

Efecto de las tensiones residuales de curado en el fallo entre fibras ante tracción transversal

E. Correa, V. Mantic y F. París

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla.

RESUMEN

En este trabajo se estudia la influencia a escala micromecánica de las tensiones residuales, provenientes de la última fase del proceso de fabricación de los materiales compuestos fibrosos, el curado del material, en el fallo entre fibras ante cargas de tracción. En concreto, el efecto de la presencia de las tensiones residuales de curado sobre la aparición de los primeros despegues es discutido de forma analítica, mientras que los pasos posteriores del mecanismo de daño, e.d. el crecimiento de las grietas a lo largo de la interfase y el cambio de la dirección de propagación hacia la matriz, son analizados mediante un modelo de fibra única, utilizando como herramienta de resolución el Método de los Elementos de Contorno y evaluando los resultados obtenidos a la luz de la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase. Las conclusiones obtenidas predicen un efecto protector de las tensiones residuales de curado frente al inicio del fallo, sin que la morfología del mismo se vea alterada de forma significativa respecto del caso en que no se consideren dichas tensiones.

1. INTRODUCCIÓN

En el proceso de fabricación de los materiales compuestos fibrosos existe una última fase en la que se produce el curado del material. La diferente capacidad de contracción de las fibras frente a la matriz provoca la aparición de tensiones residuales durante esta fase del proceso, quedando éstas almacenadas en el material. La presencia de estas tensiones puede afectar tanto a la resistencia como a la rigidez del laminado e influir en el desarrollo de los mecanismos de rotura.

El estudio de las tensiones residuales a nivel macro- y meso-mecánico se encuentra ampliamente desarrollado, existiendo diversos métodos capaces de cuantificarlas, Andersson et al. (2000). A nivel micromecánico, sin embargo, dada la alta complejidad del material a esta escala, la medida y predicción de estas tensiones presenta más dificultades. Ya que el conocimiento de los mecanismos de fallo a este nivel resulta fundamental para el desarrollo de criterios de fallo que permitan un diagnóstico más completo de la aparición de estos mecanismos, París (2001), el análisis de la influencia de las tensiones de curado a esta escala adquiere también gran relevancia.

En lo que se refiere al caso particular del fallo entre fibras (también llamado fallo de la matriz) ante carga exterior de tracción, éste ya ha sido objeto de diversos estudios micromecánicos, París et al. (2003) y (2007). Dichos estudios han permitido conocer la génesis del daño a esta escala así como su posterior desarrollo, previo al macrofallo del material. Este mecanismo de daño, característico de los problemas de impacto y

provocado por una carga de tracción dominante que actúa transversalmente a las fibras comienza con la aparición de pequeños despegues en las interfases fibra-matriz. Los defectos iniciales presentan un primer periodo de crecimiento inestable a lo largo de las interfases (grietas de interfase) que finaliza cuando han alcanzado una cierta longitud. A partir de ese momento el crecimiento de la grieta en la interfase adquiere carácter estable lo que propicia la aparición de una fase distinta del mecanismo de rotura: la propagación hacia la matriz. Las grietas de interfase, por tanto, cambiarán bruscamente de dirección de propagación orientándose hacia la matriz en dirección normal a la carga exterior aplicada y propagándose inestablemente a través de ella. La coalescencia de las grietas en la matriz conduce a la macro-rotura del material.

El trabajo aquí presentado constituye una continuación de los estudios previos referentes al fallo entre fibras ante tracción transversal y analiza la influencia de las tensiones residuales en las conclusiones obtenidas hasta el momento sobre el desarrollo de este mecanismo de rotura, resumidas en el párrafo anterior. Para ello se ha realizado un modelo de fibra única con el Método de los Elementos de Contorno (MEC), cuyos resultados se analizan en base a la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase.

2. MODELO DE FIBRA ÚNICA

El estudio se ha llevado a cabo utilizando una herramienta basada en el MEC, París y Cañas (1997), que permite el análisis numérico del problema elástico plano con presencia de contacto y grietas de interfase, de forma análoga a la descrita en Graciani et al. (2005) para problemas axisimétricos. El modelo básico empleado se muestra en la Figura 1 y representa el caso de una grieta que, bajo la hipótesis de deformación plana, crece a lo largo de la interfase centrada en el eje 2 y simétricamente respecto a él. Debido a la simetría sólo es necesario estudiar la mitad del problema. Este modelo básico será utilizado en el apartado 4 de este trabajo.

