

MODELO MICROMECAÁNICO DE LA INTERCARA ENTRE FIBRA Y MATRIZ EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA REFORZADOS CON FIBRA LARGA**A. Ríos¹, A. Martín-Meizoso¹**

¹ CEIT y TECNUN (Universidad de Navarra), P. Manuel Lardizabal 15,
20018 San Sebastián, España
E-mail: arios@ceit.es

RESUMEN

El presente trabajo estudia la influencia de las propiedades de intercara en la aparición y desarrollo de despegue (entre la fibra y la matriz) en materiales compuestos de matriz metálica (MMC) reforzados con fibra larga. El modelo micro-mecánico empleado para este estudio paramétrico se realiza mediante elementos finitos (FEM). Las propiedades de intercara son introducidas por medio de elementos cohesivos, los cuales pueden mostrar el lugar de iniciación de la grieta y su propagación entre la fibra y la matriz, cuando el compuesto experimenta tensión transversal a temperatura ambiente y cuando se encuentra en operación a una temperatura de 550°C. Los datos requeridos para dichos elementos, como es la energía de adhesión y los esfuerzos necesarios para lograr el despegue, se han obtenido de ensayos de extracción de fibras (push-out). El análisis considera el efecto de los esfuerzos térmicos residuales presentes en el compuesto, los cuales se originan en la fabricación de estos materiales, así como la disposición (cuadrada y hexagonal) y porcentaje (30 y 40%) de fibra dentro de la matriz. Además, en el caso de una matriz (Cu) con comportamiento elastoplástico, el modelo micro-mecánico incorpora una ley potencial de fluencia lenta (creep) por medio de una subrutina de usuario.

ABSTRACT

The influence of the properties of the interface (initial damage and interfacial debonding), between the fibre and the matrix (in metal matrix composite reinforced with continuous fibre), is studied in this work. The micromechanical model employed for this analysis is elaborated through finite element method (FEM). The interface properties are incorporated by means of cohesive elements, which show the place where the debonding starts, as well as, the propagation of the fracture between the matrix and the fibre (when the composite material undergoes transverse tension at 20°C and 550°C). Data required for these cohesive elements (adhesion energy, debonding stress) have been obtained from push-out tests. The effect of the thermal residual stress in the material composite (which are generated during its manufacture), different fibre arrangements (square and hexagonal) and volume fractions of fibre are considered in this model. Also, the Cu matrix takes into account a power law creep as a user subroutine.

PALABRAS CLAVE: MMC, Intercara, Elementos cohesivos, Tracción transversal.

1. INTRODUCCIÓN

Nuevos materiales compuestos se están desarrollando para disipar el calor generado (heat sink), por ejemplo, dentro de sistemas de propulsión (thruster chambers) y en reactores nucleares (divertors). Dichos materiales, además de tener excelentes propiedades de conductividad, también deben conservar su rigidez y forma original [1,2].

Estos materiales al encontrarse a altas temperaturas, experimentan solicitaciones elásticas en la fibra y fluencia en la matriz, comportamiento característico en sistemas en donde la fibra tiene una temperatura de fusión mucho más alta que la matriz [3]. Por tanto, el material compuesto debe ser también capaz de resistir fluencia lenta y fatiga. El desempeño de los materiales compuestos reforzados con fibra depende de la adhesión en la intercara entre la fibra y la matriz. Consecuencia

de una fuerte unión en la intercara es la mejora de las propiedades mecánicas. Aunque ciertos componentes pueden diseñarse para tener la máxima resistencia mecánica en la dirección paralela a las fibras, no es posible evitar completamente las cargas transversales. Por tanto, es importante realizar un estudio paramétrico de los factores que controlan las propiedades transversales [4]. Además los materiales compuestos sujetos a ciclos térmicos generan esfuerzos térmicos, los cuales pueden relajarse por uno o más de las siguientes formas: i) deformación plástica de la matriz dúctil, ii) rotura o agrietamiento de la fibra frágil, iii) fractura de la intercara fibra-matriz [5-7].

