Revista de metalurgia

Fluencia de materiales compuestos de matriz metálica reforzados con fibras cortas bajo deformaciones en cizalla

G. Garcés* y A. Wanner**

Resumen En el artículo se propone un nuevo modelo para describir el comportamiento a fluencia de materiales compuestos reforzados con fibras cortas. El daño interno del compuesto producido por la fragmentación de las fibras durante el ensayo de fluencia se introduce mediante una relación no lineal entre la tensión y la deformación de las fibras. Se ha simulado, en el caso de diferentes distribuciones de fibras, el comportamiento a fluencia de este tipo de materiales compuestos bajo una deformación a cizalla.

Palabras clave Materiales compuestos. Fibras cortas. Fluencia. Daño.

Creep of fiber reinforced metal matrix composites under shear stress

Abstract A new model is proposed which described the creep behaviour of metal matrix composites randomly reinforced by short fibers. The internal damage of the composite during creep due to fiber fragmentation is introduced by assigning a heuristic non-linear stress-strain relationship to the fiber. The macroscopic creep behaviour is simulated for composites deformed in shear for different fiber distribution.

Keywords Metal matrix composites. Short-fibres. Creep. Damage.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica reforzados por fibras cortas, aleatoriamente distribuidas, presentan una mejor resistencia a la fluencia que el material sin reforzar. Además, este tipo de compuestos con fracciones en volumen inferiores al 30 % presentan propiedades más atractivas para ciertas aplicaciones que materiales compuestos reforzados con una alta fracción en volumen de fibras cortas o continuas, orientadas en una única dirección. Sin embargo, debido a la complejidad de la distribución de las fibras, los procesos micromecánicos que ocurren en el material son difíciles de introducir en modelos simples que relacionen las microestructuras y sus propiedades. Se ha comprobado experimentalmente que el daño en el refuerzo[1 y 2] tiene un papel muy importante en el comportamiento a fluencia de este tipo de materiales, debiéndose introducir también en los modelos teóricos.

El comportamiento macroscópico a fluencia de este tipo de materiales ha sido descrito por Dlouhy, Eggeler *et al.*[3-5], quienes proponen que está controlado por tres procesos que ocurren simultáneamente:

- la transferencia de carga de la matriz a las fibras mediante la formación de una zona endurecida en la intercara fibra/matriz,
- un proceso de restauración el cual diminuye la densidad de dislocaciones de esta zona endurecida y
- la fractura de las fibras que progresivamente aumenta el fenómeno de restauración por la disminución del camino que tienen que recorrer las dislocaciones para aniquilarse. Sus resultados teóricos indican que la fractura de las fibras ocurre desde el inicio de la deformación del material, transcurriendo, continuamente, durante todo el ensayo de fluencia hasta la fractura. Zwerschke *et al.*[6] han sido capaces de monitorizar el daño del refuerzo *in-situ* mediante espectroscopia de emisión acústica. Sus resultados confirman los resultados de Dlouhy, Eggeler y colaboradores. Además, durante todo el proceso, la localización de la fractura de las fibras esta homogéneamente distribuida a lo largo de toda la probeta.

(*) Max-Planck für Metallforchung, Heisenbergstrasse 3, 70569 Stuttgart, Alemania.
(**) Institut für Metallkunde, Universitat Stuttgart, Heisenbergstrasse 3, 70569, Stuttgart, Alemania.

Mientras que el modelo de Dlouhy *et al.*[5] describe el proceso a nivel de fibras individuales en tensión, la multidireccionalidad de las fibras no se tiene perfectamente, en cuenta. La distribución de las fibras está representada por una distribución de fibras unidireccionales con un volumen de fibras efectivo. En el caso de un ensayo de compresión, el modelo predice una ausencia de fractura de las fibras y mayores resistencias a fluencia de las que realmente se observan[7].

Recientemente, Wanner y Garcés[8 y 9] han presentado un modelo de fluencia en el que tienen en cuenta la multidireccionalidad de las fibras, además del daño interno. Por un lado, la multidireccionalidad de las fibras se expresa a través de las constantes elásticas, las cuales están promediadas en función de la distribución de fibras. Por otro lado, las fibras fragmentadas se tratan como fibras continuas, con un modulo elástico no-lineal, que tiende a cero a medida que aumenta la deformación en las fibras. A pesar de las simplificaciones, el modelo es capaz de racionalizar el comportamiento a fluencia en tracción o compresión de este tipo de materiales compuestos con diferentes distribuciones de fibras.