Para caracterizar el problema desde el punto de vista de la Mecánica de la Fractura se utilizará el índice de liberación de energía, G. La expresión empleada, basada en la técnica del cierre de grieta virtual, Irwin (1957), para una grieta circunferencial que se propaga desde un cierto ángulo θ_0 , Figura 1, hasta $\theta_0 + \Delta\theta$ ($\Delta\theta \ll \theta_0$), es:

$$G(\theta_0, \Delta\theta) = \frac{1}{2\Delta\theta} \int_{\theta_0}^{\theta_0 + \Delta\theta} [\sigma_{rr}(\theta_0 + \theta)\Delta u_r(\theta_0 - \Delta\theta + \theta) + \sigma_{r\theta}(\theta_0 + \theta)\Delta u_\theta(\theta_0 - \Delta\theta + \theta)] d\theta \quad (1)$$

donde σ_{rr} y $\sigma_{r\theta}$ representan, respectivamente, la tensión radial y tangencial a lo largo de la interfase, mientras que u_r y u_θ representan los desplazamientos relativos de los labios de la grieta. Los dos modos de fractura, I (asociado a σ_{rr}) y II, (asociado a $\sigma_{r\theta}$), están obviamente considerados en la Ecuación (1). θ_0 es la coordenada circunferencial referida al eje 2, de forma similar a como ocurre con θ , Figura 1.

Cuando se modela la parte de la grieta incipiente en la matriz, el modelo anterior se altera para representar el caso de una grieta que primero ha crecido a lo largo de la interfase y después ha progresado a través de la matriz, Figura 2, cuyo análisis se

presentará en el apartado 5. En lo que a los materiales se refiere se ha elegido una configuración típica entre los materiales reforzados con fibra: un sistema fibra de vidrio-matriz epoxy cuyas propiedades termoelásticas son las siguientes: $E_m = 2.79 \times 10^9 \text{ Pa}$, $E^f = 7.08 \times 10^{10} \text{ Pa}$, $\nu^m = 0.33$, $\nu^f = 0.22$, $\alpha^m = 52 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ y $\alpha^f = 7 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. El radio de fibra considerado ha sido $a = 7.5 \cdot 10^{-6} \text{ m}$.

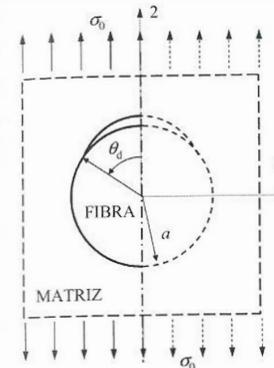


Fig. 1 - Modelo de fibra única con grieta de interfase.

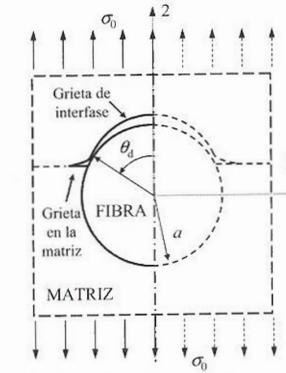


Fig. 2 - Modelo de fibra única con grieta de interfase y grieta en la matriz.

Los resultados obtenidos para G se presentarán en valores adimensionales. La adimensionalización elegida se basa en el planteamiento de Toya (1974) y Murakami (1988), y consiste en dividir los valores de G obtenidos por $G_0 = (1 + K^m) \frac{\sigma_0^2 a^3}{8\mu^m}$,

donde $K^m = 3 - 4\nu^m$, μ^m es el módulo de cizalladura de la matriz y σ_0 es el módulo de la tracción exterior aplicada.

Por último, es habitual para el tipo de matriz considerada (resina epoxy), que el proceso de curado conste de una fase a temperatura ambiente que se completa con una o varias fases a temperatura más elevada. Independientemente de la temperatura a la que se lleve a cabo el proceso de curado, será la contracción de la matriz (siempre muy superior a la de la fibra) quien dirija la generación de las tensiones residuales. Este hecho permite que la inclusión de las tensiones residuales en el análisis sea modelada mediante un decremento de temperatura adecuado que refleje la contracción real de curado del material. En este trabajo se ha considerado una contracción de curado de la matriz alrededor del 0.4%, correspondiente a un decremento térmico de 80 K.

