# EL EFECTO DE LA DISTRIBUCIÓN INHOMOGENEA DEL REFUERZO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE MATERIALES COMPUESTOS

**J.Segurado, C.Gonzalez y J.LLorca**

**Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid.**
**E. T. S. de Ingenieros de Caminos. 28040, Madrid**

**Resumen.** Se ha estudiado el efecto de la inhomogeneidad en la distribución del refuerzo en materiales compuestos de matriz metálica. Para ello se han generado microestructuras con distribuciones aleatorias homogéneas e inhomogéneas de partículas. Las microestructuras inhomogeneas se idealizaron como distribuciones aleatorias e isótropas de regiones esféricas (representando a los clusters) en cuyo interior se concentraron las partículas. Se ha utilizado el método de elementos finitos para obtener las curvas tensión-deformación uniaxial en modelos multipartícula 3D usados como volúmenes representativos de cada material. Los cálculos mostraron una débil influencia de los clusters en el comportamiento macroscópico del material, pero las tensiones medias en las partículas fueron apreciablemente mayores en los materiales inhomogeneos. Mediante el modelo de fractura de Weibull y usando valores experimentales para las propiedades de las fases, se calculó la fracción de partículas rotas en los modelos numéricos. Se observó que la presencia de clusters aumenta de forma drástica (entre 3 y 6 veces) la fracción de partículas rotas.

**Abstract.** The effect of the reinforcement spacial distribution on the mechanical behavior was investigated in model metal-matrix composites. Homogeneous and inhomogeneous micorstructureswere made up. The inhomogeneous ones were idealized as an isotropic random dispersion of spherical regions (which represent the clusters) with the spherical reinforcements concentrated around the cluster center. The uniaxial tensile stress-strain curve was obtained by finite element analysis of 3D multiparticle cubic unit cells, which stood as representative volume elements of each material. The numerical simulations showed that the influence of reinforcement clustering on the macroscopic composite behavior was weak, but the stresses mean stresses in the sphereswere appreciably higher in the inhomogeneous materials that in the homogeneous one. The fraction of broken spheres as a function of the applied strain were computed using a Weibull model with experimental values of the Weibull parameters. It was found that the presence of clustering greatly increased (by factor between 3 and 6) the fraction of broken spheres.

## 1. INTRODUCCIÓN

La optimización de las propiedades mecánicas de materiales compuestos se basa en un conocimiento de la relación entre la microestructura y el comportamiento macroscópico. Esta relación ha sido estudiada mediante modelos micromecánicos más o menos complejos, basados en las propiedades y fracciones volumétricas de cada fase, pudiendo incluir además el efecto de la forma u orientación del refuerzo. Este tipo de modelos no suelen considerar el efecto de la distribución del refuerzo, aunque existe evidencia experimental de que este factor juega un papel determinante en algunas propiedades como el límite elástico , la progresión del daño, la ductilidad, la tenacidad de fractura y la nucleación de grietas por fatiga.

Los estudios previos del efecto de las inhomogenidades en las propiedades del compuesto han seguido dos estrategias diferentes. En la primera [1-2] el compuesto inhomogéneo se representa por una red tridimensional de celdas, cada una conteniendo una fracción volumétrica diferente. Las propiedades de cada celda se obtienen mediante las técnicas clásicas de micromecánica de materiales compuestos (celdas unitarias o modelos de campo medio), y el comportamiento global se calcula promediando. Esta aproximación es razonable para predecir el comportamiento macroscópico, pero no proporciona información sobre las tensiones y deformaciones dentro del cluster. La segunda estrategia consiste en una modelización detallada de la microestructura en dos dimensiones, mediante elementos finitos clásicos [3-4] o bien elementos finitos de Voronoi [5] . Con estos modelos se obtiene información sobre los patrones de deformación o el daño en la zona de cluster, pero el uso un modelo bidimensional limita la validez de los resultados cuantitativos obtenidos.

