Evaluación de la disminución de la rigidez en composites de matriz polímero mediante un modelo de fragmentación de fibras

A.Turon, J.Costa, J. A.Mayugo, D.Trias

Anàlisi i Materials Avançats pel Disseny Estructural (AMADE)
Escola Politècnica Superior. Universitat de Girona.
Avda. Lluís Santalò s/n, 17071 Girona
Telf. 972418400 e-mail: albert.turon@udg.es

Resumen. Al someter un composite reforzado con fibras de comportamiento frágil a una cierta deformación, se suceden de manera estocástica una serie de roturas en las fibras. En los puntos donde se ha producido una rotura, la tensión axial soportada por la fibra es disminuye y la carga se transmite mediante el esfuerzo cortante entre fibra y matriz. En esta comunicación se presenta un modelo analítico que permite la evaluación de la disminución de la rigidez aparente en un composite a medida que aumenta la fragmentación de la fibra. Este modelo se desarrolla para el caso de un composite reforzado con una sola fibra, y para estados iniciales de la fragmentación. El modelo tiene en cuenta el efecto de la dimensión de la fibra. Estos resultados se extrapolan para un composite reforzado con varias fibras, asumiendo una redistribución igual de la carga que dejan de soportar aquellas fibras rotas, entre las demás fibras de la sección (*GLS-global load sharing*).

Abstract. When a load is applied to a composite reinforced with brittle fibres, fibre fails stochastically at various flaws along them. At the fibre crack, the fibre axial stress is zero and the load is carried by the shear stress that appears between the matrix and the fibre. This paper presents an analytical model for predicting the apparent stiffness reduction in the composite due to fibre breakage. This model has been developed for a single filament composite on the initial fragmentation stages. The model also accounts for the effect of finite fibre length. The results are extrapolated to a multiple-fibre reinforced composite. To perform this extrapolation a global load sharing (GLS) is assumed.

1. INTRODUCCIÓN

La utilización de fibras cerámicas, de carbono o vidrio mayoritariamente, como refuerzo en composites para aplicaciones estructurales es cada vez más extendida, debido a su buena relación entre su rigidez y densidad (rigidez específica).

Es conocido desde hace muchos años que las fibras frágiles, como las fibras de vidrio, aramida o carbono, presentan una variabilidad en su resistencia, debido a la presencia de defectos y/o grietas superficiales, que aparecen durante la manufactura de éstas o su posterior manipulación. Además, la resistencia media de la fibra depende de su longitud, de manera que cuanto más larga sea ésta, mayor será la probabilidad de rotura.

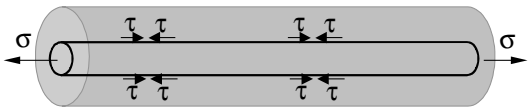
Debido a esta variabilidad en la resistencia de las fibras, cuando se somete un composite a una cierta carga axial, se suceden de manera estocástica, una serie de roturas en las fibras. En los puntos donde se ha producido una rotura la tensión axial que soporta la fibra es nula, aumentando ésta a medida que nos alejamos del punto de rotura, hasta llegar a un valor constante (*far-field stress)*. Esta redistribución de tensiones produce que la rigidez aparente en el composite disminuya.

En esta comunicación se presenta un modelo analítico que permite la evaluación de la disminución de la rigidez aparente en el composite a medida que aumenta la fragmentación en sus fibra.

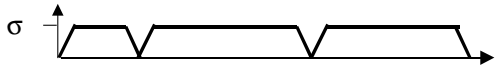
Inicialmente se considera un composite formado por una sola fibra arraigada en una matriz polimérica. El modelo analítico se desarrolla para este composite y luego se extrapolan los resultados para un composite con varias fibras, asumiendo una distribución de cargas global GLS (*global load sharing*), esto es, cuando se produce una rotura en una fibra, la carga axial que ésta deja de soportar se distribuye uniformemente por el resto de fibras de la sección. Esta hipótesis será valida en etapas iniciales de la fragmentación de la fibra.

2. EVALUACIÓN DE LA TENSIÓN MEDIA EN LA FIBRA

Al someter un composite a una cierta carga axial se suceden en ésta una serie de roturas, apareciendo progresivamente fragmentos de longitud cada vez menor.