Muchos análisis en el estudio del comportamiento transversal de materiales compuestos, han tratado a la intercara como perfectamente unida [8,9], y como unión débil [10-18]. Nimmer [11,12], Ding & Bowen [16] estudian el comportamiento de la intercara utilizando

elementos de contacto en presencia de esfuerzos residuales. Otro método empleado es el adoptado por Wisnom [14], en donde la fibra de SiC y la matriz de aluminio están unidos por pares de nodos en cada lado, los cuales se acoplan por medio de resortes rígidos. El criterio de fallo utilizado es una ecuación cuadrática. Los anteriores análisis comprenden un espesor de intercara despreciable. Otros análisis, consideran capas en la intercara de diversos espesores. L. L. Shaw & D. B. Miracle [10,18] proponen una región de intercara independiente con un espesor determinado y propiedades mecánicas y térmicas propias. Aghdam M. M. & Falahatgar [18] emplean dos tipos de intercara: fibra-recubrimiento y recubrimiento-matriz. Finalmente, existe un método para el análisis del comportamiento de fractura y fallo de la intercara, denominado modelo de zona cohesiva (CZM), el cual consiste en introducir una superficie infinitamente delgada separada por resortes [19, 20]. Zhang et al. [17], emplearon zonas cohesivas con ley de tracción-desplazamiento. Los diversos modelos propuestos para la zona cohesiva pueden ser lineales, exponenciales o trapecoidales.

Para el estudio del comportamiento del compuesto en la dirección transversal a las fibras, se ha empleado el modelo de elementos cohesivos. Dicho análisis paramétrico emplea la modelación micromecánica con el que se estudia los efectos de iniciación de fallo en la intercara. El estudio considera la resistencia de unión en la intercara, esfuerzos residuales, porcentaje de contenido de fibra así como la disposición de las fibras.

2. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

2.1 Modelo Micromecánico en Elementos Finitos y Condiciones de Contorno

En la modelización del compuesto se ha considerado una celda unitaria basado en el modelo "generalized plain strain", ya que en el presente análisis, se estudian las propiedades transversales. Además, la longitud de la fibra es mucho más grande que el diámetro de la fibra [7]. Este tipo de modelo representa la situación de la sección transversal en un compuesto largo y continuo, por lo que las variaciones de esfuerzos y deformaciones entre los planos paralelos a la fibra son considerados nulos [14]. El modelo bidimensional, con disposición cuadrada de fibras, se compone de 1680 elementos (CPEG4T). Las condiciones de contorno para una disposición cuadrada se muestran en la figura 1. Las condiciones de contorno utilizadas para una disposición cuadrada son tales que los nodos del lado izquierdo de la celda unitaria tienen movimiento restringido en la dirección "x", y los nodos de la parte inferior tienen movimiento restringido en la dirección "y". Todos los nodos de la parte superior de la celda unitaria tienen el mismo desplazamiento en la dirección "y". Así mismo, los nodos del lado derecho tienen igual desplazamiento en la dirección "x" [7,8,10,12,14,16,18]. Para el cálculo del modelo se ha utilizado el programa comercial de Elementos Finitos de ABAQUS® [21].

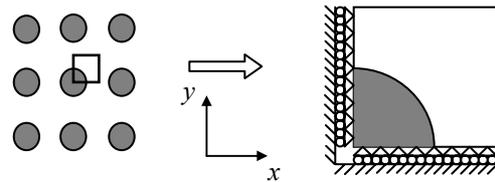


Figura 1. Esquema de Celda Unitaria de fibra con disposición cuadrada y condiciones de contorno.

3. MODELO DE INTERCARA

Las ecuaciones constitutivas para la superficie de intercara son desarrolladas de forma fenomenológica, es decir: satisfacen relaciones empíricas obtenidas de resultados experimentales [22]. En el estudio micromecánico se emplea un modelo de zona cohesiva que sigue una ley bilinear, siendo el modelo más utilizado por su simplicidad [22,23]. La ley cohesiva se muestra en la figura 2. El espesor del elemento cohesivo considerado es despreciable. Los elementos cohesivos (COH2D4) son introducidos entre la fibra y la matriz para conocer el proceso de desunión en la intercara.

