

Propiedades Termomecánicas de MMCs en el Rango de Deformación Plástica Incipiente

A. Roatta, P.A. Turner, M.A. Bertinetti y R.E. Bolmaro

Instituto de Física Rosario - Fac. de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura. CONICET-UNR. Universidad Nacional de Rosario. Bv. 27 de Febrero 210 bis. Rosario. 2000. Argentina.

e-mail: bolmaro@ifir.ifir.edu.ar

En este trabajo se presenta un modelo generalizado de Eshelby que permite considerar interacción entre partículas bajo un esquema análogo al método de Mori y Tanaka. Se estudian diferentes geometrías y formas de las partículas en el régimen elástico y elasto-plástico incipiente para un compuesto SiC-Al. Las fibras son consideradas como puramente elásticas y la matriz como elasto-plástica perfecta. Se calculan los coeficientes de dilatación térmica bajo una respuesta del compuesto puramente elástica y en el comienzo de la deformación plástica localizada. Las curvas simuladas de tensión-deformación muestran la influencia de las tensiones de interacción sobre la tensión de fluencia macroscópica aislando este fenómeno del endurecimiento de la matriz.

A generalized Eshelby model allowing interaction among reinforcing particles under a Mori-Tanaka like scheme is presented. Different aspect ratios and geometries are studied in the elastic and incipient elasto-plastic regime for a model SiC-Al composite. The fibers are taken as purely elastic and the matrix is regarded elastic perfectly plastic. Coefficients of thermal expansion are calculated both under purely elastic composite response and at the onset of plastic localized deformation. The simulated stress-strain curves show the influence of interaction stresses over macroscopic yield stress by isolating this phenomenon from matrix hardening.

Introducción

La presencia de tensiones residuales térmicas (TRS) en compuestos de matriz metálica discontinuos (DMMC) se debe a la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica (CTE) de refuerzo y matriz, y al hecho de que el compuesto es enfriado desde la temperatura de fabricación o recocido. Parte de las tensiones generadas por la diferencia de CTE puede relajarse mediante deformación plástica y la acumulación de dislocaciones y disminución del tamaño de subgrano pueden ser mecanismos extra de endurecimiento del compuesto¹⁻³. Otra evidencia experimental acerca del comportamiento mecánico de los DMMC es que, aunque la zona de plasticidad masiva de su curva tensión-deformación se encuentra siempre por encima de la correspondiente a la matriz pura, se detecta tanto en tracción como en compresión un comportamiento inicial no lineal. La diferencia entre la respuesta de ambos tests es similar a un efecto Bauschinger bifásico.

El comienzo de la deformación plástica no es claro a partir de los experimentos y aún no ha sido aproximado teóricamente. Se espera una gran influencia de la relajación plástica en los valores de los CTE efectivos del compuesto y en la acumulación de TRS. La transición elasto-plástica para MMC ocurre en dos etapas:

i) Primero fluye la matriz y aparece un cambio en la pendiente de la curva tensión-deformación. ii) En segundo lugar fluye el refuerzo hasta que ocurre decohesión, nucleación y crecimiento de cavidades o propagación de fisuras.

El propósito de este trabajo es el estudio, mediante mecánica del continuo, de la primera transición elasto-plástica cuando todavía no fluye el refuerzo. La deformación plástica de la matriz no es masiva sino localizada en los alrededores de la partícula y la pendiente de la curva tensión-deformación varía gradualmente a medida que se incorporan nuevas regiones que plastifican.

También se estudia la relajación plástica debida a diferencias de CTE frente a enfriamiento. El estudio se realiza para diferentes formas de inclusión y fracciones de volumen.

La sección siguiente muestra un resumen del modelo de Eshelby extendido para incluir deformación plástica localizada y los rasgos principales del modelo de interacción que considera fracciones de volumen de refuerzo finitas como también plasticidad localizada. El esquema de interacción permite calcular CTE efectivos del DMMC con y sin relajación plástica para diferentes concentraciones y geometrías de refuerzos. El esquema de Eshelby ha sido usado bajo la hipótesis de relajación plástica homogénea cuando actúa como una

autodeformación^{4,5}. Se muestra que algunos resultados experimentales son mejor explicados mediante localización plástica que por deformación plástica homogénea. La innovación presente permite calcular la relajación plástica como una variable dependiente de la geometría de la inclusión. A continuación se muestran los resultados junto con la influencia sobre el comportamiento local de la fracción de volumen finita de refuerzo y las curvas tensión-deformación esperadas. Finalmente se presentan las conclusiones y se discuten algunos resultados previamente publicados en la literatura.