Este trabajo tiene como objetivo presentar, brevemente, el modelo, así como presentar el efecto de diferentes distribuciones de fibras para otro tipo de deformación como el que sería un ensayo de cizalla pura.

2. MODELO

2.1. Comportamiento elástico de una distribución continua de fibras

La distribución de fibras se considera como una distribución orientacional de direcciones. Por ello, la orientación de cada fibra viene definida, en coordenadas esféricas, por un vector $\vec{n}$ descrito como:

$$\vec{n} = (\cos\varphi \sin\theta, \sin\varphi \sin\theta, \cos\theta) \tag{1}$$

donde, θ y φ son los ángulos polar y azimutal, respectivamente. La deformación de la fibra en la dirección de la fibra es un escalar, ε^F, que depende de $\vec{n}$ y de la deformación de la distribución de las fibras $\underline{\underline{\varepsilon}}^C$.

$$\varepsilon^F = \left(\underline{\underline{\varepsilon}}^C \cdot \vec{n}\right) \cdot \vec{n} \tag{2}$$

Cada orientación de fibras contribuye a una tensión en su propia dirección definida por

$$\sigma^F = \alpha f E^F \varepsilon^F \tag{3}$$

donde, E^F es el modulo de Young de las fibras, f, la fracción de volumen de fibras, y α es la probabilidad de encontrar una orientación en la distribución de fibras. Es importante mencionar que la ecuación (2) está basada en la premisa de que el estado de tensiones de las fibras es uniaxial.

Las componentes del tensor de tensiones de la distribución de las fibras, en el mismo sistema de coordenadas cartesianas usado para la deformación, se obtendrá proyectando σ^F sobre las direcciones principales $\vec{n}_1$, $\vec{n}_2$ y $\vec{n}_3$.

$$\sigma^F_{ij} = \sigma^F \left(\vec{n} \cdot \vec{n}_\iota\right)\left(\vec{n} \cdot \vec{n}_\varphi\right) \tag{4}$$

El tensor de compliancias introducido de esta manera puede ser calculado utilizando la ecuación (4). Para obtener el comportamiento de toda la distribución de fibras, habrá que promediar sobre todas las orientaciones. Un ejemplo para el caso de una de las constantes elásticas, C_{11}, sería:

$$C_{11} = \frac{1}{\Gamma} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \alpha(\theta,\varphi) \cos^4\varphi \sin^4\theta \sin\theta \, d\theta \, d\varphi \tag{5}$$

donde, Γ es una función de normalización definida por :

$$\Gamma = \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \alpha(\theta,\varphi) \sin\theta \, d\theta \, d\varphi \tag{6}$$

2.2. Ecuaciones constitutivas de una distribución multidireccional de fibras en una matriz deformable plásticamente

Naturalmente, un material compuesto real está formado por las fibras y la matriz. Cuando se aplica una tensión al sistema, $\underline{\sigma}^C$, ésta se distribuye entre ambas componentes de diferente manera. El tensor de tensiones promedio impuesto sobre la matriz vendrá definido por:

$$\underline{\sigma}^M = \frac{\underline{\sigma}^C - \underline{\sigma}^F}{(1-f)} \tag{7}$$

Si se consideran a las fibras como refuerzo continuo, éstas tendrán la misma deformación que el material compuesto. Además, esta deformación es únicamente elástica. El tensor de tensiones que actúa sobre las fibras vendrá dado por:

$$\underline{\sigma}^F = \underline{\underline{C}}^F \cdot \underline{\varepsilon}^C \tag{8}$$

Sin embargo, en el caso de la matriz, la deformación tiene dos términos, uno elástico, $\underline{\varepsilon}^{M}_{elast}$, y otro plástico, $\underline{\varepsilon}^{M}_{creep}$. Si se aplica la aproximación de iso-deformación, la tensión en la matriz vendrá dada por la siguiente expresión:

$$\underline{\sigma}^{M} = \underline{\underline{C}}^{M}\,\underline{\varepsilon}^{M}_{elastic} = \underline{\underline{C}}^{M}\cdot\left(\underline{\varepsilon}^{C} - \underline{\varepsilon}^{M}_{creep}\right) \qquad (9)$$

Las velocidades de deformación de la matriz dependen únicamente de su estado de tensiones. Las velocidades de deformación de cizalla están definidas por[10]:

$$\dot{\varepsilon}^{M}_{kk,creep} = G\left(\frac{3}{2}\sigma^{M}_{ij}\,\sigma^{M}_{ij}\right)^{\frac{n-1}{2}}\left[\sigma^{M}_{kk}\right] \qquad (10)$$

La evolución temporal de la deformación del material compuesto puede obtenerse a partir de las ecuaciones (7)-(10) mediante integración numérica en el tiempo. La deformación plástica de la matriz en el instante inicial se asume como nula, lo que permite calcular la partición de las tensiones entre la matriz y las fibras. En los pasos sucesivos, se calcula la deformación plástica de la matriz integrando la ecuación (10).

