ESTUDIO DE LA RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DE LA ALEACIÓN DE MAGNESIO AZ80

Ignacio Rieiro [1], Jesús Castellanos [1], Manuel Carsí [2], Diana Martín [2], María T. Larrea [2], Oscar A. Ruano [2]*

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 725-734

ESTUDIO DE LA RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA DE LA ALEACIÓN DE MAGNESIO AZ80

Ignacio Rieiro [1], Jesús Castellanos [1], Manuel Carsí [2], Diana Martín [2], María T. Larrea [2], Oscar A. Ruano [2]*

1: Dpto. de Matemáticas, Universidad de Castilla la Mancha, UCLM. Toledo, España
2: Dpto. de Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM-CSIC. Madrid, España

** E-mail: ignacio.rieiro@uclm.es*

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008
Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

Se ha implementado un procedimiento algorítmico para la obtención de los parámetros característicos de la recristalización dinámica de materiales metálicos policristalinos, a partir de la función velocidad de endurecimiento por deformación, $\theta(\sigma)$, en función de la tensión. Para ello, cada curva $\theta(\sigma)$ ha sido calculada a temperatura y velocidades de deformación constantes El procedimiento se ha aplicado a la aleación de magnesio AZ80. También se ha implementado un procedimiento integral para la determinación de la deformación a la que se obtiene el 50% de fracción volumétrica recristalizada, por dos métodos: diferencial y promediado. Se ha caracterizado previamente el comportamiento plástico del material mediante ensayos de torsión a altas temperaturas y velocidades de deformación moderadamente altas y a partir de éstos, se han obtenido los valores de los parámetros de la ecuación de Garofalo para diferentes deformaciones. Esta ecuación constitutiva ha permitido calcular las constantes de Zener-Hollomon para las diferentes deformaciones. También se han determinado las relaciones entre dichas constantes y los parámetros que caracterizan la recristalización dinámica de la aleación AZ80.

Palabras Claves: *Modelización, recristalización dinámica, aleaciones de magnesio, ecuación de Garofalo*

Abstract

An algorithmic method for obtaining the characteristic parameters of dynamic recrystallization of polycrystalline metallic materials has been implemented. This method is based on the rate of strain hardening, $\theta(\sigma)$, which has been calculated for all stress-strain curves at various temperatures and strain rates. The method has been applied to AZ80 magnesium alloy. It has also developed an integral method for determining the strain value corresponding to the value of 50% for the fraction of recrystallized volume. The creep behaviour of the alloy has been determined by means of torsion tests at high temperatures and moderate strain rates. His characterization has been accomplished through the application of the Garofalo equation, which has been determined for different strains. This has allowed calculation of the Zener-Hollomon parameters for different strains. Using the data mentioned above is possible to determine the best relationship between the Zener-Hollomon parameter and the parameters that characterize the dynamic recrystallization of alloy AZ80.

Keywords: *Modelization, dynamic recrystallization, magnesium alloys, Garofalo equation*

1. INTRODUCCIÓN

En este trabajo se ha desarrollado un procedimiento algorítmico integrado para la caracterización del proceso de recristalización dinámica (RD) de la aleación de magnesio AZ80. Para ello, es necesario en primer lugar el estudio y caracterización del comportamiento de la deformación plástica del material. Esto se ha llevado a cabo mediante el método RCR (Rieiro-Carsí-Ruano) [1] que resuelve la ecuación de Garofalo:

$$\dot{\varepsilon} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \sinh^n(\alpha\sigma) \qquad (1)$$

donde A es un factor pre exponencial, Q, es la energía aparente de activación, n es el exponente del término seno hiperbólico de la tensión, relacionado con la inversa de la sensibilidad a la velocidad de

deformación, m, y α representa el factor de la tensión, que ha sido relacionado con el volumen aparente del proceso de activación de la fluencia. El estudio se realiza a partir de ensayos de torsión a rotura a altas temperaturas homologas y moderadamente altas velocidades de deformación.

Por otro lado, se ha realizado un estudio para predecir la dependencia del tamaño de grano y la fracción volumétrica recristalizada debida a la RD con las variables de conformado [2,3]. El estudio se dividió en dos versiones, por un lado, de forma promediada sobre los intervalos de trabajo de las variables de conformado, temperatura, velocidad de deformación y tensión [2], y por otro, aplicado diferencialmente a cada curva tensión–deformación [3]. En ambos casos fue necesaria la resolución de la ecuación de Garofalo dependiente de la deformación.

En su primera versión el modelo es global, en el sentido de que sus resultados están promediados para distintas T y $\dot{\varepsilon}$, y por otro lado en su segunda versión, es diferencial ya que se obtienen los parámetros característicos de la RD, en función de T y $\dot{\varepsilon}$.

En este trabajo, se han aplicado las dos versiones, al estudio de la RD de la aleación de magnesio AZ80 y comparado sus resultados.

Entre los objetivos de este trabajo están la descripción y la aplicación de la metodología para determinar cuantitativamente, mediante procedimientos algorítmicos, los parámetros característicos de la RD en función de las variables T y $\dot{\varepsilon}$ para un material metálico policristalino.

2. MODELO PARA LA RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA

El inicio de la recristalización dinámica se ha determinado de acuerdo con el trabajo de Poliak y Jonas, [4], en donde se realiza un estudio de los puntos críticos. A partir de este trabajo otros autores han caracterizado el comportamiento de la RD de un material [5-7]. En el marco de estos trabajos, el inicio de la recristalización y la evolución de la RD puede ser descrito en condiciones de T y $\dot{\varepsilon}$ constantes mediante la expresión funcional θ(σ), o velocidad de endurecimiento por deformación:

$$\theta(\sigma)=\frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon} \qquad (2)$$

El inicio de la formación de subgranos, se producirá en el punto donde la curva $S(\sigma) = -\partial\theta/\partial\sigma$ tenga un mínimo. La ausencia de éste mínimo es un indicio de que no se ha producido la RD. A partir de este punto, la curva, S(σ) presenta una evolución lineal, y el punto de inicio de la RD se toma como aquel en que se produce la salida del comportamiento lineal. Posteriormente, y para valores de ε superiores se alcanzará el máximo de tensión, σ_p donde θ = 0.

