometidos a tracción uniforme obedecen a una distribución de Weibull de la forma

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{S}{S_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (4)$$

donde F es la probabilidad de fallo del haz sometido a una tensión uniforme σ . S y S_0 son el tamaño del haz y el tamaño de referencia, respectivamente; y σ_0 y m son los parámetros de la distribución.

En el caso que nos ocupa, el campo de tensiones no es uniforme sino que sigue una cierta distribución $\sigma(x,y)$ sobre la sección longitudinal del haz S_0 en este modelo bidimensional. La probabilidad de fallo de un haz puede calcularse entonces mediante la expresión

$$F = 1 - \exp \left(- \frac{1}{S_0 \sigma_0^m} \int_{S_0} \langle \sigma(x,y) \rangle^m ds \right) \quad (5)$$

donde

$$\langle \sigma \rangle = \begin{cases} 0, & \text{si } \sigma \leq 0 \\ \sigma, & \text{si } \sigma > 0 \end{cases} \quad (6)$$

La integral de la ecuación (5) es relativamente complicada, pero puede resolverse analíticamente para la distribución $\sigma(x,y)$ definida en los apartados anteriores. El resultado se puede escribir de la forma

$$F = 1 - \exp \left[- \frac{Q}{S_0} \left(\frac{\sigma_n}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (7)$$

donde σ_n es la tensión nominal en el haz definida por la ecuación (1) y Q es el factor resultante de la anterior integral que representa la influencia del campo no uniforme de tensiones. Los detalles del cálculo de Q y su expresión analítica se pueden encontrar en la referencia [5].

La ecuación (7) se utiliza, junto con un método de transformación [10] para generar una población de N haces de la capa de material tejido con resistencias nominales σ_i

$$\sigma_i = \sigma_0 \left[- \frac{S_0}{Q} \ln(1 - F_i) \right]^{\frac{1}{m}}, \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (8)$$

donde N es el número de haces longitudinales en la capa, y los valores de las probabilidades acumuladas F_i se eligen aleatoriamente entre 0 y 1.

Si se desprecia la contribución de los haces transversales, la resistencia de la capa viene definida por el fallo sucesivo de los N haces longitudinales. Por comodidad, las resistencias de los haces generadas mediante la ecuación (8) se suponen ordenadas de menor a mayor, es decir, $\sigma_1 \leq \sigma_2 \leq \dots \leq \sigma_N$. Consideremos ahora la situación en la que los k haces más débiles han fallado. Si se supone una transferencia de carga global entre los haces intactos, la carga máxima que puede soportar la capa antes de que se produzca el fallo del $(k + 1)$ -ésimo haz es

$$P_k = A \sigma_{k+1} (N - k) \quad (9)$$

donde $A = \pi ab$ es el área transversal del haz. Por tanto, la carga de rotura de la capa vendrá dada por el

máximo de los valores P_k de la ecuación (9), para $k = 0, 1, \dots, N-1$.

3. RESULTADOS

El modelo se ha aplicado a un material compuesto tejido en dos direcciones, SiC/SiC, fabricado por SEP (Francia). En la Tabla 1 se resumen los parámetros necesarios para la descripción del modelo, que han sido obtenidos de la bibliografía [9] y como resultado de trabajos anteriores de los autores [5].

La Figura 3 muestra la distribución de cargas de rotura predicha por el modelo utilizando los resultados de 1000 simulaciones. Se presentan las predicciones obtenidas con los tres niveles de aproximación al campo de tensiones en los haces longitudinales: (i) tensión uniforme σ_n ; (ii) componentes uniforme y de flexión; y (iii) componentes uniforme y de flexión más el efecto de la concentración de tensiones para un ángulo $\alpha = 20^\circ$. Se muestran también en la figura las medidas experimentales obtenidas para el mismo material por Munier et al. [12].

Los resultados indican claramente la influencia de la concentración de tensiones que se produce en la intersección entre los haces longitudinales y transversales. Puede observarse que el despreciar la influencia de las concentraciones de tensiones conduce a sobrestimar la carga de rotura en un 15-20%. Las observaciones experimentales sobre materiales tejidos confirman la importancia de este efecto y ponen de manifiesto que la mayoría de las grietas se inician en estas zonas de concentración de tensiones [13,14].