2.3. Daño interno en la fase del refuerzo

La fractura y el *buckling* de las fibras afecta a la transferencia de carga de la matriz al refuerzo, deviniendo en una pérdida de su eficiencia. Una manera posible de modelar el daño interno del material compuesto es suponer que las fibras son continuas pero que su modulo de Young es no lineal. En primera aproximación, se ha supuesto que el modulo de Young va a depender únicamente de la deformación axial de cada fibra en su propia dirección. Recientemente, los autores han estudiado teóricamente el comportamiento de diferentes funciones. En este artículo se va a utilizar la que mejor se ajustaba al comportamiento experimental, que está definida por:

$$E^{F}\left(\varepsilon^{F}\right) = E^{F}_{0}\,exp\left(-k\varepsilon^{F}\right) \qquad (11)$$

donde, E^{F}_{0} es el Modulo de Young de la fibra sin daño y k es una constante que controla la velocidad de fractura de las fibras. El valor de esta constante depende de si la fibra está en compresión o en tracción. Teóricamente, se han elegido los valores de k como 250 y 200 para la fibra en tracción y en compresión respectivamente, lo que implica que E^{F} diminuye 1/e veces su valor inicial cuando la deformación de la fibra es 0,004 y 0,005 respectivamente.

Es importante mencionar que al asumir una relación no lineal entre la tensión y la deformación de las fibras, las constantes elásticas que describen el comportamiento de la distribución de las fibras van a depender de la deformación del material compuesto y, por lo tanto, deben de ser calculadas en cada paso.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se ha simulado el comportamiento a fluencia del material compuesto deformado en cizalla pura en dos situaciones: a) que el refuerzo no sufre daño interno y b) que el refuerzo sufre daño. La tabla I presenta los valores de las constantes empleadas en la simulación. En el caso de suponer que el refuerzo no sufre ningún tipo de daño interno, las fibras asumirían toda la carga transferida de la matriz, haciendo que la velocidad de deformación tendiese monótonamente a cero, lo que ocurriría en un tiempo infinito En ese momento, toda la carga de la matriz estaría transferida y la tensión a la que estaría sometido el material compuesto sería completamente hidrostática. Sin embargo, en el caso de que las fibras no sean capaces de asumir toda la carga haciendo imposible su transferencia completa, la velocidad de deformación no tiende monótonamente a cero sino que alcanza un mínimo, mientras que la tensión soportada por el refuerzo alcanza un máximo. Las curvas de la figura 2 racionalizan la forma de una curva de fluencia en este segundo supuesto[11 y 12]

Variando la tensión aplicada, se puede estudiar la evolución del mínimo de la velocidad de deformación con la tensión. La figura 3 muestra el diagrama de Norton para tres distribuciones de fibras

Tabla I. Valores de los parámetros constantes durante las simulaciones

Table I. Set of parameter values used in the simulations

Parámetros	Símbolos	Valores
Módulo deYoung de la matriz	E^{M}	70 Gpa
Coeficiente de Poisson de la matriz	ν^{M}	0,34
Constante de fluencia de la matriz	G	$5{,}33\times10^{-15}$ s^{-1} MPa^{-5}
Exponente de la tensión	n	5
Fracción en volumen de fibras	f	0,15
Módulo de Young de las fibras	E_0^{F}	285 GPa

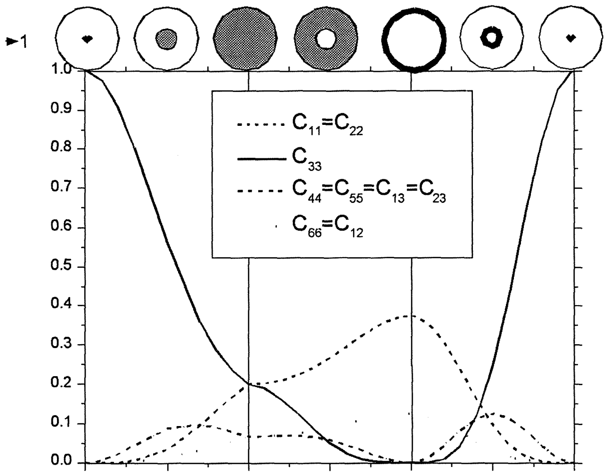

Figura 1. Evolución de las constantes elásticas de una distribución de fibras en función de la orientación.