Por otra parte, la función definida como $\theta_\sigma(\varepsilon) = \partial\theta/\partial\sigma = \partial(\ln\theta)/\partial\varepsilon$, explícitamente dependiente de la deformación, es equivalente a S(σ) y sus valores mínimos caracterizan el inicio de la formación de subgranos y/o de la RD.

Usando ambas formas se han realizado cálculos para verificar de manera redundante los resultados presentados. El cálculo de las derivadas se ha realizado a través de una función fenomenológica [8], con el objeto de obtener las curvas tensión-deformación mediante ajustes no lineales implementados en MATLAB, versión 6.1 (MathWorks Inc 1994-2009). A partir de esta función fenomenológica, se ha calculado de forma analítica el valor de $\theta_\sigma(\varepsilon,\dot{\varepsilon},T)$ y $S(\sigma,\dot{\varepsilon},T)$. Así, se obtiene la deformación y tensión de inicio de formación de subgranos (ε_{is}, σ_{is}), así como de inicio de DRX (ε_{ird},σ_{ird}) dependiente de T y $\dot{\varepsilon}$. Este método proporciona estimaciones precisas de los puntos característicos que parece dudoso que puedan alcanzarse sin el procedimiento algorítmico desarrollado.

Finalmente, se establecen las relaciones funcionales descriptivas entre los parámetros característicos de inicio de la RD DRX y el parámetro $Z = \dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)$ de Zener-Hollomon, o su expresión normalizada Z_A=Z/A, para la aleación de magnesio AZ80.

3. CÁLCULO DE LA DEFORMACIÓN PARA EL 50% DE RD

Se ha determinado la deformación para el 50% de volumen recristalizado, ε_{50}, (a T y $\dot{\varepsilon}$ constantes) a partir de una ecuación constitutiva basada en el modelo de Avrami:

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_{ss})\left\{1 - \exp\left[-\ln 2\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\varepsilon_{50} - \varepsilon_p}\right)^k\right]\right\} \qquad (3)$$

donde k es una constante, σ_{ss} es la tensión de estado estacionario y, ε_p y σ_p son los valores pico de deformación y tensión respectivamente.

Esta expresión ha sido desarrollada a partir de otros trabajos [7, 9] con una modificación que la hace válida a partir de σ_p. La modificación consiste en un cambio de escala de las ecuaciones usuales para hacerla coherente con las condiciones de contorno de la expresión (σ_p,σ_{ss}). A partir de un procedimiento de ajuste no lineal se han establecido los valores de ε_{50} y k asociados a cada T y $\dot{\varepsilon}$, es decir, a cada curva tensión-deformación.

Por otro lado, en [2] se ha desarrollado el procedimiento para la obtención de la deformación a la que se alcanza el 50% del volumen recristalizado de forma global o promedio para el recorrido T y $\dot{\varepsilon}$ del conjunto de ensayos realizados. Para ello, la evolución obtenida para $\alpha(\varepsilon)$, proveniente del ajuste de la ecuación de Garofalo dependiente de la deformación, se modela por medio de una expresión sigmoidal de la forma:

$$\alpha(\varepsilon) = \alpha_0\left(1 - \frac{a}{1+be^{-c\varepsilon}}\right) \qquad (4)$$

A través de un procedimiento de ajuste no lineal se determinan las constantes α_0, a, b y c. Se obtiene así, de manera directa, la evolución promedio de la fracción volumétrica recristalizada con la deformación:

$$X(\varepsilon) = \left(\frac{a}{1+b}\right) \Big/ \left(1+be^{-c\varepsilon}\right) \qquad (5)$$

A partir de esta expresión se obtiene el valor de ε_{50}, para el cual $X(\varepsilon_{50}) = 0{,}5$.

4. METODOLOGÍA ALGORÍTMICA

Para realizar el estudio que se ha expuesto en las secciones anteriores se ha seguido la siguiente metodología.

Se reducen los datos proporcionados por los ensayos de torsión $\{\dot{N}, T, N, \Gamma\}$, velocidad de rotación, temperatura de trabajo, número de vueltas y par de torsión respectivamente, a un sistema denominado verdadero $\{\dot{\varepsilon}, T, \varepsilon, \sigma\}$ (también llamado sistema generalizado), independiente de la máquina. Para convertir N y $\dot{N}$ a ε y $\dot{\varepsilon}$ se utiliza el método de Von Mises para deformaciones. Para reducir el par de torsión Γ a tensión verdadera σ se utiliza el criterio de Von Mises para tensiones. El conjunto de ecuaciones algebraicas y diferenciales que permiten restituir un sistema de coordenadas a otro, están descritos con detalle en [10]. Los procedimientos básicos para la reducción se encuentran detallados en [8].

El sistema de ecuaciones de reducción es el siguiente:

$$\varepsilon = \frac{2\pi R}{\sqrt{3}L} N \qquad \dot{\varepsilon} = \frac{2\pi R}{\sqrt{3}L} \dot{N} \qquad (6,7)$$

donde R es el radio de la probeta y L es la longitud de trabajo. Para la conversión a tensión verdadera se ha usado la expresión:

$$\tau(r = R) = \frac{\Gamma}{2\pi R^3}\left(3 + \theta^* + m\right) \qquad (8)$$

donde, τ es la tensión tangencial en la superficie, θ^* es el coeficiente de endurecimiento por deformación y *m* es la sensibilidad a la velocidad de deformación. θ^* y *m* se definen según las expresiones:

$$\theta^* = \left.\frac{\partial \ln(\Gamma)}{\partial \ln(N)}\right|_{T,\dot{N}} = \frac{N}{\Gamma}\left.\frac{\partial \Gamma}{\partial N}\right|_{T,\dot{N}} \qquad (9)$$

$$m = \left.\frac{\partial \ln(\Gamma)}{\partial \ln(\dot{N})}\right|_{T,N} = \frac{\dot{N}}{\Gamma}\left.\frac{\partial \Gamma}{\partial \dot{N}}\right|_{T,N} \qquad (10)$$

Según el criterio de Von Mises, la relación existente entre τ y la tensión generalizada σ, es $\sigma = \sqrt{3} \cdot \tau$.