4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo que describe la distribución de la carga de rotura de una capa de material compuesto de matriz cerámica tejido en dos direcciones. Las predicciones del modelo muestran una buena concordancia con los resultados experimentales. El modelo pone claramente de manifiesto el efecto nocivo de las concentraciones de tensiones en las zonas próximas a las intersecciones entre los haces de fibras longitudinales y transversales.

Tabla 1. Parámetros para el modelo de fractura de capas tejidas 2D de SiC/SiC.

N	a (μm)	b (μm)	L (mm)	$r_1 (=b/10)$ (μm)	σ_0 (MPa)	m	S_0 (mm^2)	k_1 [11]	k_2 [11]	B/σ_n
12	613	91.3	1.55	9.13	475.3	6.7	9.13	3.54	2.39	0.8624

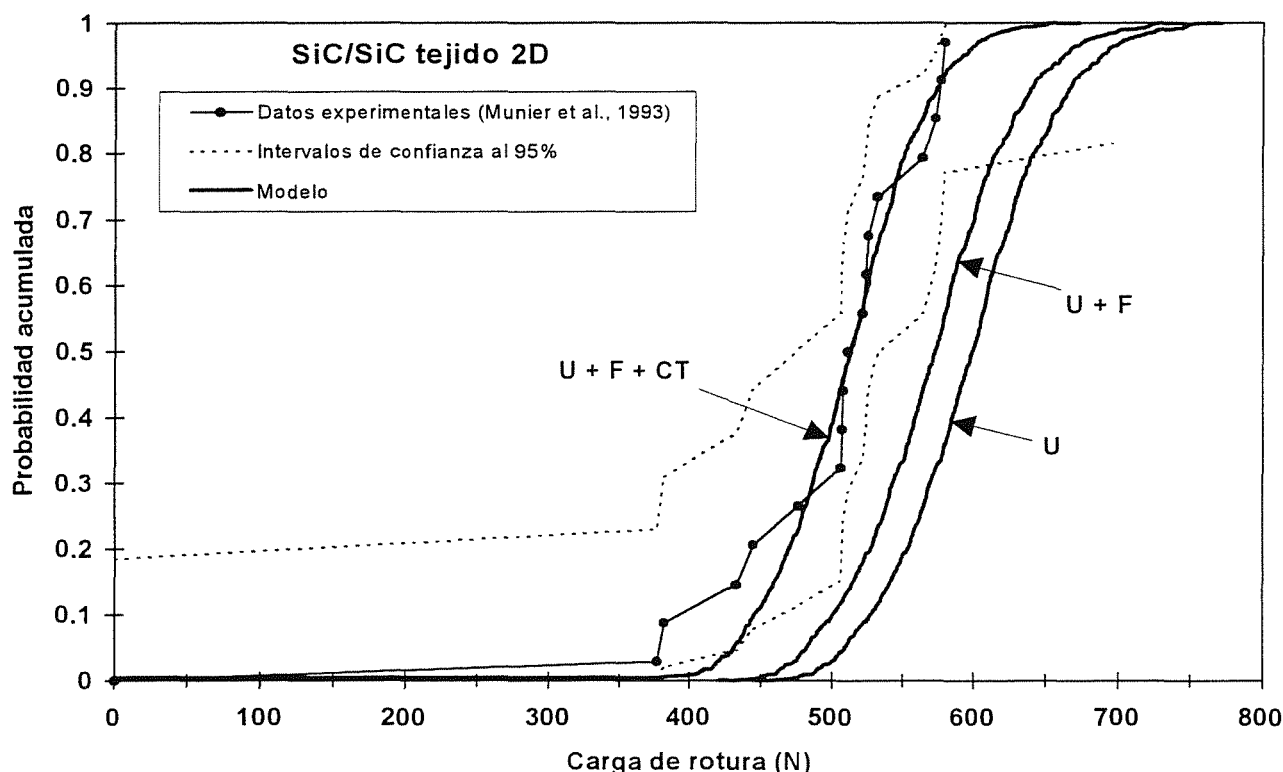


Fig. 3. Resultados experimentales [12] y predicciones del modelo para la carga de rotura de una capa de material tejido SiC/SiC. U: tensión uniforme; U+F: componentes uniforme y de flexión; U+F+CT: componentes uniforme y de flexión más concentración de tensiones.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el marco del proyecto BRITE-EURAM BE-5462 con financiación de la Comisión Europea, liderado por Rolls-Royce plc (Reino Unido) y en colaboración con SNECMA, SEP, ONERA, LMCTS (Francia) y LGAI (Barcelona). El CEIT agradece también la financiación recibida por Rolls-Royce plc, SNECMA y SEP.

Se agradece asimismo la financiación de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y de la Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco para la adquisición de parte del equipo utilizado en este trabajo.

A.M.D., M.R.E. e I.P. quieren agradecer a la Comisión de la Unión Europea, Dirección General XII para la Ciencia, Investigación y Desarrollo, al Ministerio de Educación y Ciencia, y al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, respectivamente, las becas recibidas.

REFERENCIAS

- [1] Aveston, J., Cooper, G.A. y Kelly, A., "The properties of fibre composites", Proc. Conference on the Properties of Fibre Composites, National Physical Laboratory, Teddington, UK, Paper 2, IPC Science and Technology Press Ltd., Guilford, UK, 15-26 (1971).
- [2] Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M., Daniel, A.M., Sánchez, J.M., Puente, I. y Elizalde, M.R., "Load transfer in ceramic matrix composites", International Journal of Fracture, 76, R55-R60 (1996).