Figure 1. Elastic constant evolution of arrangements of fiber exhibiting different orientation distribution.

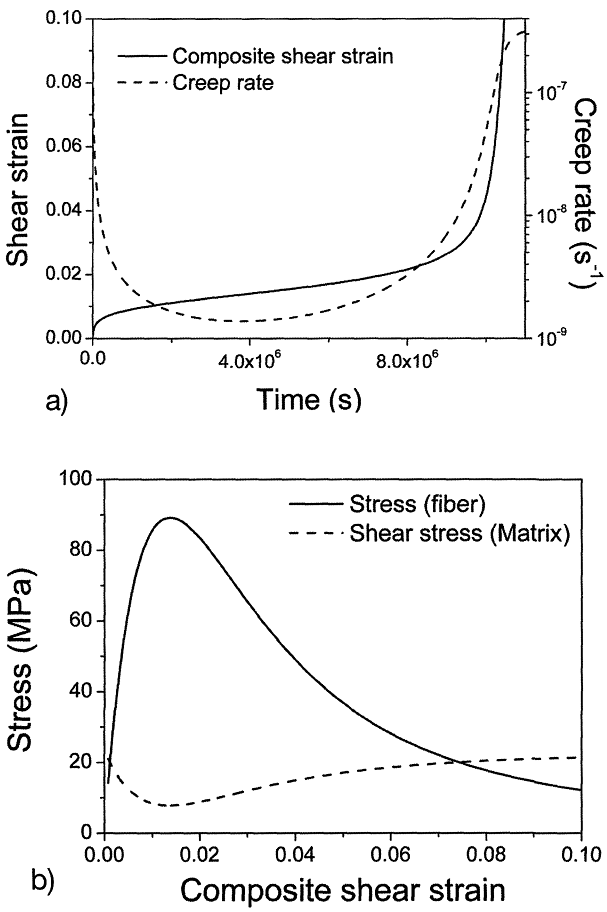

Figura 2. 3D-Tensión de la simulación: 20 MPa. a) Evolución de la deformación del material compuesto y de la velocidad de deformación en el tiempo. b) Evolución de la tensión en la matriz y el refuerzo en función de su deformación.

Figure 2. 3D-Simulation stress: 20 MPa. a) Time evolution of the composite strain and creep rate. b) Strain evolution of the stress in the matrix and the fibers.

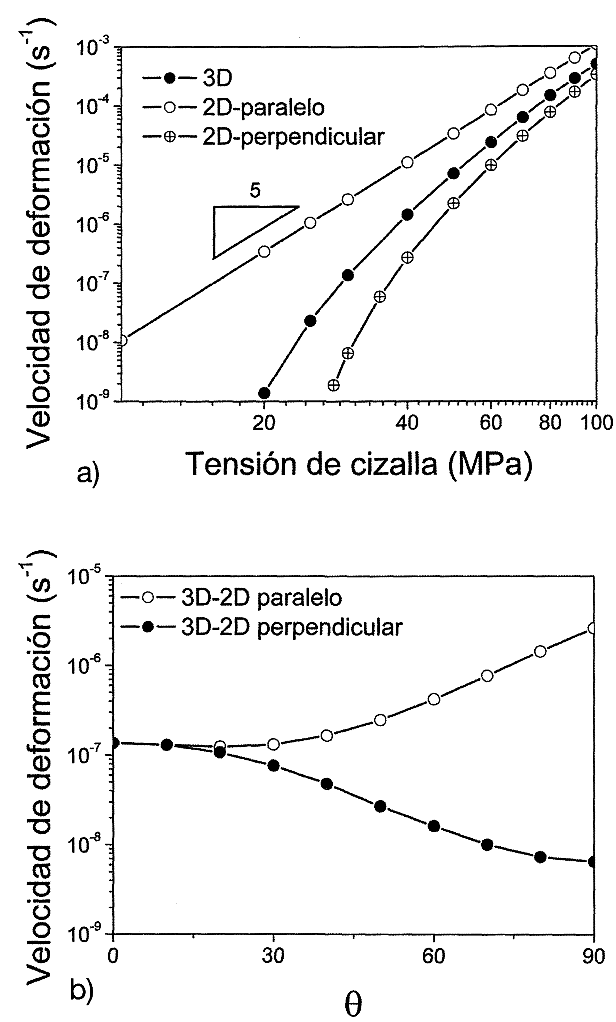

Figura 3. a) Diagramas de Norton en el caso de un material compuesto con distribuciones: 3D y 2D con el plano de las fibras perpendicular y paralelo a la dirección de cizalla. b) Evolución del mínimo de la velocidad de deformación en función de la distribución de fibras (σ=30 MPa).