El programa utilizado automatiza la estructura matricial y el cálculo diferencial necesario para procesar todos los datos y obtener conjuntamente una matriz resultante de coordenadas $\{\dot{\varepsilon}, T, \varepsilon, \sigma\}$.

Hay que hacer notar que la presente investigación se centra en los procesos de fluencia plástica asociados a la RD, y en los de estado estacionario de la fluencia, por lo que no es deseable trabajar en zonas donde predomine el flujo localizado o la ruptura. Lo anterior determina una reducción del alcance de la deformación a 0,6-0,7.

Es bien conocido que a altas velocidades de deformación, la condición de equilibrio térmico en el material puede no alcanzarse, debido a que la velocidad de disipación del calor es mucho menor que la velocidad de aporte de energía calorífica. En esta situación se presenta el fenómeno de calentamiento adiabático. Aunque el mismo no daña el material, distorsiona las curvas tensión deformación y por lo tanto, los resultados que se obtendrían a partir de las mismas; por lo que se

hace necesario corregirlas, sustrayendo éste efecto. Se ha utilizado un algoritmo iterativo cuya ecuación básica permite calcular el incremento de temperatura ΔT que se produce en la muestra durante la deformación [11]:

$$\Delta T_i(\varepsilon) = \frac{\eta \cdot A}{\rho \cdot C_p} \cdot \int_{\varepsilon_{max}}^{\varepsilon} \sigma_i^{sc}(\varepsilon) \cdot d\varepsilon \qquad (11)$$

en donde, ε es la deformación verdadera, ε_{max} es la deformación verdadera en el máximo de la curva, σ_i^{sc} es la tensión verdadera sin corregir en el paso i-ésimo, ρ es la densidad del material, C_p es el calor específico y η y A son los coeficientes de eficiencia de las conversiones energéticas, y T como es usual es la Temperatura.

La ecuación que aporta la corrección es:

$$\sigma_i^c = \sigma_i^{sc} - \frac{\partial \sigma_i^{sc}}{\partial T}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)\Big|_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \cdot \Delta T_i(\varepsilon) \qquad (12)$$

en donde σ_i^c es la tensión verdadera corregida en el paso i-ésimo. Las curvas se corrigen en un conjunto finito y discreto de deformaciones por medio de una derivación paramétrica e integración sobre la curva inicial sin corrección. El proceso se repite hasta converger, lo cual ocurre al alcanzar una tolerancia dada para la diferencia de tensiones en el paso i-ésimo. El final del proceso iterativo permite obtener las curvas tensión-deformación a T y $\dot{\varepsilon}$ constantes.

Obtenidas las curvas corregidas y con ayuda de la función fenomenológica descrita en [8] se ha procedido al ajuste de la ecuación de Garofalo para diferentes valores de la deformación, [1,12-14]. Una vez obtenidos los parámetros de caracterización de la deformación plástica del material e interpretados de acuerdo al significado físico postulado, desarrollado y aplicado en [15-18], se obtuvo el conjunto de parámetros que caracterizan el proceso de DRX del metal de acuerdo a lo expuesto en las secciones 2 y 3 del presente trabajo.

La Figura 1 muestra la metodología integral descrita esquematizada en un diagrama de flujo.

5. PARTE EXPERIMENTAL

El material estudiado tiene la composición química que se muestra en la Tabla I:

Tabla 1. Composición química de AZ80 (% en peso)

Al	*Mn*	*Zn*	*Si*	*Ni*	*Fe*
8,3	0,2	0,5	0,005	0,0005	0,003

Se realizaron ensayos de torsión a rotura a temperaturas elevadas en el intervalo [301ºC-455ºC] y velocidades de deformación en el rango [0,73 s^{-1}-8,7 s^{-1}]. El procedimiento experimental descrito detalladamente en [8], se realizó en una máquina SETARAM de torsión en caliente.

6. RESULTADOS

En este apartado se muestran los resultados obtenidos según la metodología descrita anteriormente.

6.1 Curvas tensión-deformación

En la Figura 2 se muestra un conjunto de curvas par-número de vueltas obtenidas para la aleación AZ80 a 550 rpm y distintas temperaturas. Se puede observar que al aumentar T disminuye el valor del par y aumenta la deformación a la que se alcanza la rotura.

Las curvas par-número de vueltas fueron transformadas a curvas tensión-deformación, las cuales a su vez fueron corregidas debido al calentamiento adiabático, de acuerdo con la metodología integral descrita.

Para realizar esta corrección, se tomaron los valores de A = 1 η = 0,8, ρ = 1790 kg/m^3. El calor específico se supuso variable con T siguiendo la ley: Cp(J/kgK) = 0,0002T(ºC)^2 + 0,5686T(ºC) + 984,27.

La Figura 3 muestra un conjunto de curvas tensión-deformación a 0,73 s^{-1} y diferentes temperaturas. Se puede observar que la corrección de calentamiento adiabático es mayor según aumenta el área encerrada bajo la curva, es decir; a bajas temperaturas. Adicionalmente, el efecto del calentamiento adiabático aumenta con la deformación, lo que especialmente es notorio a 301 ºC y 330 ºC. En general, el comportamiento del material está caracterizado por un rápido aumento de la tensión, hasta alcanzar un valor de pico, a partir del cual esta disminuye hasta la rotura. Se trata de un comportamiento típico en el que se considera que la RD es un fenómeno que contribuye al proceso termomecánico.