En este artículo, las simulaciones tridimensionales del comportamiento elástico [6] y elastoplástico [7] de materiales compuestos reforzados con esferas se extiende para estudiar el efecto de la distribución inhomogénea del refuerzo. Se ha desarrollado un algoritmo para la generación de estructuras no

homogéneas y el comportamiento de éstas se ha estudiado mediante el análisis por elementos finitos de celdas tridimensionales multipartícula. Se ha calculado la respuesta macroscópica y las tensiones locales para materiales con diferente grado de inhomogeneidad y comparado con los resultados obtenidos con distribuciones homogéneas y aleatorias de partículas. Por último, se ha determinado el progreso del daño para cada microestructura asumiendo un modelo de fractura de Weibull para las partículas.

## 2. GENERACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA

El material con microestructura inhomogénea se idealizó como una dispersión aleatoria e isótropa de regiones esféricas de radio $R_{\rm cl}$, representando a los clusters. Las esferas de refuerzo se concentraron en torno al centro de cada cluster, dentro de una esfera de radio $r_{\rm cl}$, ver Fig. 1.

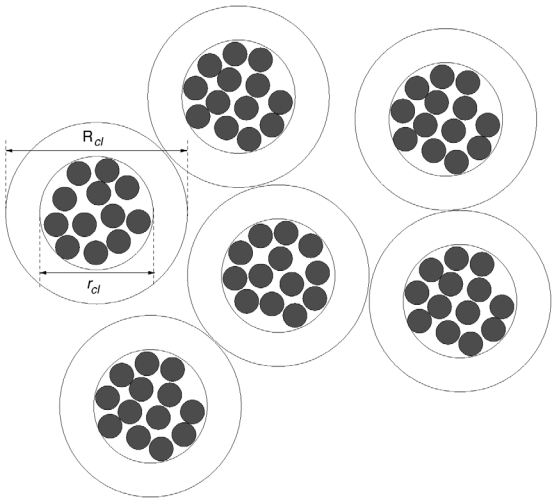



**Fig. 1.** Representación bidimensional de la microestructura inhomogénea

Los tres parámetros que controlan la microestructura son la fracción volumétrica de esferas en el material compuesto $\zeta$,, la fracción volumétrica local de esferas en el cluster $\zeta_{cl}$ dada por

$$\xi_{cl} = \frac{n_{cl} V_s}{4/3\,\pi r_{cl}^3} \qquad (1)$$

donde $V_s$ es el volumen de una esfera de refuerzo, y el número de esferas que pertenecen a cada cluster, $n_{cl}$. Esta microgeometría escogida es característica de muchos materiales compuestos y permite además controlar el grado de inhomogeneidad reduciendo simplemente el valor de $r_{\rm cl}$, y aumentando, por tanto, $\zeta_{cl}$.

Como en investigaciones previas [6-7], la respuesta mecánica del compuesto se obtuvo mediante el análisis por elementos finitos de un volumen representativo del material constituido por una celda unitaria de lado L con condiciones de contorno periódicas. El tamaño finito de este volumen representativo hace aparecer otro parámetro en la generación de las celdas, el número de clusters N en la celda.

La generación de las posiciones de las partículas dentro de las celdas se realizó mediante un nuevo algoritmo, con 2 fases diferentes. Primero se generó una dispersión aleatoria de N puntos con coordenadas $\vec{X}^i$ (los centros de los N clusters) usando el algoritmo modificado de adsorción secuencial desarrollado en [6]. En este algoritmo los clusters se consideraron esferas impenetrables de radio $R_{\rm cl}$, que ocupan el mayor volumen posible de la celda. El límite teórico de empaquetamiento para esferas es $\zeta$=0.64, pero solo se alcanzaron valores de la fracción volumétrica de clusters de 0.52 debido al pequeño número de clusters usado.