Fragmentación de la fibra al someter el compuesto a una carga axial.



Distribución de tensiones a lo largo de la fibra

Fig. 1. Fragmentación de la fibra al someter el composite a una carga axial.

En los puntos donde se produce una rotura, la tensión axial que soporta la fibra es nula, incrementándose hasta un valor constante (*far-field stress*), a medida que nos alejamos del punto donde se ha producido la rotura. La distancia entre el punto donde se ha producido la rotura y el punto donde se alcanza el valor de tensión constante en la fibra se llama longitud de exclusión (l_{ex}). Ésta longitud depende de diferentes parámetros como el diámetro de las fibras, la tensión cortante máxima entre la fibra y la matriz...

Existen numerosos modelos de transmisión del esfuerzo cortante (*shear-lag models)*, algunos de ellos bastante complejos, que permiten cuantificar la longitud de exclusión y aproximar el perfil de tensiones en éstas zonas [1-2]. En esta comunicación se utiliza un modelo sencillo, introducido por primera vez por Kelly-Tyson en 1965 [3].

Este modelo asume que la tensión aumenta linealmente desde el punto donde se ha producido la rotura hasta un valor constante e igual a $E_f\varepsilon$, donde E_f denota el módulo de Young de la fibra y ε la deformación a la que se ha sometido el composite (esta aproximación será válida, en etapas iniciales de la fragmentación de la fibra, cuando el número de roturas no sea muy importante).

En la vecindad de los puntos donde se ha producido una rotura la carga se transmite mediante el cortante entre la fibra y la matriz. Algunos resultados experimentales, muestran que puede considerarse éste cortante como un valor constante, aunque no todos los trabajos llegan a la misma conclusión. Con estas consideraciones la longitud de exclusión se obtiene mediante la siguiente relación:

$$l_{ex} = \frac{r \cdot E_f \cdot \varepsilon}{2 \cdot \tau} \qquad (1)$$

dónde r es el radio de la fibra y τ el cortante entre fibra y matriz.

Para la evaluación de la tensión media cabe distinguir entre fragmentos de longitud mayor o menor a dos veces la longitud de exclusión (l_{ex}). Integrando el área bajo la curva por unidad de longitud se obtiene la tensión media en cada fragmento.

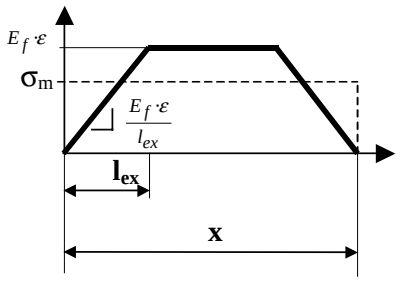


Fig. 2. Perfil de tensión axial en un fragmento de fibra de longitud (X) superior al doble de la longitud de exclusión ($X \geq 2l_{ex}$).

- $X \geq 2l_{ex}$. Fragmentos de longitud superior a dos veces la longitud de exclusión (véase Fig. 2)

$$\sigma_m(x) = E_f \cdot \varepsilon \cdot \left(1 - \frac{l_{ex}}{x}\right) \qquad (2)$$

- $X < 2l_{ex}$. Fragmentos de longitud inferior a dos veces la longitud de exclusión (véase Fig. 3)

$$\sigma_m(x) = E_f \cdot \varepsilon \cdot \frac{x}{4 \cdot l_{ex}} \qquad (3)$$

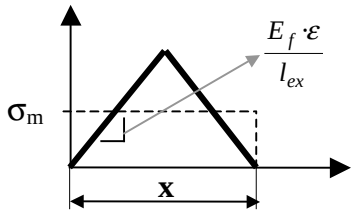


Fig. 3. Perfil de tensión axial en un fragmento de fibra de longitud inferior al doble de la longitud de exclusión ($L < 2l_{ex}$).

La tensión media en toda la fibra se obtiene integrando las ecuaciones (2) y (3) para todos los fragmentos que hayan aparecido en el composite.