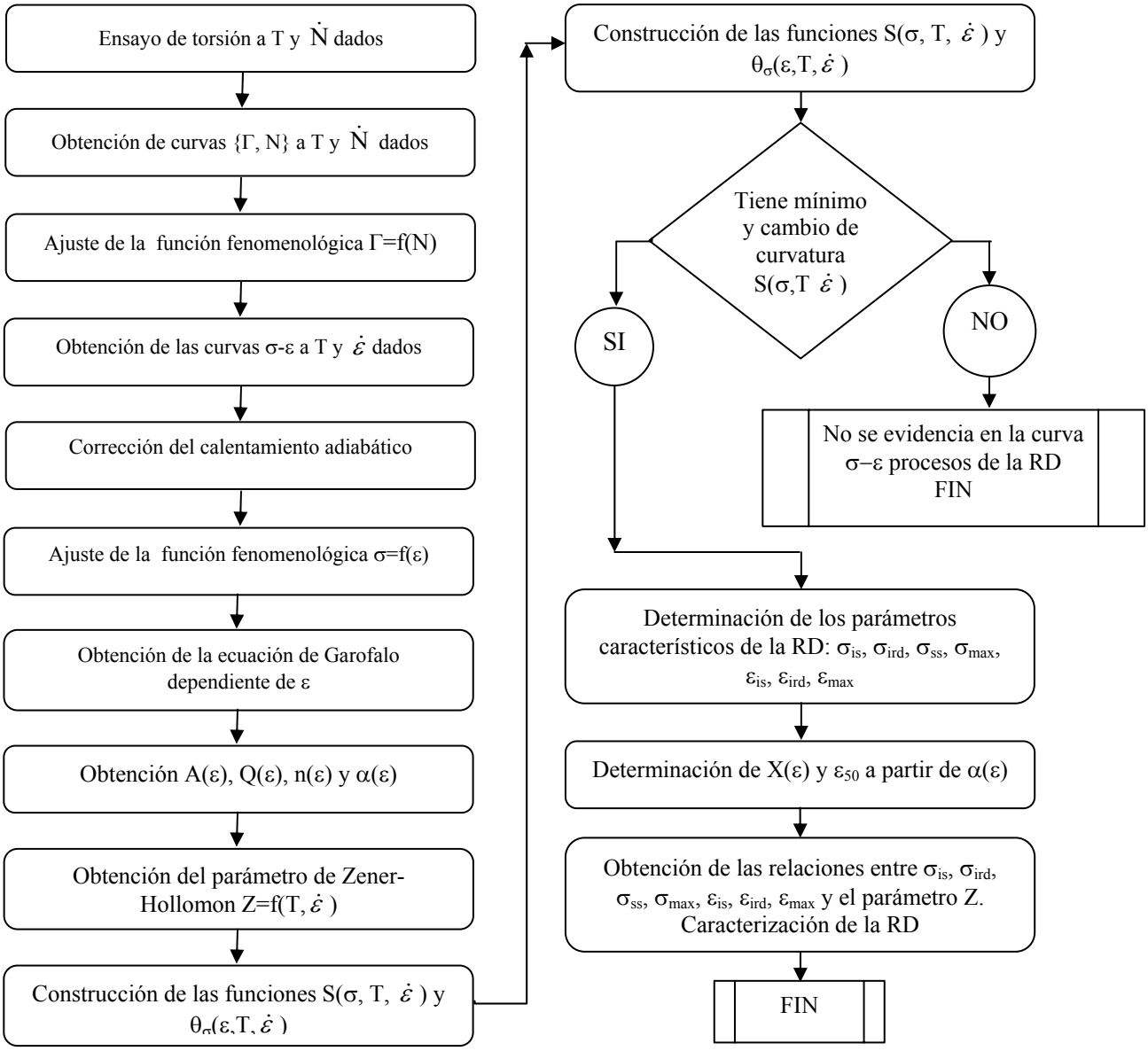


Figura 1. Metodología para el estudio de la RD de un material a partir de los datos de ensayos de torsión.

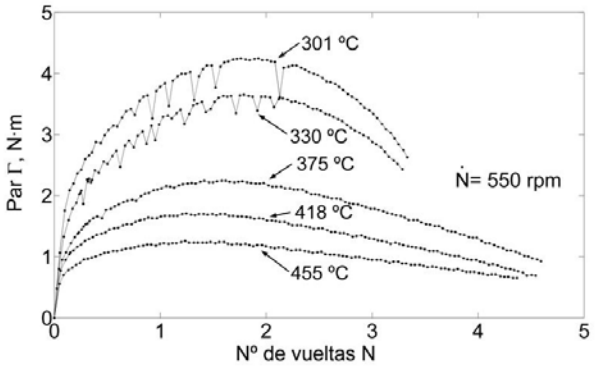


Figura 2. Curvas par-Nº de vueltas a 550 rpm y distintas temperaturas.

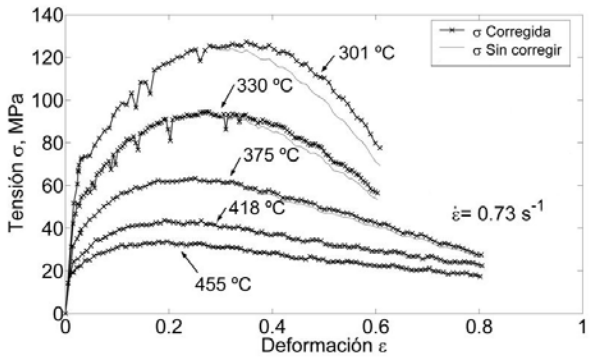


Figura 3. Curvas tensión-deformación corregidas y sin corregir por calentamiento a 0,73 s^{-1} y diferentes Temperaturas.