- [3] Martínez-Esnaola, J.M., Martín-Meizoso, A., Daniel, A.M., Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Puente, I. y Fuentes, M., "Localised stress redistribution after fibre fracture in brittle matrix composites", Composites Part A (1997), en prensa.

- [4] Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M., Sánchez, J.M., Puente, I., Elizalde, M.R., Daniel, A.M. y Fuentes, M., "Modelling the tensile fracture behaviour of the reinforcing fibre yarns in ceramic matrix composites", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* (1997), aceptado para su publicación.
- [5] Elizalde, M.R., Gil-Sevillano, J., Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M. y Sánchez, J.M., BRITE-EURAM Project BE-5462, Report MAT1205.T15, CEIT (1996).
- [6] Atkinson, C., Bastero, J.M. y Martínez-Esnaola, J.M., "Stress analysis in sharp angular notches using auxiliary fields", *Engineering Fracture Mechanics*, **31**, 637-646 (1988).
- [7] Creager, M. y Paris, P.C., "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking", *International Journal of Fracture*, **3**, 247-252 (1967).
- [8] Martín-Meizoso, A. y Gil-Sevillano, J., "Revisión de efectos warm prestressing para un acero A533-B1", *Revista de Metalurgia*, **27**, 250-264 (1991).
- [9] Munier, E., Renard, J. y Boussuge, M., "Finite element simulation of the mechanical behavior of monolayer bidirectional woven SiC/SiC composites", en *High Temperature Ceramic Matrix Composites*, Proc. HT-CMC1, R. Naslain, J. Lamon and D. Doumeingts (Eds.), Woodhead Publishing Ltd., Cambridge, 557-564 (1993).
- [10] Press, W.H., Flannery, B.P., Teukolsky, S.A. y Vetterling, W.T., "Numerical Recipes", Cambridge University Press, New York (1986).
- [11] Young, W.C., "Roark's Formulas for Stress & Strain", McGraw-Hill, New York (1989).
- [12] Munier, E., Fréty, N. y Boussuge, M., "Comportement mécanique de torons SiC/SiC", en *Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres*, Hermès, Paris (1993).
- [13] Labrugere, C., Guette, A., Naslain, R., Guillaumat, L. y Lamon, J., "Etude des composites 2D SiC/SiC et SiC/MAS-L", *Laboratoire des Composites Thermostructuraux*, Pessac (1994).
- [14] Guillaumat, L. y Lamon, J., "Multi-fissuration de composites SiC/SiC", en *Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres*, Hermès, Paris (1993).