3. ORIGEN DEL DAÑO

El inicio del fallo entre fibras ante carga de tracción puede considerarse controlado por la tensión radial a la que se encuentra sometida la interfase fibra-matriz, bajo la suposición (no siempre ajustada a la realidad) de que el material está inicialmente libre de defectos. Cuando la sollicitación que actúa es únicamente una tracción exterior aplicada se comprueba, París et al. (2007), que las zonas de máxima tensión radial, y por tanto susceptibles de albergar los primeros despegues, se encuentran localizadas en

$\varphi = 0^\circ, 180^\circ$. Por tanto, el análisis del efecto de las tensiones residuales en el inicio de fallo debe realizarse bajo esta misma premisa estudiando la distribución de tensiones alrededor de la interfase cuando el conjunto fibra-matriz sufre un decremento térmico correspondiente a la contracción de curado de la matriz. La consideración de parámetros de curado reales inevitablemente conduce a la elección de sollicitaciones exteriores que se correspondan con parámetros reales de rotura. A este respecto la resistencia ante tracción transversal del laminado unidireccional tomada para el sistema bi-material considerado es $\sigma_r = 35 \times 10^6$ Pa, Soden et al. (1998).

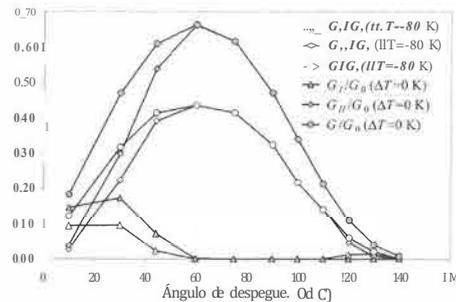


Fig. 3 - Evolución de G frente B' (casos $\Delta T = 0K$ y $\Delta T = -80 K$).

En esta situación un análisis del estado tensional en una configuración de fibra única, supuesta la interfase en perfectas condiciones, teniendo como única sollicitación un decremento térmico de 80 K, permitiría estimar el orden de las tensiones de curado existentes en el material antes de su puesta en funcionamiento y predecir su efecto sobre el inicio del daño. El problema así planteado puede ser resuelto de forma analítica (fibra embebida en una matriz infinita), mostrando la solución obtenida que sólo se produce tensión residual en la dirección radial. Esta tensión es proporcional al decremento térmico y sólo depende de la coordenada radial, presentando carácter compresivo y constante para todos los puntos de la interfase que, para las propiedades del sistema bi-material empleado, alcanza el valor $\sigma_{r,0} = -10$ MPa. Estas tensiones residuales dificultarían la aparición del fallo entre fibras, suponiendo una resistencia adicional a vencer por el estado tensional creado por la carga exterior para generar los primeros despegues, aunque no se alteraría la localización de los mismos. En cualquier caso, comparando el nivel de las tensiones residuales (-10 MPa) con la resistencia a rotura ante tracción (35 MPa), se observa que, aún siendo del mismo orden, la tensión debida a la carga exterior domina frente a la tensión residual lo que debería sentirse en la morfología del fallo estudiado.

4. LA GRIETA DE INTERFASE

La presencia de tensiones residuales provenientes del curado del material constituirá, como se ha explicado en el apartado anterior, un agente protector de la interfase frente al inicio del fallo ante carga transversal. Una vez iniciado éste es sin embargo necesario analizar su influencia sobre el crecimiento de los despegues iniciales. Por ello en este apartado se ha utilizado el modelo de la Figura 1 para realizar un análisis mediante el

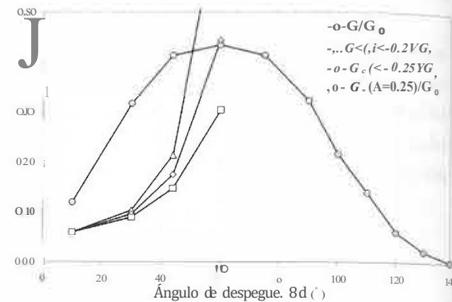


Fig. 4 - C y Gc para la grieta de interfase (caso $\Delta T = -80 K$).

MEC del crecimiento de la grieta de interfase ante una carga exterior de tracción $\sigma_{r,0} = 35 \times 10^6$ Pa y sufriendo un decremento térmico de 80 K.