6.2 La ecuación de Garofalo dependiente de la deformación

Los parámetros de la ecuación de Garofalo han sido determinados según la metodología previamente descrita en el apartado 4.

La Figura 4 muestra para ε=0,3, los valores de σ y $\dot{\varepsilon}$ para diferentes T. Se puede observar cómo para cada T las pendientes de las rectas de ajuste no son constantes, por lo que una ley potencial no sería adecuada para modelar el conjunto de datos. Por tanto, se ha empleado la ecuación de Garofalo para la caracterización de la fluencia plástica de la aleación AZ80. Esta ecuación es especialmente adecuada cuando se trabaja a amplios rangos de T y $\dot{\varepsilon}$.

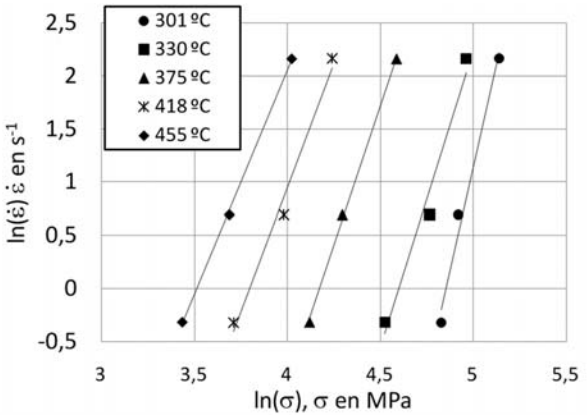


Figura 4. Funcionalidad entre la velocidad de deformación y la tensión, a diferentes T, y para ε = 0,3.

Si para otros valores de deformación se realiza un análisis similar al llevado a cabo a partir de la Figura 4, se obtienen valores diferentes de los parámetros de Garofalo. Por ello, se puede pensar en una ecuación de Garofalo dependiente de la deformación. Es decir, una ecuación seno-hiperbólica en la que A=A(ε), Q=Q(ε), n=n(ε) y α=α(ε).

La ecuación de Garofalo dependiente de la deformación es necesaria para la caracterización final de la recristalización dinámica para diferentes deformaciones, a través del parámetro de Zener–Hollomon normalizado:

$$Z_A = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) / A \qquad (13)$$

donde Z es el parámetro de Zener-Hollomon

Los resultados obtenidos para los parámetros de la ecuación de Garofalo con la deformación, se pueden ver en la Tabla 2.

Tabla 2. Valores de los parámetros A(ε), Q(ε), n(ε), y α(ε) de la ecuación de Garofalo.

ε	n	$\ln(A)$, A (s^{-1})	Q, (kJ/mol)	α, (MPa^{-1})	R^2
0,1	7,1	40,48	216,76	0,015	0,85
0,2	5,6	36,09	194,41	0,013	0,94
0,3	4,2	29,47	153,89	0,011	0,95
0,32	4,4	29,97	145,18	0,007	0,96
0,4	3,5	25,48	128,91	0,009	0,97
0,5	3,3	23,82	111,26	0,007	0,98
0,6	3,2	32,62	94,87	0,0002	0,95

Estadísticamente los resultados obtenidos para todas las deformaciones son aceptables excepto para la deformación de 0,1 en donde el porcentaje de varianza explicada es notoriamente menor que en los demás casos y presenta un error del 15%. Este estimador estadístico nos indica que la mejor adecuación a la ecuación de Garofalo se da entre las deformaciones de 0,4 y 0,5. Por lo tanto, en promedio se puede aceptar que la zona de estado estacionario se debe encontrar entre estos valores de deformación y que ésta no se manifiesta explícitamente debido a dos procesos: una notoria incidencia de la recristalización dinámica y un ablandamiento inicial por flujo localizado con daño de material que va a llevarlo del estado de comportamiento estable al de ruptura. Los resultados para el coeficiente A, en su forma logarítmica, indican que no hay necesidad de eliminar el valor de deformación 0,1 ya que el comportamiento parece muy adecuado por monotonía de los restantes valores. La relación de dependencia que se obtiene está muy bien cualificada por el valor de R^2=0,99. Esta relación es:

$$\ln(A) = 601{,}4\varepsilon^3 - 485{,}1\varepsilon^2 + 65{,}15\varepsilon + 38{,}05 \qquad (14)$$

No obstante, si se elimina el valor de deformación 0,6 debido a que en esta deformación se pueden estar manifestando procesos de cavitación y de inicio de procesos de ruptura, se puede obtener una sencilla ley lineal que aporte, con suficiente confianza, R^2=0,96, la siguiente ley de regresión:

$$\ln(A) = -43{,}98\varepsilon + 44{,}21 \qquad (15)$$

El comportamiento de los parámetros Q y n es el más estable y el que menos se afecta por la calidad de la adecuación de la ecuación de Garofalo según se observa en la Tabla 2. La ley obtenida para Q,

con un coeficiente de determinación de $R^2 = 0{,}99$, es la siguiente:

$$Q = 253{,}6\varepsilon^2 - 429{,}2\varepsilon + 260{,}9 \qquad [16]$$

Para deformaciones del orden de 0,1 y 0,2 la aleación se encuentra en una zona de transición donde pueden coexistir múltiples procesos de deformación del material y los valores de Q no representan fenómenos naturales de difusión y autodifusión típicos de la plasticidad. El valor de Q para la autodifusión de magnesio es de 135 kJ/mol, el cual se encuentra entre los valores de deformación entre 0,32 y 0,4. La variación de Q con la deformación es un indicativo del cambio en los mecanismos que controlan la fluencia. Los altos valores de Q asociados a bajas deformaciones pueden indicar que las curvas tensión-deformación a diferentes temperaturas se ven influenciadas por la RD de forma diferente, mientras que los bajos valores de Q a elevadas deformaciones pueden deberse a que los mecanismos de flujo localizado son predominantes.