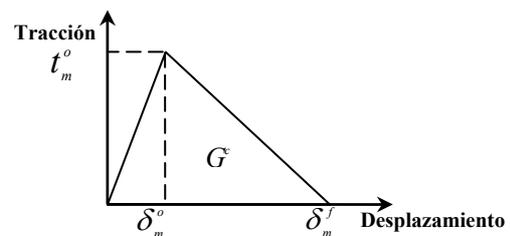


Figura 2. Modelo de ley cohesiva.

La principal ventaja de utilizar elementos cohesivos, es la capacidad para predecir tanto el inicio como la propagación de daño, sin previo conocimiento de la localización de la grieta ni la dirección de propagación. La relación de tracción-desplazamiento está basada en una simple ley bilineal y unidireccional, la cual está relacionada directamente con la mecánica de la fractura en régimen elástico. El área del triángulo, limitada por la curva tracción-desplazamiento, es igual a la energía crítica que se libera. De esta manera, la grieta se propaga cuando la energía liberada es más grande o igual al valor crítico [24]. La ley cohesiva empleada no considera el daño en compresión pura. El proceso de daño o degradación empieza cuando los esfuerzos de tracción satisfacen el criterio de daño establecido. El criterio utilizado es el de esfuerzo nominal cuadrático:

$$\left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 = 1 \quad (1)$$

donde: t_n =Componente normal del vector de esfuerzo nominal de tracción, t_s =Componente cortante del vector de esfuerzo nominal de tracción, $\langle t_n \rangle = \frac{1}{2}(t_n + \|t_n\|)$.

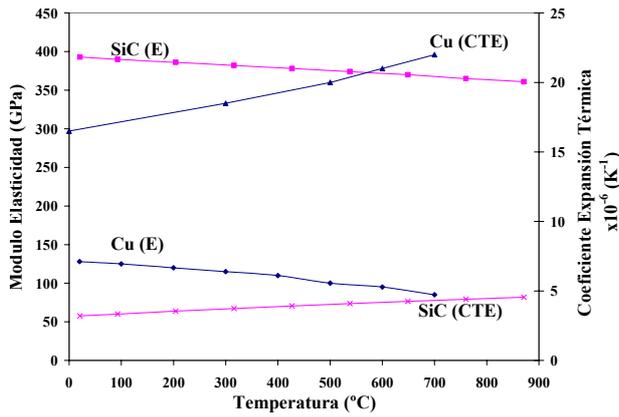


Figura 3. Módulo de Young y CTE.

El criterio de ley potencial es el más ampliamente utilizado para predecir la propagación de la delaminación bajo una carga en modo mixto [23]. La evolución de daño está basada en la energía disipada como resultado del proceso de daño, también llamado energía de fractura. La energía de fractura es igual al área bajo la curva tracción-desplazamiento. Este criterio establece que la condición de fallo en modo mixto está gobernada por la interacción potencial de las energías requeridas para causar la falla en forma individual:

$$\left\{ \frac{G_n}{G_n^c} \right\}^\alpha + \left\{ \frac{G_s}{G_s^c} \right\}^\alpha = 1 \quad (2)$$

donde: G_n =energía de adhesión normal, G_t =energía de adhesión tangencial, G_n^c =energía de adhesión crítica normal, G_s^c =energía de adhesión crítica tangencial.

Debido a los escasos datos experimentales, se utilizan los mismos valores de inicio de daño tanto para la tensión transversal como para la tensión tangencial. La resistencia máxima (t_m) y el desplazamiento crítico a lo largo de la dirección normal (δ_m) definen el comportamiento de fractura en la intercara. Las propiedades requeridas para definir el comportamiento de la intercara son: la rigidez del elemento (K), la tenacidad a la fractura (G_n^c, G_s^c), resistencia a la tensión normal (t_n), y la resistencia a tensión cortante (t_s).