Los resultados de G frente al ángulo de despegue θ_d se presentan en la Figura 3 tanto para el caso bajo estudio, que considera tensiones residuales de curado y carga exterior de tracción (denominado $\Delta T = -80 K$ en la figura), como para el caso simple de carga exterior de tracción que sirve de referencia en el análisis (denominado $\Delta T = 0K$ en la figura), base de las conclusiones presentadas en París et al. [2007]. Se observa una evolución cualitativa similar entre ambos casos, tanto en el valor total de G como en la distribución de los modos, destacando el menor nivel de los valores alcanzados en el caso de que se considere el proceso de curado. Este resultado permite predecir un efecto protector de las tensiones de curado frente a la evolución de la grieta de interfase, coincidente con el que aparece en la fase previa a la aparición de los primeros defectos, como se vio en el apartado anterior.

A pesar de la aparente similitud de ambas evoluciones destaca la mayor presencia del modo II para despegues inferiores a $\theta_d = 60^\circ$ para el caso $\Delta T = -80 K$ frente al caso original, lo que evidencia un desarrollo más temprano de la zona de contacto en la grieta de interfase. En efecto, la aparición de la zona de contacto en el caso $\Delta T = -80 K$ se produce alrededor de $\theta_d = 50^\circ$, adelantándose respecto al caso original (en $\theta_d = 60^\circ$). Además, para todos los despegues considerados la amplitud de la zona de contacto es mayor en el caso $\Delta T = -80 K$. Este hecho ya fue detectado por París et al. (1998).

Para poder realizar predicciones de crecimiento de la grieta de interfase es necesario, Mantic et al. (2006), tener una estimación del valor crítico de G, G_c , que depende de la evolución de la mixicidad a fractura, caracterizada por el ángulo de fase local, ψ_K , y por tanto del ángulo de despegue (θ). La evolución considerada en este trabajo de G_c se basa en la propuesta empírica y simplificada de Hutchinson y Suo (1992):

$$G_c(\psi_K) = G_{Ic} (1 + \tan^2(1 - \lambda)\psi_K), \tag{2}$$

donde G_{Ic} es el valor crítico de G_c en modo I y A es el parámetro de sensibilidad a los modos de fractura. El cálculo de ψ_K se realiza según Mantic y París (2004):

$$\psi_K = 0.5 \arccos \left[F(\varepsilon)^{-1} \frac{G_I - G_{II}}{G_I + G_{II}} \right], \tag{3}$$

donde $F(t) = 1 + (3 \cdot 2)t^2 + \alpha t^4$, siendo t el índice de oscilación que, para el sistema bi-material considerado, adopta el valor $t = -0.074$.

Este enfoque ya fue empleado en París et al. (2007) para poder predecir el crecimiento de la grieta de interfase para el caso $\Delta T = 0K$, utilizando tres valores distintos del

parámetro β (en el rango de valores habituales): $\beta = 0.2$, $\beta = 0.25$ y $\beta = 0.3$. En aquel caso, en ausencia de datos experimentales directos, el valor de G_c tomado para cada β elegido se correspondía con el que hacía cumplir la igualdad $G = G_c \sqrt{K}$ para un ángulo de despegue $\theta_d = 5^\circ$. Los resultados de la comparación de los valores de e y G_c así calculados predecían un crecimiento de la grieta de interfase inestable hasta valores de θ_d en el rango aproximado de $60^\circ - 70^\circ$.

Este mismo proceso es repetido en este trabajo para el caso que incluye la presencia de tensiones residuales, $t.T = -80$ K, presentando los resultados de la comparación de e y G_c en la Figura 4. La elección del valor de G_{ic} para cada uno de los valores de β tomados se basa en el mismo criterio previamente empleado para el caso $\beta.T = OK$. Los resultados mostrados en la Figura 4, predicen un crecimiento inestable similar al detectado para el caso $t.T = OK$ hasta un ángulo de despegue en el rango aproximado de $50^\circ - 70^\circ$. Será por tanto en este rango de fin de crecimiento inestable de la grieta de interfase y de cambio de modo de propagación donde se favorezca la aparición de una fase nueva del mecanismo de daño: la propagación a través de la matriz.