Una vez conocidas las coordenadas de los centros de cluster se generaron las posiciones de los centros de las $n_{cl}$ partículas de cada cluster. El diámetro de las partículas, $D$, se determinó a partir del numero total de esferas ($Nn_{cl}$) y la fracción volumétrica media de refuerzo en el material ($\zeta$). Si la fracción volumétrica local del cluster no era muy alta, las posiciones de las partículas, $\vec{x}^j$, se generaron mediante el algoritmo de adsorción secuencial aleatoria. En caso contrario, primero se usó este método para generar los centros de las esferas en una región esférica de radio $r^0_{cl} > r_{cl}$ y posteriormente los centros de las partículas fueron "comprimidos" paso a paso hacia el centro el cluster ($\vec{x}^j - \vec{X}^i$). En cada paso de compresión se verificaba que las partículas no entraran en contacto. Si una de esas compresiones producía el contacto entre dos partículas, una de ellas se movía al azar hasta que la configuración fuera válida. El algoritmo de compresión se detalla de forma precisa en [10].

Además de las microestructuras inhomogéneas, se generaron otros dos materiales compuestos. En el primero, las partículas esféricas estaban distribuidas de forma aleatoria y homogénea dentro de la matriz. El segundo material estaba formado por una distribución regular de partículas en el espacio que asegura una distancia mínima entre partículas lo mayor posible. Se escogió una disposición BCC por presentar el comportamiento mecánico más cercano al de un material isótropo para una distribución regular de partículas.

## 3. SIMULACIONES POR ELEMENTOS FINITOS

Se generaron cuatro tipos de microestructuras diferentes, todas ellas con una fracción volumétrica media, $\zeta$, del 15%. Las tres primeras representaban a materiales con una distribución inhomogénea del refuerzo y diferentes grados de inhomogeneidadm

expresados por $\zeta_{cl}$, de 20%, 30% y 40%. Cada cluster estaba formado por siete esferas y cada celda constaba de siete clusters con un un total de 49 esferas por celda. La cuarta microestructura correspondía a una dispersión aleatoria y estadísticamente isótropa de 30 esferas. En la Fig. 2. pueden encontrarse la distribución de partículas en una microestructura inhomogénea.

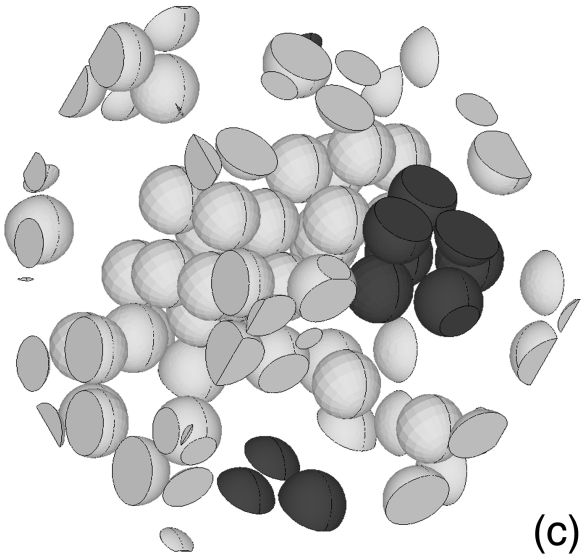



**Fig. 2.** Distribución espacial de las esferas en una celda unitaria de un compuesto inhomogéneo con 7 clusters de 7 partículas $\zeta$=15 % y $\zeta_{cl}$=40 %.

Los modelos de elementos finitos se generaron a partir de las distribuciones de centros de partículas. Se crearon esferas a partir de las posiciones de los centros y de los radios, y aquellas que intersectaban con alguna cara del cubo fueron cortadas en el número de partes necesario y copiadas a las correspondientes caras opuestas del cubo. Tres caras contiguas del cubo se mallaron usando elementos triangulares cuadráticos, y las mallas se copiaron a las caras opuestas de igual geometría, asegurando así la periodicidad en la malla. El modelo se malló con tetraedros modificados de 10+1 nodos y control de modos espurios, ya que se comprobó que captan de forma mucho más efectiva los campos de deformación entre las partículas que los tetraedros clásicos de 10 nodos y dan una respuesta menos rígida. Se usaron unos 500 elementos por esfera y se realizó un mallado adaptativo, con una menor densidad de elementos en las amplias zonas sin refuerzo de la celda. Las mallas finales estaban formadas por unos 60000 elementos y 90000 nodos en el material homogéneo y unos 100000 elementos y 150000 nodos en los inhomogéneos. Se aplicaron condiciones de contorno periódicas en cada par de caras opuestas, para más detalles ver [6].