4. PROPIEDAD DE LOS MATERIALES

El sistema estudiado corresponde a un material compuesto de matriz de cobre reforzado con fibra larga de carburo de silicio. El diámetro de la fibra SCS-6 es de 140 μm . Las propiedades del cobre y del SiC utilizados se indican en las gráficas 3 y 4. El coeficiente de Poisson empleado es de 0.3 y 0.25 para el Cobre y el SiC respectivamente. Tanto la fibra como la matriz son consideradas isotrópicas y homogéneas con propiedades dependientes de la temperatura. Además, se ha incorporado una subrutina de fluencia en la matriz, ya que la mayoría de los metales experimentan fluencia a temperaturas superiores de la mitad de la temperatura

absoluta de fusión ($T > 0.5T_m$), [25]. La ley potencial que describe el comportamiento de fluencia (creep) de la matriz de cobre sigue la expresión:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

donde: $\dot{\epsilon}$ =Creep strain rate, σ =Esfuerzo (N/m^2), Q =Energía de activación, R =Constante de gas, T =Temperatura absoluta (K), n =Exponente, A =Constante

Los valores de energía de adhesión entre la fibra y la matriz se calcularon a partir de ensayos de empuje de fibra (push-out). La ecuación utilizada es la siguiente [26]:

$$G_i = \frac{B_2 R_f}{E_f} \left[\frac{(\tau_d - \tau_s) t}{R_f} \right]^2 \quad (4)$$

donde: G_i =resistencia de intercara (J/m^2), τ_d =resistencia a la desunión por esfuerzo cortante (MPa), τ_s =esfuerzo cortante en la interfase (fibra-matriz) (MPa), t =espesor de la muestra (m), B_2 =constante no-dimensional, R_f =radio de la fibra (m), E_f =módulo de Young de la fibra (MPa).

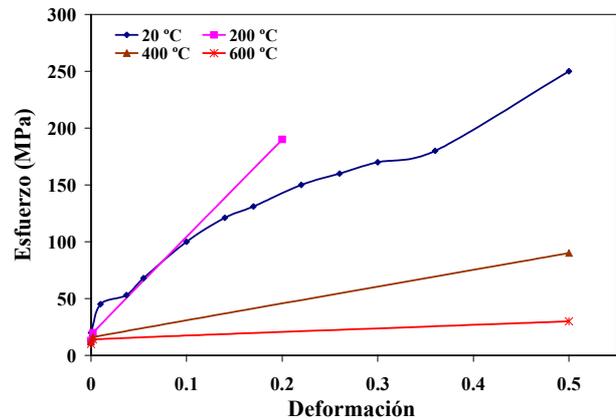


Figura 4. Plasticidad del cobre.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Esfuerzos Térmicos Residuales

Durante el proceso de fabricación, los materiales compuestos desarrollan esfuerzos residuales previos a la carga externa cuando experimentan enfriamiento desde la temperatura de manufactura (libre de tensiones residuales) hasta la temperatura ambiente. La causa se debe a la diferencia en el coeficiente de expansión térmico entre la matriz y el refuerzo. El presente modelo considera un enfriamiento de 900°C a 20°C. La carga térmica aplicada supone una distribución uniforme de la temperatura en todo el material compuesto. La figura 5 muestra la distribución de los esfuerzos radiales compresivos desarrollados en la intercara entre la fibra

y la matriz a 20°C. El máximo esfuerzo radial compresivo (distribución cuadrada de fibras) entre la fibra y la matriz es de 21.6 MPa en 0° y 90°, y el esfuerzo radial compresivo mínimo es de 20.8 MPa a 45°. Para el material compuesto con distribución de fibra hexagonal, el esfuerzo residual es de 21.7 MPa en 0° y 60°, y de 22.69 MPa. en 30° y 90°. Cuando el material compuesto de matriz de cobre reforzado con fibra de SiC se calienta hasta la temperatura de operación, 550°C, las tensiones tractivas que se generan entre la fibra y la matriz son pequeñas. En el caso de un material compuesto con disposición hexagonal de fibra, el máximo esfuerzo de tensión es de 7.88 MPa en 30° y 90°. Y el esfuerzo radial tractivo máximo, para un material compuesto con disposición cuadrada de fibra, es de 7.45 MPa, el cual se localiza en 0° y 90°, ambas disposiciones de fibra contienen 30% de SiC.

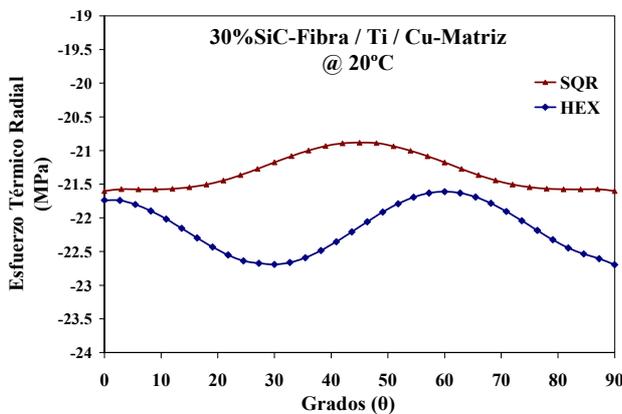


Figura 5. Distribución tensiones térmicas radiales.