Pese a que no se han realizado muchos trabajos de caracterización del comportamiento constitutivo en plasticidad de la aleación AZ80, estos resultados pueden ser contrastados con otros trabajos donde se obtiene Q = 135 kJ/mol [19].

El valor de n es muy sensible a las condiciones de estabilidad y muestra un estado cuasi estacionario en el entorno de los valores de deformación de 0,4 y 0,5. El comportamiento es estadísticamente muy fiable, alcanzando un coeficiente de determinación de $R^2 = 0{,}99$. La ley que se obtiene es:

$$n(\varepsilon) = 20{,}2\varepsilon^2 - 21{,}91\varepsilon + 9{,}1 \qquad [17]$$

Respecto al comportamiento del parámetroα, si se elimina el valor de 0,6 la secuencia de sus valores claramente muestra que no se alcanza un estado estacionario microestructural.

Finalmente, a partir de la Tabla 2 y la ecuación 11 se calculan los valores de la constante Z_A. Este parámetro es el que tradicionalmente se emplea para correlacionar, determinar y explicar los parámetros que caracterizan la recristalización dinámica de un material.

6.3 Parámetros característicos de la RD

Siguiendo el procedimiento detallado en las secciones 2 y 3, se obtienen los parámetros característicos de la RD. En la Figura 5 se puede observar la curva $\theta(\sigma)$ a T = 301ºC y $\dot{\varepsilon} = 0{,}73\ s^{-1}$ para la aleación AZ80. Según se indica en la figura, los puntos críticos de esta curva corresponden al inicio de la formación de subgranos, de la recristalización dinámica y a la tensión de pico.

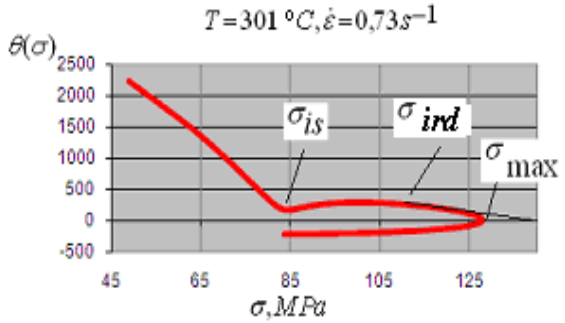


Figura 5. Velocidad de endurecimiento por deformación θ vs tensión σ a 301 ºC y 0,73 s-1. Se muestran los parámetros de inicio de la RD.

La Tabla 3 muestra la dependencia de los parámetros σ_{is}, σ_{ird}, σ_p, ε_{is}, ε_{ird}, y ε_p con T y $\dot{\varepsilon}$. Se observa que el inicio de formación de subgrano y DRX toma valores menores con la disminución de T (débilmente) y el aumento de $\dot{\varepsilon}$ (de forma más acusada).

Por otro lado, y siguiendo el esquema de la Figura 1, el ajuste de la ecuación de Garofalo para la aleación AZ80, permite determinar la dependencia de los parámetros de la RD con el parámetro de Zener-Hollomon compensado con el valor A de la ecuación de Garofalo (Z_A).

Se han buscado las relaciones de mayor calidad estadística entre los parámetros característicos de la RD y los valores de Z_A. Las Figuras 6 y 7 muestran la evolución de σ_{is} y σ_{ird} con el logaritmo neperiano del parámetro Z_A. Se puede observar que los inicios de la recristalización se retrasan linealmente con el aumento de $\ln(Z_A)$. La relación con mayor calidad estadística (Figura 6), para las tensiones de inicio de subgrano es:

$$\sigma_{is} = 6{,}7 \ln\left(\frac{Z}{A}(\varepsilon = 0{,}1)\right) + 50{,}5, \quad R^2 = 0{,}95 \qquad (18)$$

Por otro lado, para la tensión de inicio de la RD la relación que proporciona la máxima determinación (Figura 7), es:

$$\sigma_{idrx} = 15{,}2 \ln\left(\frac{Z}{A}(\varepsilon = 0{,}3)\right) + 115{,}6, \quad R^2 = 0{,}97 \qquad (19)$$

Tabla 3. Parámetros característicos de inicio de la RD de la aleación AZ80 en función de T y $\dot{\varepsilon}$.

T, ºC	$\dot{\varepsilon}$, *s^{-1}*	σ_{is}, *MPa*	σ_{ird}, *MPa*	σ_p, *MPa*	ε_{is}	ε_{ird}	ε_p
301	0,73	86,0	118,3	128,0	0,08	0,16	0,35
301	1,99	104,0	130,8	139,4	0,12	0,25	0,38
301	8,71	76,9	162,7	185,3	0,04	0,19	0,48
330	0,73	63,2	92,0	93,5	0,06	0,15	0,27
330	1,99	84,4	120,0	123,9	0,09	0,24	0,39
330	8,71	99,0	137,4	152,2	0,11	0,27	0,47
375	0,73	45,8	55,4	62,8	0,06	0,11	0,25
375	1,99	50,2	69,3	72,9	0,06	0,12	0,31
375	8,71	46,5	100,3	102,9	0,03	0,15	0,46
418	0,73	26,1	42,4	42,8	0,02	0,10	0,19
418	1,99	45,9	55,1	57,2	0,08	0,19	0,27
418	8,71	38,3	69,0	70,4	0,04	0,22	0,39
455	0,73	22,9	31,1	33,1	0,03	0,09	0,20
455	1,99	27,7	39,9	40,8	0,04	0,13	0,27
455	8,71	27,0	54,8	56,0	0,03	0,19	0,38

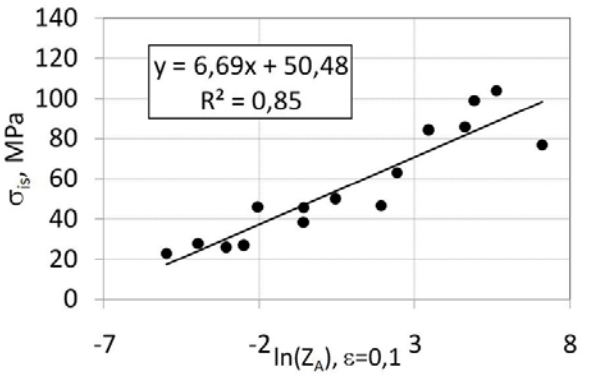


Figura 6. Ajuste de la tensión de inicio de subgrano $\sigma_{is,}$ al parámetro de Zener-Hollomon normalizado. El parámetro Z_A esta elegido para el valor de ε que aporta el mejor coeficiente de determinación R^2.