Las simulaciones por elementos finitos se realizaron con el programa Abaqus/Standard en el marico de pequeñas deformaciones. Las esferas de refuerzo se consideraron sólidos elásticos e isótopos con $E_s$=400 GPa y $\nu_s$=0.20. La matriz se simuló como un sólido elasto-plástico siguiendo el criterio de Von Mises y endurecimiento isótropo. Las constantes escogidas fueron $E_m$=70 Gpa, $\nu_m$=0.33, y la tensión de plastificación se expresó en función de la deformación plástica equivalente, $\varepsilon_p$, como

$$\overline{\sigma} = A\varepsilon_p^n \qquad (2)$$

donde A=400 MPa y n=0.15. Estas propiedades son típicas de una aleación de aluminio reforzada con partículas cerámicas rígidas. El análisis de una celda unitaria de un material heterogéneo llevó unas 24 horas en una estación Compaq ES-40 con 4 procesadores y 4Gb de RAM.

## 4. RESULTADOS

### 4.1. Caracterización de las microestructuras.

La información estadística que se posee sobre las distribuciones de esferas generadas se limitaba a $r_{cl}$ y $\zeta_{cl}$. Para obtener más información de la microestructura se pueden calcular otros parámetros estadísticos como la media de la distancia al vecino más cercano . Esta información puede ayudar a comprender la influencia de la microestructura en el comportamiento macroscópico.

El valor medio de la distancia a la esfera más próxima, $\lambda$, y su desviación estándar se han dibujado en la Fig 3. Las líneas superior e inferior son las cotas para un material con distribución aleatoria de esferas idénticas no penetrables. Puede verse como $\lambda$ y su desviación estandar disminuyen rápidamente al aumentar la fracción volumétrica local $\xi_{cl.}$. El caso de$\xi_{cl}$= 40%,$\lambda\cong$1 y su desviación estándar es despreciable, porque se ha alcanzado la mayor compacidad posible para 7 partículas esféricas dentro del cluster

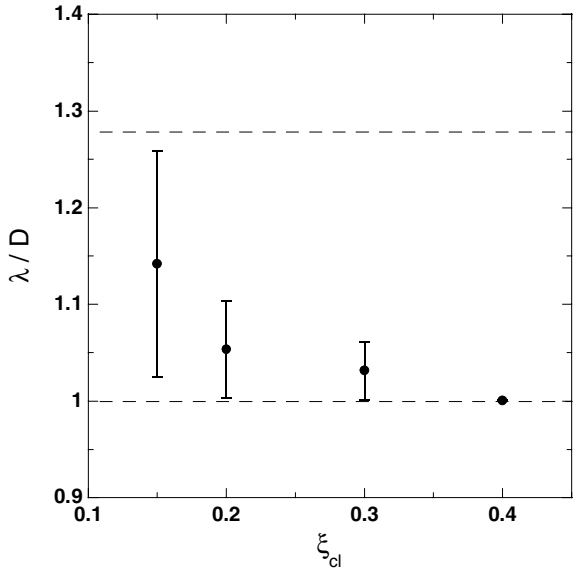



**Fig. 3.** Media de la distancia a la partícula más cercana (normalizada por el diámetro) en función de $\xi_{cl}$.

**4.2. Comportamiento macroscópico.**
Se calculó la curva tensión-deformación en tracción de las cuatro celdas en tres direcciones perpendiculares mediante el método de elementos finitos, obteniéndose para cada material 12 curvas. Las máximas diferencias entre dos curvas fueron muy pequeñas (de un 4% para la deformación del 0.05) y la desviación estándar siempre fue menor al 1.3% con lo que se puede estimar sin apenas error el comportamiento mecánico macroscópico de cada material como la media aritmética de las 12 curvas.

Las curvas tensión deformación medias para las cuatro microestructuras descritas, junto con la del material con simetría BCC se han dibujado en la Fig 4.