5.2 Comportamiento con carga mecánica transversal

La carga mecánica transversal se aplica a la celda unitaria por medio de una carga concentrada sobre un nodo, al cual todos los nodos de ese lado de la celda unitaria están ligados por medio de una relación linear. El esfuerzo total (σ_c) y la correspondiente deformación total (ε_c) en la dirección transversal en el compuesto, son obtenidos promediando el esfuerzo y deformación en la celda unitaria:

$$\sigma_c = \frac{1}{N_c V_c} \left[\sum_k^{N_c} \sigma_{ck} V_{ck} \right] \tag{5}$$

$$\epsilon_c = \frac{1}{N_c V_c} \left[\sum_k^{N_c} \epsilon_{ck} V_{ck} \right] \tag{6}$$

donde: V_c=volumen total de la celda unitaria, σ_{ck}=esfuerzo promedio en la dirección de la tensión del k-ésimo elemento en la celda unitaria, ε_{ck}=deformación promedio del k-ésimo elemento en la celda unitaria y N_c=total de elementos de la celda unitaria.

A 20°C, la separación de la fibra y la matriz inicia en 0°, con una disposición de fibra cuadrada. El inicio de la separación en la intercara para una distribución hexagonal comprende desde 0° hasta 27°. En cuanto la grieta se forma, la distribución de la tensión es lo

suficientemente critica para asegurar su propagación, de forma que, la intercara continua separándose sin aumentar la carga transversal [14]. Por otra parte, la aplicación de una capa de titanio alrededor de la fibra, mejora la adhesión en la intercara, incrementando de 10 MPa a 50 MPa en promedio la resistencia del material compuesto a la tracción transversal, antes de cumplirse el criterio de daño establecido para la intercara.

5.3 Efecto de la fracción en volumen de fibra y su disposición dentro de la matriz

Como puede observarse en la figura 6, antes de presentarse la completa separación de la intercara, entre la fibra y la matriz, la elongación transversal total del material compuesto disminuye cuando el contenido de fibra en la matriz aumenta de 30% a 40%. La figura 7 muestra una comparación entre dos tipos de disposición de fibra, con una fracción en volumen de 30% de SiC: cuadrada (SQR) y hexagonal (HEX). El nivel de esfuerzo requerido para causar daño en la intercara, aplicando tensión transversal a 20°C, es de 64.75 MPa y 62.97 MPa para una disposición de fibra cuadrada y hexagonal, respectivamente. El material compuesto, con disposición cuadrada, experimenta mayor elongación antes de producirse el daño en la intercara.

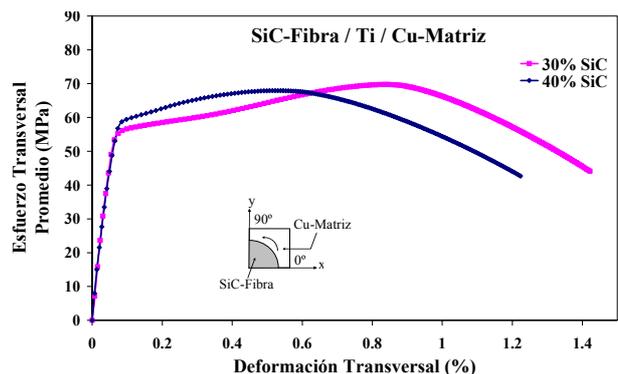


Figura 6. Curva esfuerzo-deformación transversal promedio: 30 y 40% de fibras a 20°C.