Finalmente, la Tabla 4 muestra los resultados obtenidos para ε_{50} en función de la temperatura y la velocidad de deformación según la metodología indicada en la sección 3. Se puede observar que el aumento de temperatura no parece inducir una tendencia neta en ningún sentido para el valor de ε_{50}, en cambio, la disminución de la velocidad de deformación sí parece estar asociada ɵ con menores valores del parámetro ε_{50} (excepción hecha de T = 728ºC, donde se observa un incremento, al pasar de $\dot{\varepsilon}$ = 2 a $\dot{\varepsilon}$ = 0,73).

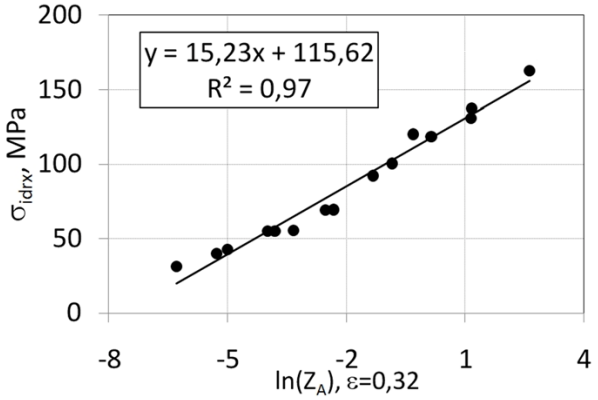


Figura 7. Ajuste de la tensión de inicio de DRX σ_{ird} al parámetro de Zener-Hollomon normalizado. El parámetro de Z_A esta elegido para el valor de ε que aporta el mejor coeficiente de determinación R^2.

Tabla 4. Evolución de ε_{50} con T y $\dot{\varepsilon}$ para la aleación AZ80.

$\dot{\varepsilon}$ *(s^{-1})*	*T (K)*				
	574	*603*	*648*	*691*	*728*
0,73	0,50	0,49	0,56	0,50	0,59
2	0,52	0,52	0,56	0,50	0,51
8,7	0,59	0,60	0,61	0,59	0,59

Por otro lado, siguiendo la metodología dada en la sección 3 para el método promediado, las ecuaciones 4 y 5 permiten obtener la evolución de la fracción volumétrica recristalizada X en promedio de T y $\dot{\varepsilon}$.

Tal y como se ha detallado en la sección 3, la evolución del parámetro α(ε) se ajusta a una función exponencial, lo cual se puede observar en la Figura 8. Los puntos en azul, obtenidos a partir del ajuste de la ecuación de Garofalo, representan la evolución de α, y los puntos en rojo, los valores de α dados por el modelo según la ecuación 4

Una vez ajustado el modelo para el parámetro α(ε), se puede obtener, según la ecuación 5, la función X(ε), y de ella el valor de ε_{50}. La Figura 9 muestra la evolución del la función X(ε) en promedio de T y $\dot{\varepsilon}$. Se puede observar que el valor de deformación promedio al que se alcanza el 50% de volumen recristalizado corresponde a 0,46. Este dato es similar, aunque algo menor, a los valores obtenidos en la Tabla 4 por la metodología diferencial, aplicada a cada curva σ–ε.

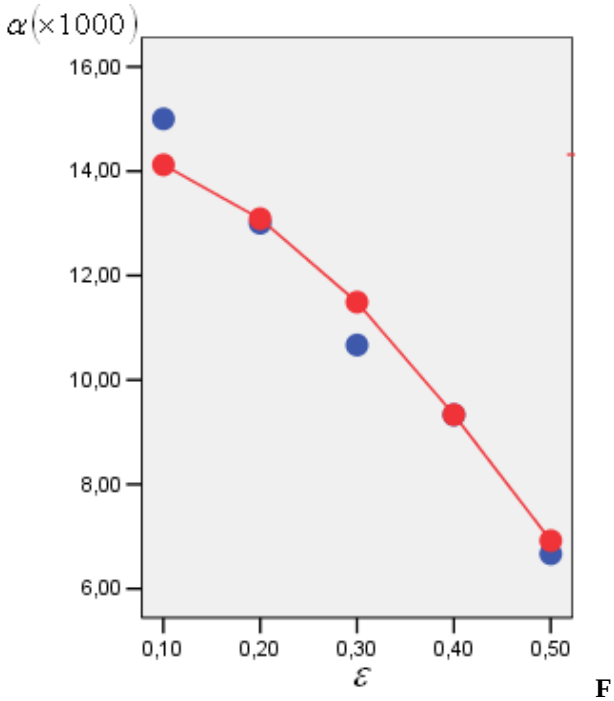


Figura 8. Evolución de α(ε) y ajuste al modelo sigmoidal de la ecuación (4).