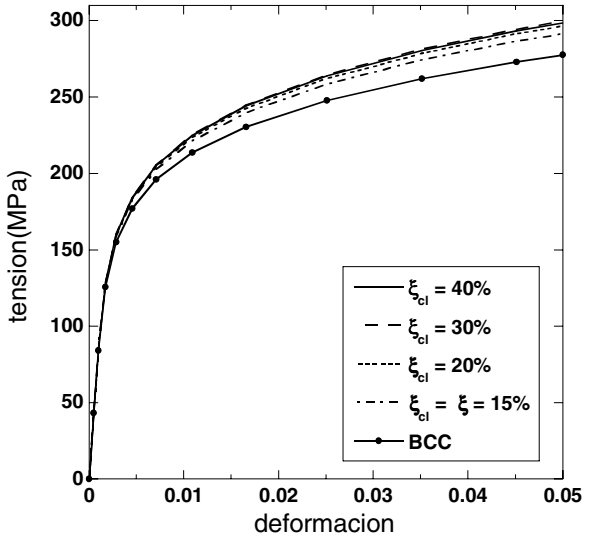



**Fig 4.** Curvas tensión deformación media de los materiales inhomogéneos con $\zeta_{cl}$=20% , 30% y 40 %. , material homogéneo e isótropo y del material con una disposición BCC del refuerzo.

Las diferencias entre los diferentes tipos de material aparecieron en la zona plástica, con una respuesta algo más flexible del material con estructura homogénea. Este ablandamiento fue mucho más marcado en el material con estructura BCC. La capacidad de endurecimiento por deformación creció con el grado de clustering (hasta $\zeta_{cl}$=30%) y decreció ligenramente para $\zeta_{cl}$ = 40%, de acuerdo con los resultados que Corbin y Wilkinson [1], que encontraron un endurecimiento máximo para un grado de clustering intermedio. Sin embargo, estos autores predicen un incremento de la tensión de plastificación del 20%, mientras que solo se alcanzó un 2% en nuestras simulaciones. La razón de esta diferencia puede deberse al uso de un modelo de campo medio en [1], que considera el material como bifásico de dos compuestos homogéneos cuyas propiedades se obtienen mediante una aproximación autoconsistente. Si la fracción volumétrica de la fase más rígida es elevada (>25%) el método autoconsitente proporciona una respuesta demasiado rígida, y la ecuación constitutiva de las zonas de cluster en el modelo [1] está sobreestimada. Los cálculos tridimensionales realizados en este artículo confirman la existencia de un grado de clustering crítico que proporciona un máximo en la capacidad de endurecimiento de deformación en ausencia de daño, pero el incremento de la tensión de plastificación para las propiedades y fracciones volumétricas en un material compuesto típico es casi inapreciable.

**4.3. Campos locales de tensión y deformación.**

La técnica numérica usada en este artículo permite calcular valores precisos del comportamiento macroscópico a la vez que los campos locales en cada una de las fases durante la deformación y la distribución de deformaciones plásticas equivalentes y tensiones hidrostáticas en la matriz. Las curvas de probabilidad acumulada en la matriz son muy similares para todos los materiales con microestructura aleatoria y apreciablemente diferentes para el caso BCC, donde el deformación plástica equivalente máxima es del 12%, mucho menor que en los demás casos. En el caso BCC la distribución de tensiones hidrostáticas es también la más estrecha seguida por el material con cluster del 20%, mientras que la más abierta es la del material homogéneo. Es interesante indicar que las microestructuras con menor dispersión de tensiones hidrostáticas corresponden a aquellas en que la desviación estándar de $\lambda$ es próxima a 0, que son la BCC y el material con $\xi_{cl}$ = 40% (donde las zonas de cluster tienen tensión muy alta y el resto baja, en una especie de distribución bimodal con poca dispersión).