Dado que las roturas en la fibra se producen de manera estocástica, la longitud de los distintos fragmentos en que se divide la fibra puede considerarse como una variable aleatoria. Esta variable aleatoria poseerá su ley de densidad correspondiente, *f(x),* con la cual se puede inferir el valor esperado de la tensión media en la fibra (σ_m), tal y como muestra la ecuación (4), dónde $\Sigma(x)$ es la tensión media en un fragmento de longitud x.

$\Sigma(x)$ se fórmula como una función definida a trozos, utilizando las ecuaciones (2) o (3), según se la longitud de la fibra considerada (véase la ecuación (5)).

$$\sigma_m = \langle \Sigma(L) \rangle = \int \Sigma(x) \cdot f(x) \cdot dx \qquad (4)$$

$$\Sigma(x) = \begin{cases} E_f \cdot \varepsilon \cdot \dfrac{x}{4 \cdot l_{ex}} & x < 2 \cdot l_{ex} \\ E_f \cdot \varepsilon \cdot \left(1 - \dfrac{l_{ex}}{x}\right) & 2 \cdot l_{ex} \le x \le L \end{cases} \qquad (5)$$

La estimación del valor esperado de la tensión media en la fibra depende críticamente de la correcta formulación de la ley de densidad que modela la longitud de los fragmentos que van apareciendo a medida que se suceden las roturas en la fibra.

3. FRAGMENTACIÓN DE LA FIBRA

El fallo de las fibras esta controlado por la distribución estadística de los defectos o grietas superficiales que han aparecido durante el proceso de fabricación y manufactura de éstas, así como durante el proceso de conformación del composite.

La resistencia para una fibra frágil de longitud L_0 es ampliamente aproximada mediante una distribución de Weibull de dos parámetros [4]. Una fibra de longitud L sobrevivirá a un estado tensional σ siempre y cuando ninguno de los segmentos de longitud L_0 que la conforman se rompa (*weakest link esffect*), la probabilidad de fallo de dicha fibra se representa mediante la ecuación (6):

$$P(\sigma, L) = 1 - e^{-\frac{L}{L_0}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{\rho}} \qquad (6)$$

dónde σ_0 y ρ son los parámetros de Weibull (factor de escala y de forma, respectivemente).

Varios autores han mostrado que la ecuación (6) es una buena aproximación para fibras de longitudes cercanas a L_0, por ejemplo, Curtin [5] establece un rango de validez de la ecuación entre $0.1 \cdot L_0$ y $10 \cdot L_0$. Otros autores sugieren otras aproximaciones [6-7], introduciendo otro parámetro en la ecuación (6). Andersons [8] realiza un estudio sobre las diferencias obtenidas en los parámetros de Weibull para distintas longitudes de fibra y con diferentes métodos experimentales. En él se observan diferencias importantes en los parámetros estimados.

A partir de la ecuación (6) se deduce que en estados iniciales de la fragmentación, el número de roturas que se suceden en la fibra sigue una ley de Poisson. El valor esperado del número de roturas producidas en la fibra se obtiene mediante la ecuación (7), véase por ejemplo [9].

$$\langle N \rangle = \frac{L}{L_0} \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{\rho} \qquad (7)$$

Éste resultado es ampliamente usado en la literatura para el cálculo de los parámetros de Weibull mediante experimentos de emisión acústica [10-11]. Cabe sin embargo enfatizar que este resultado es válido en estados iniciales de la fragmentación de la fibra, debido a que a medida que la fragmentación avanza, algunas grietas o defectos de la fibra, que fallarían en condiciones normales, no lo hacen, al encontrarse cerca de una rotura previa (dentro de la zona de exclusión, a una distancia inferior a l_{ex}) y por lo tanto soportan una tensión inferior a la que soporta el resto de la fibra. En estas zonas no aparecerán más roturas. Existen algunas aproximaciones numéricas que tienen en cuenta este fenómeno (véase por ejemplo [9]).