5. GRIETA EN LA MATRIZ

La predicción del cambio de orientación de la grieta de interfase hacia la matriz una vez que su periodo de crecimiento inestable en la interfase ha finalizado conlleva dos pasos: la búsqueda de la orientación preferente de la nueva grieta en la matriz y la evaluación de la posibilidad de ese cambio.

En lo que se refiere al primer aspecto, la aplicación del criterio de máxima tensión circunferencial en el entorno del fondo de grieta de interfase dentro del rango de fin de crecimiento inestable, Erdogan y Sih (1963), permite predecir la orientación preferente de la grieta en la matriz. La aplicación de este criterio para el caso $t.T = OK$ concluía que, París et al. (2007), de producirse el cambio hacia la matriz, éste se realizaría para $\beta = 60^\circ - 70^\circ$ en una dirección aproximadamente normal a la carga exterior aplicada.

El mismo análisis se presenta en este trabajo para el caso $\beta.T = -80$ K, habiéndose estudiado el estado de tensión circunferencial alrededor del fondo de la grieta de interfase en las posiciones $\theta_d = 60^\circ$ y $\theta_d = 70^\circ$ y en puntos situados en dos circunferencias con centro en el vértice de la grieta y radios $r = 0.001a$ y $r = 0.01a$. Los resultados numéricos se muestran en la Figura 5 comprobándose que, de acuerdo a la referencia del ángulo e considerada en la figura, la tensión circunferencial máxima se produce para los ángulos de despegue considerados en una dirección aproximadamente coincidente con la normal a la carga, al igual que sucedía para el caso $\beta.T = OK$.

En cuanto a la posibilidad de que este cambio de dirección de propagación se produzca, empleando el modelo presentado en la Figura 2, se ha evaluado el índice de liberación de energía de la grieta ya en la matriz, G^{III} , supuesta ésta orientada en la dirección perpendicular a la carga aplicada para diferentes posiciones de la grieta de interfase.

La longitud de la grieta en la matriz considerada es de $0.013a$ (el mínimo permitido por la discretización empleada).

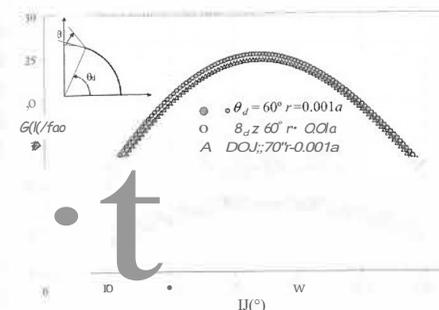


Fig. 5 - Distribución de G_{III} alrededor del fondo de la grieta de interfase (caso $\beta.T = -80$ K).

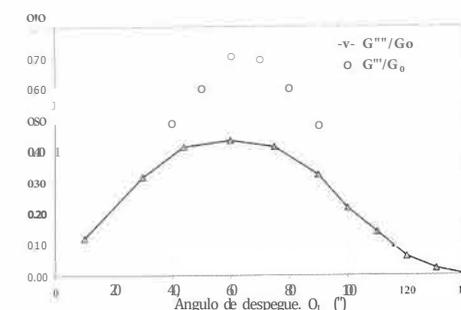


Fig. 6 - G_{III} y G_{II} , en función de β (caso $\beta.T = -80$ K).

Estos resultados se presentan en la Figura 6 conjuntamente con la evolución de G para la grieta de interfase, G^{II} , en la gráfica, destacando el mayor nivel alcanzado por los valores de G^{III} debiendo indicarse que, además, corresponden a modo I. La posición relativa de ambas curvas y el hecho de que en el rango de fin de crecimiento inestable de la grieta de interfase el carácter de G^{III} se convierta en modo II mientras que el asociado a G^{II} sea modo I, hace posible, desde el punto de vista energético, el desvío de la grieta hacia la matriz, ya que G_{III} y G_{II} en las referencias consultadas a este respecto, Correa et al., aportan un rango de valores a G_{III} que es similar en la zona de valores recomendado, a los medidos para G_{II} .

5. CONCLUSIONES

La presencia de tensiones residuales de curado retrasa la aparición del fallo entre fibras ante tracción aunque no altera su localización en la interfase. En lo que al desarrollo del daño se refiere un modelo de fibra única de elementos de contorno ha aportado resultados que, analizados mediante el enfoque energético de la Mecánica de Fractura de Grietas de Interfase, predicen crecimiento inestable de las grietas de interfase hasta θ_d en el rango $50^\circ - 70^\circ$. Se ha detectado además que la presencia de tensiones residuales hace necesaria la aplicación de mayor carga exterior para que este crecimiento se inicie y favorezca la aparición de la zona de contacto de tamaño finito en el fondo de la grieta.