La media volumétrica del tensor de tensiones en cada esfera $<\boldsymbol{\sigma}_s>$, se calculo mediante

$$<\boldsymbol{\sigma}_s>=\frac{1}{V_s}\sum_i \boldsymbol{\sigma}_i V_i \qquad (3)$$

donde $V_s$ es el volumen de una esfera y $\boldsymbol{\sigma}_i$ y $V_i$ son, respectivamente, el tensor de tensiones y el volumen asociados al punto de Gauss *i*. La tensión principal máxima de la esfera, $<\sigma_s>^I$, se calculó a partir de los autovalores de $<\boldsymbol{\sigma}_s>$. La evolución de la media de $<\sigma_s>^I$ en todas las esferas de cada microestructura (588 en los casos heterogéneos y 360 en los homogéneos) está representada en la Fig. 5, junto con el valor correspondiente para la estructura BCC. La media de la tensión principal máxima en las esferas es notablemente mayor en los materiales con una distribución heterogénea de partículas, y el máximo se encontró para el compuesto con $\zeta_{cl}$ = 30%, donde el valor de $<\sigma_s>^I$ fue superior en un 12% al del material homogéneo. Por el contrario, las tensiones en las partículas para el material con disposición BCC resultaron bastante menores.

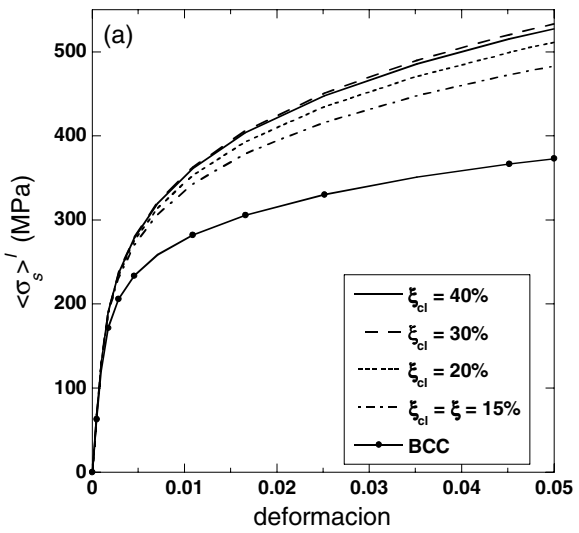



**Fig 5.** Evolución de la media de la tensión principal máxima de las esferas $<\sigma_s>^I$ como función de la deformación macroscópica aplicada ε

Esta figura muestra que los valores mínimos de $<\sigma_s>^I$ fueron similares para las cuatro microestructuras y que la distribución más estrecha se dio en el material homogéneo. Sin embargo, las partículas con mayor $<\sigma_s>^I$, no se encontraron en la estructura con mayor grado de inhomogeneidad ($\zeta_{cl}$ = 40%) ni en aquella donde la media de $<\sigma_s>^I$ era máxima, sino en el material con $\zeta_{cl}$ = 20%. La razón de este hecho está relacionada con las interacciones entre diferentes clusters, como se explica a continuación.

La tensión media que soporta una partícula depende principalmente de dos factores, la rigidez de la matriz y la proximidad de otras esferas, que restringen la plastificación de la matriz y hacen aumentar las tensiones hidrostáticas en esa zona. En el caso de $\zeta_{cl}$ = 40% los clusters se encuentran aislados en la matriz, con lo que sólo el segundo mecanismo está activo. Por el contrario, cuando $\zeta_{cl}$ =30% o 40% los clusters pueden interpenetrarse. La microestructura de estos materiales puede entenderse como una red interpenetrante de dos materiales, la matriz sin reforzar y la región de clusters con una alta fracción volumétrica de refuerzo. Esta región continua puede de hecho considerarse como una nueva matriz con una tensión de plastificación mucho mayor, debido a la presencia de refuerzo. Por ello, las tensiones de las partículas situadas entre dos o más clusters aumentan debido a ambos mecanismos.

### 4.4. Daño por fractura de partículas

Existe una amplia evidencia experimental de que la resistencia de partículas cerámicas frágiles se puede modelizar siguiendo la estadística de Weibull. De acuerdo con este modelo, cada esfera se divide en N dominios, y la tensión actuando en el dominio *i* de volumen $V_i$ es constante y viene dada por $\boldsymbol{\sigma}_i$.