Si se asume que el número de roturas o fallos en la fibra sigue un proceso de Poisson, entonces la distancia entre roturas, sigue una ley exponencial [12]:

$$f(x) = e^{-\Lambda \cdot x} \qquad (8)$$

dónde Λ indica el número de roturas producidas por unidad de longitud de la fibra:

$$\Lambda = \frac{\langle N \rangle}{L} = \frac{1}{L_0} \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{\rho} \qquad (9)$$

La ecuación (8) es válida para un fibra de longitud infinita y para estados iniciales de la fragmentación. Algunos autores [13-14] proponen otras funciones de densidad que permiten modelar densidades de rotura importantes, pero en ellos no tienen en cuenta el efecto de la longitud de fibra finita (*size effect*). Andersons y sus colaboradores [8] tratan este problema y proponen a su vez una nueva función de densidad, para la distribución de longitudes de los fragmentos de fibra, que tiene en cuenta el efecto que produce la longitud de fibra finita:

$$f(x) = \frac{e^{-\Lambda \cdot x}}{1 + L \cdot \Lambda} \cdot \left[\delta(L - x) + 2 \cdot \Lambda + \Lambda^2 \cdot (L - x)\right] \qquad (10)$$

dónde $\delta(L - x)$ es la conocida función delta de Dirac.

4. DISMINUCIÓN DE LA RIGIDEZ APARENTE EN LA FIBRA

Si se considera un composite reforzado con una sola fibra arraigada en una matriz polimérica cuya deformación última sea como mínimo tres veces la deformación última de la fibra, la evolución esperada de

la rigidez se determina a partir de la ecuación (4), substituyendo en ésta la ecuación (10).

$$\sigma_m = E_f \cdot \varepsilon \left(\int_0^{2 \cdot l_{ex}} \frac{x}{4 \cdot l_{ex}} \cdot f(x) dx + \int_{2 \cdot l_{ex}}^{L} \left(1 - \frac{l_{ex}}{x} \right) f(x) dx \right) \quad (11)$$

donde se ha aproximado $\sigma = E_f \cdot \varepsilon$, siendo E_f el módulo de Young de la fibra, ε la deformación en el composite y σ la tensión efectiva. Si se resuelve la ecuación anterior se obtiene la relación entre la tensión media o aparente en el composite y la deformación en este:

$$\begin{aligned} \sigma_m = E_f \cdot \varepsilon \Bigg(& \frac{L}{2 l_{ex} (1 + L\Lambda)} \left(1 - e^{-2 l_{ex} \Lambda} \right) + \\ & + \frac{1 + l_{ex} \Lambda}{1 + L\Lambda} e^{-2 l_{ex} \Lambda} - \frac{l_{ex}}{L} e^{-L\Lambda} + \\ & + \Lambda l_{ex} \frac{2 + L\Lambda}{1 + L\Lambda} \left[\Gamma(0, \Lambda L) - \Gamma(0, 2 l_{ex} \Lambda) \right] \Bigg) \end{aligned} \quad (12)$$

dónde $\Gamma(0, x)$ es la función Gamma, formulada según muestra la ecuación (13).

$$\Gamma(0, x) = \int_x^{\infty} \frac{e^{-t}}{t} dt \quad (13)$$

En el supuesto que la rigidez aparente de la fibra no haya sufrido ninguna variación respecto la inicial (ninguna rotura de fibra, la relación tensión-deformación se obtendría mediante la ecuación (14):

$$\sigma = E_f \cdot \varepsilon \quad (14)$$

A medida que se suceden las roturas se observa que la tensión aparente de la fibra ya no sigue la relación (14). De una forma general podríamos suponer que la rigidez aparente del sistema disminuye en función de la densidad de roturas (Λ) que se hayan producido y de la longitud de exclusión (l_{ex}). Así pues la nueva relación tensión deformación será:

$$\sigma = E(\Lambda, l_{ex}) \cdot \varepsilon \quad (15)$$

Comparando las ecuaciones (12) y (14), se obtiene que la evolución de la rigidez aparente en la fibra se puede expresar según la ecuación:

$$\begin{aligned} E(\Lambda, l_{ex}) = E_f \Bigg(& \frac{L}{2 l_{ex} (1 + L\Lambda)} \left(1 - e^{-2 l_{ex} \Lambda} \right) + \\ & + \frac{1 + l_{ex} \Lambda}{1 + L\Lambda} e^{-2 l_{ex} \Lambda} - \frac{l_{ex}}{L} e^{-L\Lambda} + \\ & + \Lambda l_{ex} \frac{2 + L\Lambda}{1 + L\Lambda} \left[\Gamma(0, \Lambda L) - \Gamma(0, 2 l_{ex} \Lambda) \right] \Bigg) \end{aligned} \quad (16)$$