Teoría

El modelo de Eshelby extendido con deformación plástica localizada^{6,7} representa las tensiones y deformaciones de una matriz elastoplástica infinita con inclusiones inhomogéneas elásticas cuando el material es sometido a tensión externa uniforme y/o a desajuste térmico. La aproximación de campo medio del tipo de Mori y Tanaka⁸ describe interacción entre partículas de modo que:

$$\Sigma_{ij}^{int} = \langle \tilde{\sigma}_{ij} \rangle_M = -f \langle \tilde{\sigma}_{ij}^{\infty} \rangle_{\Omega}$$

donde Σ_{ij}^{int} : tensión de interacción, $\tilde{\sigma}$: desvío en tensión cuando el material compuesto es finito, $\tilde{\sigma}^{\infty}$: desvío en tensión para el caso de matriz infinita, M: matriz, Ω : inclusión y f: fracción de volumen de partículas.

El problema de una inclusión inmersa en una matriz infinita efectiva que contiene la interacción entre partículas (válido siempre que el número de partículas sea suficientemente alto para que la introducción de una nueva inclusión no afecte la fracción de volumen presente) se describe por:

$$\sigma_{ij}^{\infty} = \Sigma_{ij} + \Sigma_{ij}^{int} + \tilde{\sigma}_{ij}^{\infty} = C_{ijkl}^* (E_{kl} + \varepsilon_{kl}^{int} + \tilde{\varepsilon}_{kl}^{\infty} - \varepsilon_{kl}^{II}) \quad \forall \mathbf{x} \in \Omega$$

$$\sigma_{ij}^{\infty} = \Sigma_{ij} + \Sigma_{ij}^{int} + \tilde{\sigma}_{ij}^{\infty} = C_{ijkl} (E_{kl} + \varepsilon_{kl}^{int} + \tilde{\varepsilon}_{kl}^{\infty} - \varepsilon_{kl}^{pl} - \varepsilon_{kl}^{TM}) \quad \forall \mathbf{x} \in D - \Omega$$

$$\sigma_{ij}^{\infty} = \Sigma_{ij} + \Sigma_{ij}^{int} = C_{ijkl} (E_{kl} + \varepsilon_{kl}^{int} - \varepsilon_{kl}^{TM}) \quad \text{in } \Gamma_D$$

(boundary condition)

donde C y C^* son las constantes elásticas de matriz e inclusión, respectivamente, Σ : tensión externa aplicada, E : deformación total

macroscópica del compuesto infinito, ε^{II} : deformación térmica de la inclusión, ε^{TM} : deformación térmica de la matriz y ε^{pl} : deformación plástica localizada en la matriz.

A partir del sistema de ecuaciones anteriores se despeja la deformación de interacción:

$$\varepsilon^{int} = \left[(1-f)I - C^{-1}C^* \right] \{ (C^{-1}C^* - I)E + \varepsilon^{TM} - C^{-1}C^* \varepsilon^{II} + C^{-1}C^* \langle \tilde{\varepsilon} \rangle_{\Omega} \}$$

Las tensiones y deformaciones son obtenidas numéricamente mediante un método autoconsistente e iterativo. Debe emplearse un grillado dependiente de la geometría de la inclusión, un criterio de fluencia y una ley plástica para la matriz (por ej.: Von Mises y Prandtl-Reuss) y suponerse el comportamiento plástico de la matriz (por ej.: plasticidad ideal)

Para enfriamiento sin tensión aplicada, los CTE del compuesto son calculados por:

$$\alpha_{ij}^c = \frac{\langle \varepsilon_{ij} \rangle_D}{\Delta T} = \frac{(1-f)(\varepsilon^{int} + \alpha \Delta T) + f C^{*-1} \langle \sigma^{\infty} \rangle_{\Omega} + f \alpha^* \Delta T}{\Delta T}$$

donde α y α^* : CTE de la matriz e inclusión, respectivamente y ΔT : disminución de temperatura.