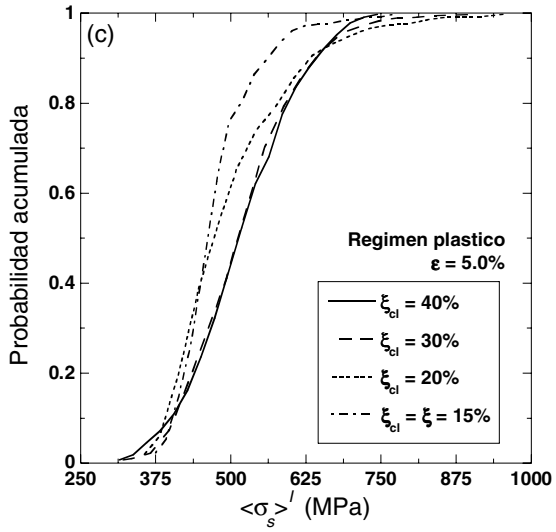



**Fig 6**. Probabilidad acumulada de la media volumétrica de las tensiones principales máximas $<\sigma_s>^I$ para una deformación macroscópica de ε=5%.

La fractura de un dominio está causada por la tensión principal máxima en ese dominio, $\sigma_i^I$, y desencadena la rotura de toda la esfera. Cada dominio corresponde a un punto de Gauss en el modelo de elementos finitos, y el volumen y la tensión en ese dominio son los asociados a ese punto de Gauss. La probabilidad de fractura de un dominio, $F_i$, viene dada por

$$F_i = 1 - \exp\left\{-\frac{V_i}{V_o}\left[\frac{\sigma_i^I}{\sigma_0}\right]^m\right\} \qquad (4)$$

donde *m* y $\sigma_0$ representan el módulo de Weibull y la tensión característica del material cerámico respectivamente, $V_0$ es un volumen de referencia arbitrario que aquí se tomó como el volumen de la esfera, y $\sigma_i^I$ es la tensión principal máxima del dominio. Una esfera frágil se fracturará al hacerlo uno de sus dominios, y su probabilidad de fractura puede expresarse mediante,

$$F = 1 - \prod_{i=1}^{N} \exp\left\{-\frac{V_i}{V_0}\left[\frac{\sigma_i^I}{\sigma_0}\right]^m\right\} \qquad (5)$$

Esta probabilidad de fractura se calculó para cada esfera de cada microestructura (588 en casos heterogéneos y 360 en el homogeneo) y la fracción de esferas rotas se determinó como el valor medio de las probabilidades de fractura de todas las esferas pertenecientes a una microestructura. Este resultado es, hablando propiamente, un indicador de daño ya que no se tiene en cuenta la redistribución de tensiones en el compuesto debido a la rotura de las partículas. En cualquier caso, este hecho no afecta al resultado mientras la fracción de partículas rotas sea baja.

Existen en la literatura varios experimentos rigurosos donde se han determinado los parámetros de Weibull de las partículas mediante microscopía cuantitativa [8-9], siendo razonables para las constantes los valores de

$m$=5 y $\sigma_0 \cong 1.5$ GPa. Usando dichos valores, las predicciones del modelo de la fracción de partículas rotas en función deformación global pueden encontrarse en Fig. 7. El gráfico muestra que la fracción de partículas rotas aumenta dramáticamente (entre 3 y 6 veces) en los materiales inhomogéneos con respecto al homogéneo. La fracción de partículas rotas para una disposición tipo BCC no se ha dibujado por ser despreciable. La rápida rotura de partículas en el material con microestructura con clusters hace que el pequeño efecto de refuerzo por la distribución espacial de partículas se diluya rápidamente frente a la pérdida de propiedades por la rotura de las partículas

En general, la fracción de partículas rotas aumenta con el grado de inhomogeneidad, y el compuesto con $\zeta_{cl}$ = 40% sufre más daño que los otros a pesar de que la media de las tensiones principales máximas de las partículas es mayor para $\zeta_{cl}$=30%. Este hecho muestra la diferencia entre los valores locales de la tensión principal máxima que controla la probabilidad de rotura según (5), y el valor medio de las tensiones en las esferas, que está relacionado con la respuesta efectiva del compuesto. Lo que en cualquier caso muestra la Fig. 7 es que incluso una presencia de clustering muy pequeña (20%) tiene efectos muy negativos en el comienzo del daño por fractura de partículas.