Figure 3. a) Norton plot of composite with fiber distribution: 3D and 2D with the fiber plane perpendicular and parallel to the shear direction. b) Evolution of the minimum creep rate for different distribution of fiber (σ=30 MPa).

diferentes: 3D y 2D con el plano de las fibras perpendicular y paralelo a la dirección de cizalla. Comparando los tres casos, se observa que una distribución de fibras 2D con el plano de fibras perpendicular a la dirección de cizalla presentaría la mayor resistencia a la fluencia. Sin embargo en el caso opuesto, las fibras no restringen la cizalla en la dirección del plano de las fibras y su comportamiento viene definido por el de la matriz ya que se observa el exponente de la tensión teórico (n = 5).

En los dos casos en los que se observa que las fibras tienen un carácter reforzante, 3D y 2D perpendicular, las curvas a bajas tensiones parecen tender a una tensión umbral, debajo de la cual, el daño a las fibras es despreciable. Por otro lado, a altas tensiones, el comportamiento del refuerzo tiende hacia el comportamiento de la matriz.

En el caso de las simulaciones de materiales compuestos con distribuciones intermedias entre 3D y 2D bajo tensiones uniaxiales, se observó que había situaciones intermedias en las que el material fluía a mayores velocidades de deformación que los casos extremos[8]. Sin embargo, en el caso de la cizalla los valores del mínimo de deformación varían monótonamente. Además, todos los casos de materiales compuestos con una distribución de fibras 2D perpendicular presentaban una mayor resistencia a fluencia que el material 3D.

4. CONCLUSIONES

Se puede concluir que el aumento del grado de la multidirecionalidad de las fibras disminuye la anisotropía en la deformación, siendo el material compuesto menos sensible a la dirección del refuerzo. Por otro lado, el modelo debe ser mejorado con la incorporación de nuevos mecanismos como pueda ser la deformación por la formación y crecimiento de poros o por el efecto de la dimensionalidad de las fibras.

REFERENCIAS

[1] F. ZOK, J.D. EMBURY, M.F. ASHBY Y O. RICHMOND: *Proc. 9th Risø Int. Sympos. Materials Science*, S.I. Anderson, H. Lilholt, y O.B. Perdersen (Eds.), Risø Natl. Lab., Roskilde (DK), 1988; pp. 517-523.

[2] T.L. DRAGONE Y W.D. NIX, *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 2.781-2.791.

[3] A. DLOUHY, N. MERK Y G. EGGELER, *Acta Metall. Mater.* 41 (1993) 3.245-3.256.

[4] G. EGGELER, *Zeitschrift Metall.* 85 (1994) 39-46.

[5] A. DLOUHY, G. EGGELER Y N. MERK, *Acta Metall. Mater.* 43 (1995) 535-550.

[6] S.P. ZWERSCHKE, A. WANNER Y E. ARZT, *Metall. Mater. Trans.* 33A (2002) 1.549-1.557.

[7] T. BIDLINGMAIER, A. WOLF, A. WANNER Y E. ARZT, *Proc. Werkstoffwoche '98*, Vol. VI, Wiley-VCH, 1999, pp. 471-479.

[8] A. WANNER Y G. GARCÉS, *Mater. Sci. Forum* 426-432 (2003) 2107-12

[9] A. WANNER Y G. GARCÉS: Enviado a *Philosophical Magazine*

[10] I. A. ODING, *Creep and Stress Relaxation in Metals*, Ed. Oliver and Boyd Limited, London, 1965, p. 148.

[11] K. KUCHANOVA, T. HORKEL Y A. DLOUHY, *Creep Behavior of Advanced Materials for the 21st Century*, R.S. Mishra, A.K. Mukherjee, y L. Murty (Eds.), The Minerals, Metals & Materials Society, Manchester, England, 1999, pp. 127-136.

[12] A. YAWNY, G. KAUSTRÄTER, B. SKROTZKI Y G.EGGELER, *Scripta Mater.* 46 (2002) 837-842.