5.4 Efecto de la Temperatura en el comportamiento bajo carga transversal

El esfuerzo requerido (20°C), para producir separación entre la fibra y la matriz con disposición de fibra cuadrada y hexagonal, es de 44.1 MPa y 41.18 MPa, respectivamente. Cuando el material compuesto con disposición cuadrada de fibra experimenta un aumento de temperatura de 20°C a 550°C, la tensión necesaria para causar daño irreversible disminuye de 64.75 MPa a 52.32 MPa, pero, la deformación del material compuesto a 550°C es mucho más grande, antes de que exista separación entre la fibra y la matriz. La figura 8 muestra la gráfica esfuerzo-deformación a 20°C y 550°C. Por otra parte, el comportamiento de material compuesto a 550°C, con 30% y 40% de fibra (disposición cuadrada), se muestra en la figura 9. Se observa, también en este caso, que la mayor elongación del material se presenta con 30% de SiC. Además, como

se observa en la figura 10, el material compuesto con disposición de fibra hexagonal, presenta mayor deformación antes de la separación entre la fibra y la matriz. Por otra parte, la separación de la intercara, del material compuesto con distribución de fibra cuadrada, se produce en 18° y 9° para 30% y 40% de SiC respectivamente. El material compuesto con disposición de fibras hexagonal, comprende una zona de separación en la intercara más amplia, que abarca desde 0° hasta 16°. En la figura 11 se muestra el mallado de la celda unitaria (también se muestra la separación en la intercara entre la fibra y la matriz).

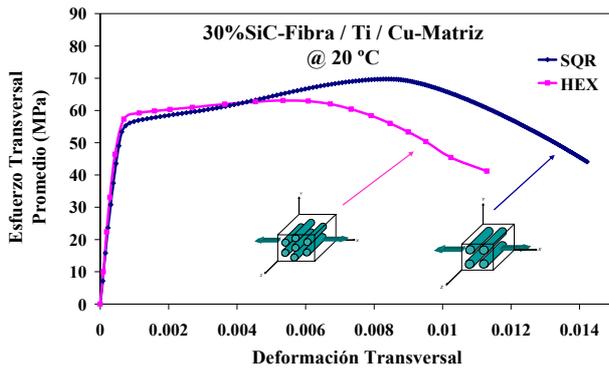


Figura 7. Efecto de la disposición de fibra en el material compuesto a temperatura ambiente.

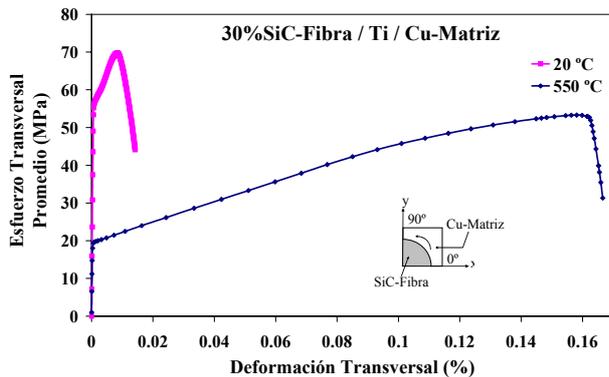


Figura 8. Gráfica esfuerzo-deformación: 30%SiC/Cu.

6. CONCLUSIONES

La ubicación de la tensión radial puede ser utilizada para identificar el lugar en donde se inicia el daño. Un factor interesante se refiere a la ubicación de los esfuerzos de tensión radiales máximos. Para el caso de una disposición de fibra cuadrada, los esfuerzos residuales compresivos disminuyen a medida que el porcentaje de fibra de SiC aumenta de 30 a 40% a 20°C. En el caso del material compuesto con disposición cuadrada, la separación de la fibra se ubica en 0°, y para el material compuesto con disposición hexagonal, comprende desde 0° hasta 27°, ambos casos con 30% de fibra de SiC (20°C). Cuando se incrementa la temperatura de 20°C a 550°C, la zona de separación de intercara, con disposición de fibra (SiC) hexagonal, disminuye, siendo de 0° a 16°. Los esfuerzos radiales

desarrollados a 550°C son insuficientes para causar daño irreversible en la intercara, por lo que por si mismos no puedan desarrollar fractura en la intercara. Posteriormente, al experimentar tensión transversal, la separación de la intercara se localiza a 9° y 18° en el material compuesto con 40% y 30% de SiC respectivamente, con disposición de fibra cuadrada. El inicio de separación del material con disposición hexagonal, comprende desde 0° hasta 16°, tanto al 30% como 40% de SiC, también a 550°C.