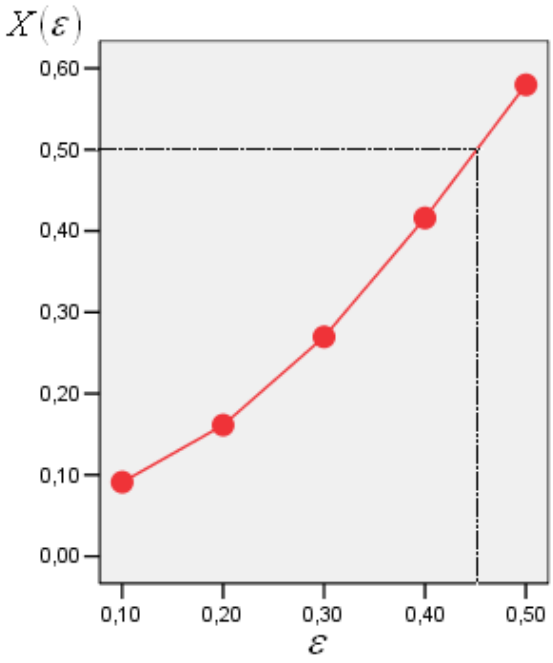


Figura 9. Evolución de X(ε) según la ecuación 5.

7. CONCLUSIONES

- La metodología descrita permite la caracterización de la RD de un material a partir de ensayos de torsión.
- Los valores de deformación a los que se produce el 50 % de volumen recristalizado son similares, tanto si se calculan por el método global, como por el diferencial, estando en torno a 0.5
- La tensión para el inicio de formación de subgranos y la RD aumentan linealmente con el parámetro Z_A.
- El conjunto de procedimientos, y algoritmos desarrollados, facilitan la obtención de los parámetros que caracterizan la RD, de una forma rápida y con carácter de valores promedio. Dichos valores son representativos del rango de trabajo en temperaturas y velocidades de deformación y con ellos se consigue que no sea imprescindible el estudio curva a curva.
- El procedimiento desarrollado asocia algunos de los parámetros de la ecuación de Garofalo (A,α) con parámetros característicos de la evolución micro-estructural.

8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Rieiro I, Carsí M, Ruano AO, *Mater. Sci. Technol*. 2009; **25** (8): 995-1002.

[2] Rieiro I, Castellanos J, Carsí M, Muñoz J, Ruano OA. *Mater. Sci. Forum*. 2009; **604-605**: 87-96.

[3] Castellanos J, Rieiro I, Muñoz J, Peñalba F, Larrea MT, Ruano OA, "Estudio de la recristalización dinámica de materiales metálicos. Aplicación a la aleación de magnesio AZ31". En Proceedings del *XI Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de los Sólidos*. Cádiz (España), 2008, p 89-91.

[4] Poliak EI, Jonas JJ, *Acta Mater*. 1996; **44**: 127-136

[5] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Mater*. 2001; **49**: 1199-1207

[6] Mcqueen HJ, Imbert CAC, *J. Alloys Compd*. 2004; **378**: 35-43

[7] Wahabi M, Gavard L, Montheillet F, Cabrera JM, Prado JM, *Acta Mater*. 2005; **53**: 4605-4612

[8] Castellanos J, Rieiro I, Carsí M, Muñoz J, Ruano OA, *J. AMME*. 2006; **18**: 447-454

[9] Zhang Y, Zheng X, Lu C, Ding W, *Mat. Sci. Eng., A*. 2006; **428**: 91-97

[10] Castellanos J, Rieiro I, Muñoz J, Carsí M,

Ruano OA, "Automatización y análisis de los procesos de conversión de datos para ensayos de torsión. Diferentes métodos para la transformación de datos". En: Proceedings del *IX Congreso Nacional de Materiales*. Vigo (España): 2006, p. 211-214.

[11] Castellanos J, Rieiro I, Carsí M, Muñoz J, Ruano OA, "Analysis of adiabatic heating in high strain rate torsion tests by an iterative method. Application to an ultra high carbon steel". En: Mammoli AA y Brebbia CA (eds.), *Computational Methods and Experiments in Materials Characterisation III*. Southampton (Reino Unido): WIT Trans. Eng. Sci., 2007, p. 219-228

[12] Rieiro I, *Estudio y resolución de la ecuación fenomenológica de Garofalo para la fluencia plástica estacionaria de materials metálico policristalinos. Determinación de su capacidad de aplicación y fundamento físico*, Tesis Ph.d. Madrid (España): Universidad Complutense de Madrid, 1997.

[13] Rieiro I, Ruano OA, Eddahbi M, Carsí M, *J. Mater. Process. Technol*. 1998; **78** (1-3): 177-183.

[14] Rieiro I, Carsí M, Peñalba F, "Proposal of a computer method to solve the Zener-Hollomon equation". En: Duggan TV (eds.), *Computational Methods and Testing for Engineering Integrity*. Southampton (Reino Unido): Compt. Mech. Publ., 1996, p. 301-312.

[15] Rieiro I, Carsí M, Muñoz J, Castellanos J, Ruano OA, "Modelo estocástico para la fluencia plástica en estado estacionario de materiales metálicos policristalinos y determinación del significado físico de los parámetros de la ecuación de Garofalo". En: Proceedings del *XI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos*. Valencia (España): 2008, p. 445-458.

[16] Carsí M, Rieiro I, Caruana G, Muñoz J, Castellanos J, "Evolución de los parámetros de tratamiento termomecánico de una aleación de aluminio en función de la tasa de deformación. Determinación de estados estacionarios". En: Proceedings del *XI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos*. Valencia (España): 2008, p. 419-427.

[17] Rieiro I, Castellanos J, Muñoz J, Larrea MT, Amigó V, Ruano OA, "Caracterización del tratamiento termomecánico de la aleación de magnesio AZ31". En: Proceedings del *XI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos*. Valencia (España): 2008, p. 175-188.

[18] Rieiro I, Castellanos J, Muñoz J, Gutiérrez V, Carsí M, Ruano OA, "Revisión de los modelos para el estado estacionario en la fluencia plástica en materiales metálicos policristalinos 1940-2008". En: Proceedings del *X Congreso Nacional de Materiales*. San Sebastián (España): 2008, p. 317-322.

[19] Kleiner S, Beffort O, Uggowitzer PJ, *Scr. Mater*. 2004; **51**: 405-410.