Respecto a la segunda fase del mecanismo de fallo, los resultados numéricos demuestran que para θ_d en el rango de fin de crecimiento inestable en la interfase la orientación más favorable de cambio de dirección de propagación coincide con la normal a la carga exterior aplicada, existiendo, además, posibilidades energéticas para que dicho cambio se produzca, no viéndose alteradas estas conclusiones por la

presencia de tensiones residuales de curado frente al caso en el que en el que éstas fueran nulas.

Por tanto, los resultados mostrados en este trabajo aclaran el efecto de las tensiones residuales de curado en el desarrollo del fallo entre fibras a nivel micromecánico comprobando que no existen diferencias fundamentales respecto al caso en el que nos consideren estas tensiones, y aportando información fundamental para el desarrollo de un criterio de fallo con base física, destacando, una vez más, la importancia de la micromecánica en el estudio de la rotura de los materiales compuestos.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por los proyectos TRA2005-06764 y TRA2006 08077 del Ministerio de Educación y Ciencia y los proyectos de excelencia TEP-1207 y TEP-02045 de la Junta de Andalucía.

REFERENCIAS

- ANDERSSON, B., SJÖGREN, A. Y BERGLUND, L. (2000). Micro- and meso-level residual stresses in glass-fiber/vinyl-ester composites, *Composites Science and Technology*, 60, pp. 2011-2028.
- CORREA, E., MANTIC, V. Y PARÍS, F. A micromechanical view of inter-fibre failure of composite materials under compression transverse to the fibres, *Composites Science and Technology*, enviado para publicación.
- ERDOGAN, F. Y SIH, G. C. (1963). On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, *Journal of Basic Engineering*, 85, pp. 519-527.
- GRACIANI, E., MANTIC, V., PARÍS, F. Y BLAZQUEZ, A. (2005). Weak formulation of axi-symmetric frictionless contact problems with boundary elements. Application to interface cracks, *Computers and Structures*, 83, pp. 836-855.
- HUTCHINSON, J.W. Y SUO, Z. (1992). Mixed mode cracking in layered materials, *Advances in Applied Mechanics*, 29, pp. 63-191.
- IRWIN, G.R. (1957). Analysis of stresses and strain near the end of a crack transversing a plate, *Journal of Applied Mechanics*, 24, pp. 361-364.
- MANTIC, V. Y PARÍS, F. (2004). Relation between SIF and ERR based measures of fracture mode mixity in interface cracks, *International Journal of Fracture*, 130, pp. 557-569.
- MANTIC, V., BLÁZQUEZ, A., CORREA, E. Y PARÍS, F. (2006). Analysis of interface cracks with contact in composites by 2D BEM, En: Guagliano M, Aliabadi MH, editores. *Fracture and Damage of Composites*. WIT Press, p. 189-241.
- MU AKAMI, Y. (1988). *Stress Intensity Factor Handbook*, Oxford, Pergamon Press.
- PARIS, F. Y CANAS, J. (1997). *Boundary Element Method. Fundamentals and Applications*, Oxford, OUP.
- PARÍS, F., DEL CAÑO, J.C. Y VARNA, J. (1998). BEM analysis of the contact problem in fibres debonded of a matrix. Effect of curing stresses, En: Kassab A, Breb?ia CA, Chopra M, editores. *Boundary Elements XX, CMP*, pp. 145-156.
- PARIS, F. (2001) A study of failure criteria of fibrous composite materials. NASNCR-2001-210661.
- PARÍS, F., CORREA, E. Y CAÑAS, J. (2003). Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials, *Composites Science and Technology*, 63, pp. 1041-1052.
- PARÍS, F., CORREA, E. Y MANTIC, V. (2007). Kinking of transverse interface cracks between fibre and matrix, *Journal of Applied Mechanics*, 74(4).
- SODEN, P.D., HJNTON, M.J. Y KADDOUR, A.S. (1998). Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates, *Composites Science and Technology*, 58, pp. 1011-1022.
- TOYA, M. (1974). A crack along the interface of a circular inclusion embedded in an infinite solid, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 22, pp. 325-348.