5. EJEMPLOS DE SIMULACIÓN

A partir de la ecuación (16) se comprueba el efecto de longitud de exclusión (l_{ex}) en la disminución de la rigidez. Para ello se considera una fibra de longitud L=100 y se evalúa la disminución de la rigidez (E/E_f) para una longitud de exclusión constante e igual a 0.05, 0.2 y 0.5.

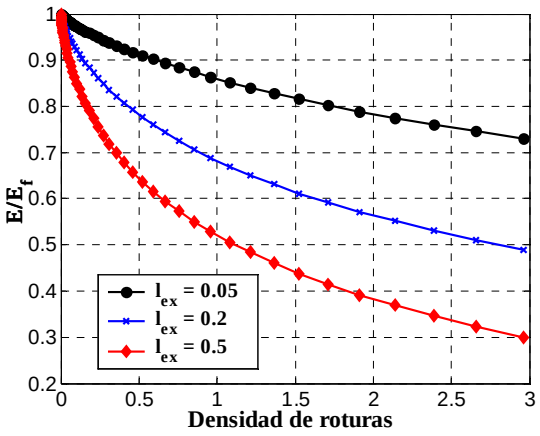


Fig. 4. Disminución de la rigidez aparente en la fibra. Influencia de la longitud de exclusión considerando la longitud de exclusión un parámetro constante e igual a 0.05, 0.2 y 0.5, respectivamente.

En la figura 4 se observa que la longitud de exclusión juega un papel importante en la disminución de la rigidez aparente. Cuanto mayor sea la longitud de exclusión, mayor será la disminución de la rigidez aparente.

De todas formas, tal y como muestra la ecuación (1), la longitud de exclusión depende de varios parámetros que se pueden considerar constantes y del producto $E_f \cdot \varepsilon$, de manera que la longitud de exclusión no será constante, excepto en ensayos a deformación constante.
El inverso del factor de proporcionalidad entre la longitud de exclusión y el producto $E_f \cdot \varepsilon$, al que notaremos como k, se obtiene a partir de la ecuación (1):

$$k = \frac{2 \cdot \tau}{r} \quad (17)$$

Si se asume que el cortante entre fibra y matriz (τ) es constante, este factor k será también constante.

Se evalúa la disminución de la rigidez para distintos valores de k y se observa que cuanto mayor sea este valor, y por tanto, menor sea la longitud de exclusión, menor será la disminución de la rigidez, tal y como muestra la Fig. 5.

En la Fig. 5, el valor de la deformación para una cierta densidad de roturas se ha inferido utilizando la ecuación (18), obtenida a partir de la ecuación (7).

$$\varepsilon = \frac{\sigma_0}{E_f}\left(\frac{L_0}{L}\right)^{1/\rho} \qquad (18)$$

Para la simulación se ha tomado una fibra de vidrio tratada con HNO_3 cuyos valores característicos se encuentran en la referencia [15]: L_0 = 10, ρ = 5, E_f = 73000, σ_0 = 300MPa.

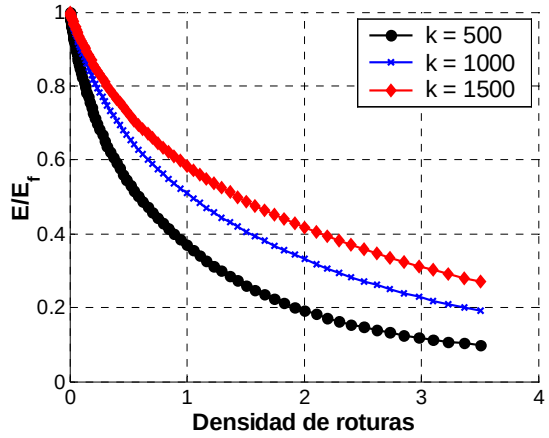


Fig. 5. Disminución de la rigidez aparente en la fibra. Influencia de la relación entre el cortante y el radio de la fibra. Se consideran unos valores *k* de 500, 1000 y 1500.