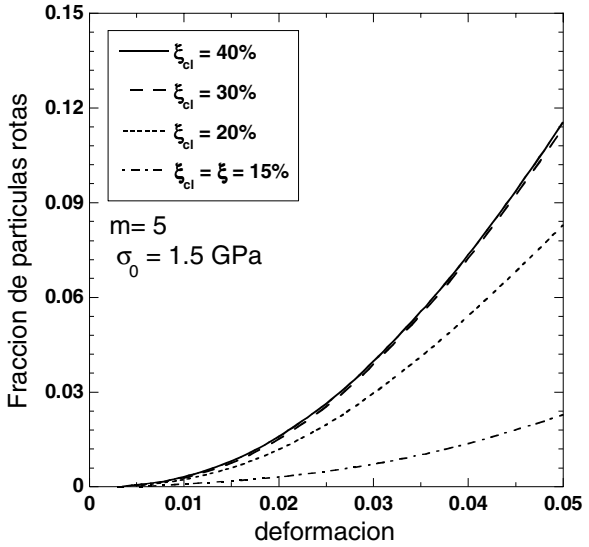



**Fig 7**. Predicción de la fracción de partículas rotas en función de la deformación aplicada .

## 5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el efecto de la distribución espacial del refuerzo en la deformación de materiales compuestos reforzados con 15% de esferas. La microestructura de los materiales heterogéneos se ha idealizado como una dispersión aleatoria de regiones esféricas que representan los clusters. El refuerzo se concentró en torno al centro de cada cluster y el grado de inhomogeneidad se controló mediante la fracción volumétrica local usándose valores comprendidos entre $\zeta_{cl}$=20% y 40%. Se ha desarrollado un algoritmo para generar dispersiones de partículas dentro de una celda cúbica, y la respuesta mecánica de los materiales se obtuvo mediante el análisis por elementos finitos de esas celdas.

Las simulaciones mostraron que la influencia del clustering en el comportamiento macroscópico del compuesto es pequeña en ausencia de daño, con diferencias máximas en la tensión de plastificación del 2%. Este máximo se produjo en un material con $\zeta_{cl}$=30% lo que indica que el máximo efecto de refuerzo se produce para un grado de clustering intermedio. La media de las tensiones principales máximas en las esferas resultó apreciablemente mayor en los materiales con microestructura inhomogénea (hasta un 12% más)

Se hicieron predicciones sobre la fracción de partículas rotas a partir de las tensiones locales y asumiendo el modelo de Weibull. Se encontró que la fracción de partículas rotas se incrementaba de forma dramática incluso un grado de clustering pequeño ($\zeta_{cl}$=20%) . La tasa de fractura de partículas aumentaba rápidamente con el grado de inhomogeneidad, al estar controlada por los valores locales de las tensiones principales máximas en las esferas.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido financiada por el Ministerio de Ciencia y Tecnología a través del proyecto MAT2000-1533-C03-01

## 6. REFERENCIAS

[1] Corbin SF, Wilkinson DS. Acta metal Mate 1994; 42:1311

[2]LLorca J, González C, J Mech Phys Solids 1998; 46:1

[3] Bosellini J, Pitchner PD, Lloyd DJ. Metall Trans A 1993; 24A: 197

[4] Borbély A, Biermann H, Hartmann O. Mater Sci Engng 2001; 9:47

[5] Ghosh S, Moorthy S. Acta mater 1998; 46; 965.

[6] Segurado J, LLorca J. J Mech Phys Solids 2002; 50:2107

[7] Segurado J, LLorca J. González C. Scripta Mater 2002; 46:525

[8] Lewis CA, Withers PJ. Acta metall Mater 1995; 43:3685

[9] Llorca J, Acta metall Mater 1995; 43:181

[10] Segurado J, González C., Llorca J Acta Mater 2003, 51. En imprenta