Para el caso de tensión aplicada uniaxial con temperatura constante pueden calcularse los módulos de Young, Y_z , y Poisson, ν_c , del compuesto:

$$Y_z = \frac{\Sigma_{33}}{\langle \varepsilon_{33} \rangle_D} \quad \nu_c = - \frac{\langle \varepsilon_{22} \rangle_D}{\langle \varepsilon_{33} \rangle_D}$$

donde, $\langle \varepsilon \rangle_D = (1-f)(E + \varepsilon^{int}) + f C^{*-1} \langle \sigma^{\infty} \rangle_{\Omega}$

Resultados

Los datos de los materiales empleados, elástica y térmicamente isotrópicos, son los siguientes⁹: para el Al: coeficiente de dilatación térmica $\alpha=23.6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, relación de Poisson $\nu=0.33$, módulo de corte $\mu=25.68 \text{ GPa}$, y tensión de fluencia $\sigma_Y=97 \text{ MPa}$; para el SiC: $\alpha=4.3 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $\mu=182.48 \text{ GPa}$ y $\nu=0.17$.

El método se aplica a inclusiones elipsoidales: esferas (aspect ratio 1x1x1), fibras (aspect ratio 1x1x4 - eje mayor = eje z) y pastillas (oblate: aspect ratio 4x4x1 - eje menor=eje z)

Carga Térmica

Ante una carga térmica $\Delta T = -200$ K el material con inclusiones esféricas presenta un campo de interacción hidrostático, donde al aumentar f no se modifica la plastificación. En cambio las fibras y pastillas muestran que cuando f aumenta de 0% a 20% sólo disminuye el valor máximo de deformación plástica.

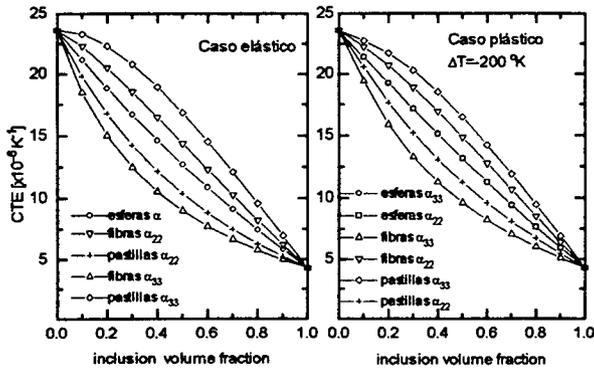


Figura 1: CTE longitudinales (eje z) y transversales (plano xy) para a) $\Delta T = -10$ K (caso elástico) y b) $\Delta T = -200$ K (plastificación importante) en función de f .

De las figuras 1 y 2 puede observarse un comportamiento anisotrópico para fibras y pastillas en el régimen elástico (coincide con Takao¹⁰) y que además la relajación plástica tiende a isotropizar al material induciendo un ablandamiento a lo largo del eje longitudinal para esferas y fibras, y alrededor del ecuador para pastillas.

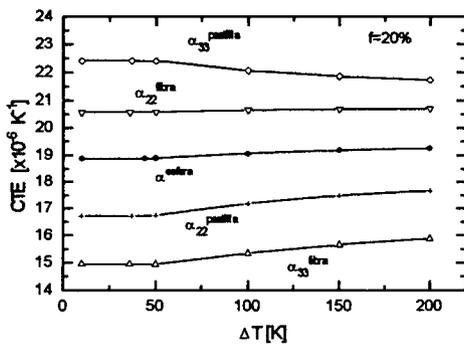


Figura 2: CTE en función de ΔT cuando $f=20\%$.

Carga Mecánica

En el caso de someter al material a una carga mecánica representada por una tracción en el eje z resulta una mayor influencia de la interacción sobre la deformación plástica para las tres geometrías de partículas respecto al caso

térmico. Además se presenta una disminución del máximo de deformación plástica debido a una tensión de interacción compresiva a lo largo del eje z y de tracción en el plano xy y una reducción general del volumen por partícula que plastifica (Fig 3).