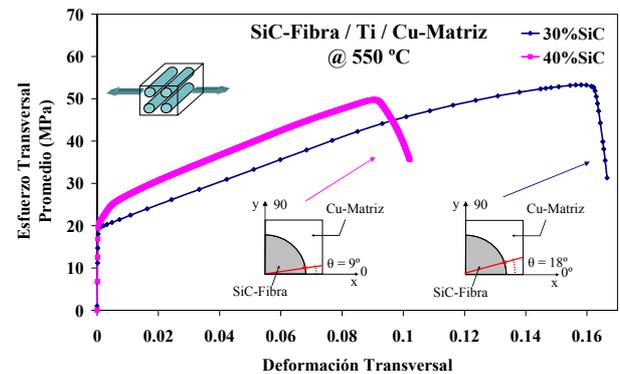


Figura 9. Esfuerzo-deformación del material compuesto reforzado con 30% y 40% de fibra.

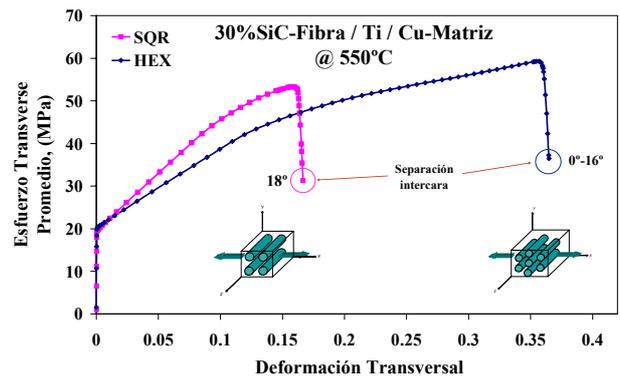


Figura 10. Respuesta a la tracción transversal a 550°C.

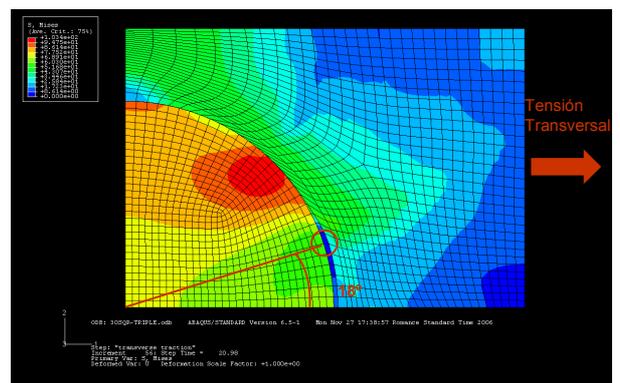


Figura 11. Distribución de esfuerzos von-Mises.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Comisión Europea por la financiación al Proyecto Integrado FP6 "ExtreMat" (Contract No. 500243-2), bajo el cual se ha

desarrollado el presente trabajo. Uno de los autores (AR) quiere agradecer a la Asociación de Amigos de la Universidad de Navarra por la beca recibida.