6. DISMINUCIÓN DE LA RIGIDEZ EN EL COMPOSITE

En un composite real, con varias fibras, muchos de los resultados anteriores son válidos: las fibras poseen la misma ley de probabilidad de falla, cuando se produce una rotura, la tensión que soporta la fibra en este punto es nula, incrementándose hasta llegar a un valor constante. De todas formas la evolución de la fragmentación durante la carga del composite resulta, en principio, diferente, debido a las concentraciones de tensiones que se producen en las fibras que se encuentran cerca de donde se haya producido una ruptura. La evolución de la fragmentación depende de forma crucial en la naturaleza de los mecanismos de transferencia de la carga entre las fibras rotas y las que no se hayan roto en la sección. En este trabajo se asume una redistribución igual de la carga entre todas las fibras de la sección (*GLS* o *global load sharing*). GLS asume que la carga perdida por una fibra en una posición axial z, debido a una ruptura en este punto o alguno cercano, se transfiere equitativamente entre el resto de fibras de la sección que no se hayan roto (y por tanto tienen un comportamiento elástico). En una situación GLS no se considera la existencia de concentraciones de tensiones. Esta hipótesis resulta razonable cuando menor sea el cortante entre fibra y matriz y en estados iniciales de la fragmentación. En otras situaciones el análisis debe llevarse a cabo teniendo en cuenta el efecto de la concentración de tensiones (*LLS* o *local load sharing*)

Por otro lado, la evaluación de la tensión en el composite se obtiene mediante la ley de mezclas:

$$\sigma = \sigma_f \cdot v_f + \sigma_M \cdot v_M \qquad (19)$$

dónde σ_f es la tensión media en la fibra, σ_M es la tensión media en la matriz, v_f la fracción volumétrica de fibra y v_M la fracción volumétrica de matriz.

La tensión media en la fibra se obtiene mediante al ecuación (12). La matriz se supone que tiene un comportamiento lineal en el rango de deformaciones en el que el modelo tiene validez (estados iniciales de la fragmentación). Así pues, la tensión en el composite se puede aproximar mediante la ecuación:

$$\sigma = \left(E_f(\Lambda, l_{ex})\cdot v_f + E_M \cdot v_M\right)\cdot\varepsilon \qquad (20)$$

donde $E_f(\Lambda, l_{ex})$ se obtiene con la ecuación (16). Así pues, la evolución de la rigidez a medida que aumenta la fragmentación se aproxima con la ecuación (21).

$$E = E_f(\Lambda, l_{ex})\cdot v_f + E_M \cdot v_M \qquad (21)$$

La rigidez inicial del compuesto se obtiene mediante la ecuación (22).

$$E = E_f \cdot v_f + E_M \cdot v_M \qquad (22)$$

7. EJEMPLOS DE SIMULACION

Se considera un composite constituido por fibras de las mismas características que las utilizadas anteriormente en la simulación. Se considera el volumen de fibra del 60% y el modulo de Young de la matriz de 3000 MPa. En la Fig. 6 se observa la disminución de la rigidez aparente respecto la rigidez inicial (ecuación 21), a medida que aumenta la deformación en el compuesto. Se simulan probetas de distinta longitud para comprobar que el modelo es sensible a este efecto. La densidad de roturas se calcula utilizando la ecuación (9) y la longitud de exclusión utilizando la ecuación (1).

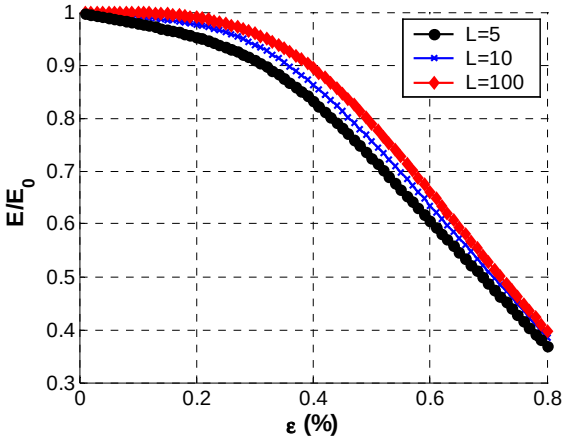


Fig. 6. Disminución de la rigidez aparente en el compuesto para probetas de distinta longitud. Se consideran probetas de longitud 2, 10 y 100.