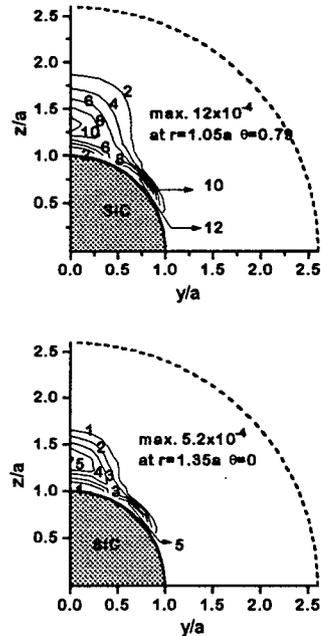


Figura 3 Líneas de igual deformación plástica equivalente para partículas esféricas. $\Sigma=0.90 \sigma_Y$. a) $f=0$ (partícula aislada) y b) $f=20\%$.

De las figuras 4 a), b) puede observarse que la regla de las mezclas da un límite superior al módulo del compuesto y que el mayor refuerzo al módulo de Young longitudinal lo producen las fibras con un aumento del 29% y 62% para $f=10\%$ y 20% , respectivamente.

Conclusiones

A partir de las simulaciones realizadas puede concluirse que:

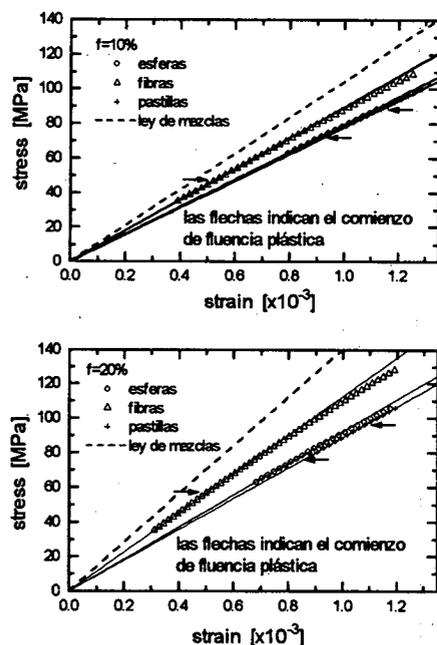
- *Las CTE del compuesto y las TRS calculadas acuerdan con otras simulaciones y resultados experimentales.

- *El modelo no puede simular interacción entre partículas teniendo en cuenta la real distribución en la matriz.

- *Las inclusiones esféricas inducen mayor relajación plástica al aumentar f , lo cual implica la presencia de un mecanismo de ablandamiento en la curva tensión-deformación.

*Necesidad de introducir "hardening" para contar con una simulación más realista.

*El modelo permite tratar a la fluencia plástica incipiente localizándola en la posición correcta.



Figuras 4 a) y b): Curvas tensión-deformación para las tres geometrías de refuerzo y $f=10\%$ y 20% .

Bibliografía

- 1- Arsenault, R.J. and Fischer, R.M., Scripta Metall, 17, 67-71 (1983).
- 2- Arsenault, R.J. and Shi, N., Mater. Sci. Eng., 81, 175-187 (1986).
- 3- Arsenault, R.J., Wang, L. and Feng, C.R., Acta Metall., 39, 47 (1991).
- 4- Withers, P.J., Stobbs, W.M. and Pedersen, O.B., Acta metall., 37, 11, 3061-3084 (1989).
- 5- Lin, S.C., Yang, C.C. and Mura, T., Int. J. Solids Structures, 29, 14/15, 1859-1872 (1992).
- 6- Johnson, W.C. and Lee, J.K., J. of Appl. Mech., 49, 312 (1982).
- 7- Roatta, A. and Bolmaro, R.E., aceptado en Mat. Sci. and Eng. (1996).
- 8- Mori, T. and Tanaka, K., Acta metall., 21, 571-574 (1972).
- 9- Taya, M., Lullay, K.E. and Lloyd, D.J., Acta metall. mater., 39, 1, 73-87 (1991).
- 10- Takao, Y., ASTM STP 864, edited by J.R. Vinson and M. Taya, American Society for Testing Materials, Philadelphia, pp. 685-699 (1995).