REFERENCIAS

- [1] Fietzick, H., *Specification of user requirements on Heat Sink Materials for Luncher Propulsion*. Internal communication. EXTREMAT Project, 2005.
- [2] Ma, Z.Y. and S.C. Tjong, *High temperature creep behavior of in-situ TiB₂ particulate reinforced copper-based composite*. Materials Science and Engineering A, 2000. **284**(1-2): p. 70-76.
- [3] McLean, M., *Creep deformation of metal--matrix composites*. Composites Science and Technology, 1985. **23**(1): p. 37-52.
- [4] Marshall, D.B., et al., *Transverse strengths and failure mechanisms in Ti₃Al matrix composites*. Acta Metallurgica et Materialia, 1994. **42**(8): p. 2657-2673.
- [5] Chawla, K.K., *Thermal fatigue damage in Borsic Al(6061) composites*. Journal of Materials Science Letter, 1976. **11**: p. 1567-1569.
- [6] Yoda, S., et al., *Thermal cycling-induced deformation of fibrous composites with particular reference to the tungsten-copper system*. Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), 1978. **9A**(9): p. 1229-1236.
- [7] Akser, E.O. and K.-L. Choy, *Finite element analysis of the stress distribution in a thermally and transversely loaded Ti-6Al-4V/SiC fibre composite*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001. **32**(2): p. 243-251.
- [8] Wilkinson, A.J., *Interfacial stresses in a continuous fibre metal matrix composite*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992. **26**(3): p. 387-392.
- [9] Zywickz, E. and D.M. Parks, *Thermo-viscoplastic residual stresses in metal matrix composites*. Composites Science and Technology, 1988. **33**(4): p. 295-315.
- [10] Shaw, L.L. and D.B. Miracle, *Effects of an interfacial region on the transverse behavior of metal-matrix composites--A finite element analysis*. Acta Materialia, 1996. **44**(5): p. 2043-2055.
- [11] Nimmer, R.P., et al., *Micromechanical modeling of fiber/matrix interface effects in transversely loaded SiC/Ti-6-4 metal matrix composites*. Journal of Composites Technology & Research, 1991. **13**(1): p. 3-13.
- [12] Nimmer, R.P., *Fiber-matrix interface effects in the presence of thermally induced residual stresses*. Journal of Composites Technology & Research, 1990. **12**(2): p. 65-75.
- [13] Li, D.S. and M.R. Wisnom, *Factors controlling the transverse tensile properties of unidirectional SiC/Ti-6Al-4V*. Composites Engineering, 1995. **5**(3): p. 235-255.
- [14] Wisnom, M.R., *Factors affecting the transverse tensile strength of unidirectional continuous silicon carbide fibre reinforced 6061 aluminium*. Journal of Composite Materials, 1990. **24**(7): p. 707-726.
- [15] Li, D.S. and M.R. Wisnom, *Micromechanical modelling of SCS-6 fibre-reinforced Ti-6Al-4V under transverse tension-effect of fibre coating*. Journal of Composite Materials, 1996. **30**(5): p. 561-588.
- [16] Ding, W. and P. Bowen, *Micromechanical modeling of unidirectional continuous sigma fiber-reinforced Ti-6Al-4V subjected to transverse tensile loading*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2002. **33**(9): p. 3045-3054.
- [17] Zhang, H., K.T. Ramesh, and E.S.C. Chin, *Effects of interfacial debonding on the rate-dependent response of metal matrix composites*. Acta Materialia, 2005. **53**(17): p. 4687-4700.
- [18] Aghdam, M.M. and S.R. Falahatgar, *Micromechanical modeling of interface damage of metal matrix composites subjected to transverse loading*. Composite Structures. Twelfth International Conference on Composite Structures, 2004. **66**(1-4): p. 415-420.
- [19] Balasivanandha Prabu, S., L. Karunamoorthy, and G.S. Kandasami, *A finite element analysis study of micromechanical interfacial characteristics of metal matrix composites*. Journal of Materials Processing Technology. Proceedings of the International Conference in Advances in Materials and Processing Technologies, 2004. **153-154**: p. 992-997.
- [20] Chandra, N. and C.R. Ananth, *Analysis of interfacial behavior in MMCs and IMCs by the use of thin-slice push-out tests*. Composites Science and Technology, 1995. **54**(1): p. 87-100.
- [21] ABAQUS, *Versión 6.5-1. Hibbitt, Karlsson and Sorensen Inc*. 2004.
- [22] Turon, A., et al., *A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading*. Mechanics of Materials, 2006. **38**(11): p. 1072-1089.
- [23] Camanho, P.P., C.G. Davila, and M.F. de Moura, *Numerical Simulation of Mixed-Mode Progressive Delamination in Composite Materials*. 10.1177/0021998303034505. Journal of Composite Materials, 2003. **37**(16): p. 1415-1438.
- [24] Alfano, G. and M.A. Crisfield, *Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: Mechanical and computational issues*. International Journal for Numerical Methods in Engineering, 2001. **50**(7): p. 1701-1736.
- [25] Wilshire, B., *Observations, Theories, and Predictions of High-Temperature Creep Behavior*. Metallurgical & Materials Transactions A, 2002. **33**: p. 241-248.
- [26] Osborne, D., N. Chandra, and H. Ghonem, *Interphase behavior of titanium matrix composites at elevated temperature*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001. **32**(3-4): p. 545-553.