8. CONCLUSIONES

Se ha propuesto un modelo para la evaluación de la disminución de la rigidez aparente en composites reforzados con fibras frágiles. El modelo propuesto resulta válido para fibras frágiles y en estados iniciales del proceso de fragmentación de la fibra. En estados de fragmentación más avanzados el proceso está controlado por la ruptura masiva de las fibras, formando clusters, el crecimiento de los cuales provoca el fallo del compuesto.

Además, el modelo es sensible a la variación en la longitud de la fibra.

El siguiente paso será la comparación del modelo presentado con resultados experimentales que permitan su validación.

Además, dada la forma en la que se ha formulado el modelo, en función del número de roturas, se pueden introducir de manera directa otros fenómenos, como por ejemplo el de fatiga estática.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo lo ha financiado la DGICYT mediante contrato: MAT 2000-0741-C02. El primer autor agradece la beca BR01/09 concedida por la Universidad de Girona.

REFERENCIAS

[1] Cox, H.L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. Brit. J. Appl. Phys. , 3, 72-79 (1952)

[2] Kim, J.K, Mai, Y.W. Engineered interfaces in fiber reinforced composites. Elsevier (1998)

[3] Kelly, A. Tyson, W.R. Tensile properties of fibre-reinforced metals copper/tungsten and copper/molybdenum. J. Mech. Phys. Sol., 13, 989-91 (1965)

[4] Weibull, W. A statistical distribution function of wide applicability. ASME J. 293-297 (1952)

[5] Curtin, W.A. Stochastic Damage Evolution and Failure in Reinforced Composites. Advances in Applied Mechanics, 36, 164-253 (1999)

[6] Watson, AS y Smith RL. An examination of statistical theories for fibrous materials in the light of experimental data. J Mater Sci, 20, 3260-70 (1985)

[7] Curtin, W. A. Tensile strength of reinforced composites. III. Beyond the traditional Weibull model for fibre strengths . J. Comp. Mater., 34(15), 1301-32 (2000).

[8] Andersons, J., Joffe, R., Hojo, M. y Ochiai, S. Glass fibre strength distribution determined by common experimental methods. Comp. Sci. Tech., 62, 131-145 (2002)

[9] Gulino, R y Phoenix S.L. Weibull strength statistics for graphite fibres measured from the break progression in a model graphite/glass/epoxy micro composite. J. Mater. Sci., 26, 3107-3118 (1991)

[10] Netravali ,A. N . Topolesi, L.L.T. Sachse, W.H. y Phoenix, S.L. An acoustic emission technique for measuring fibre fragment length distributions in the single-fibre-composite test. Comp Sci Tech, 35, 13-29 (1989)

[11] Manor, A. y Clough, R.B. In-situ determination of fibre strength and segment length in composites by means of acoustic emission. Comp. Sci. Tech., 45, 73-81 (1992)

[12] Andersons, J., Joffe, R., Hojo, M. y Ochiai, S. Glass fibre fragment distribution in a single-fibre composite tension test. Composites Part B, 32(4), 323-32 (2001)

[13] Hui, C.Y. Phoenix, S.L. Ibnabdeljalil, M. y Smith, R.L. An exact closed from solution for fragmentation of weibull fibers in a single filament composite with applications to fiber-reinforced ceramics. J. Mech. Phys. Solids, 43(10), 1551-1585 (1995)

[14] Curtin, W. A. Exact theory of fibre fragmentation in a single-filament composite. J. Mat. Sci., 26, 5239-5253 (1991)

[15] Young, R.J. Thongpin, C. Standford, J.L. Lovell, P.A. Fragmentation analysis of glass fibres in model composites through the use of Raman spectroscopy. Composites Part A, 32, 253-269 (2001)