

PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN CEMENTOS OSEOS ACRILICOS

M.M. Vila y J.A. Planell

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
Universidad Politécnica de Cataluña. E.T.S.I.I.B. Diagonal, 647,
-08028- BARCELONA

Resumen.- El aflojamiento y la necesidad de recambio de las prótesis ortopédicas cementadas se explica por el agrietamiento y fractura final de los cementos óseos utilizados. El estudio de la propagación de grietas por fatiga en dichos materiales se hace pues necesario. El presente trabajo comprueba que la propagación de grietas por fatiga tracción-tracción en los cementos óseos acrílicos sigue la ley de Paris. Además se comprueba que la velocidad de propagación es muy sensible a la microestructura y a la amplitud de tensión aplicada. La presencia de poros de tamaño inferior al defecto intrínseco crítico del material da lugar a una menor velocidad de propagación.

Abstract.- Cracking and final failure of bone cements explain the loosening and eventual revision of cemented orthopaedic prostheses. It becomes thus necessary to study the fatigue crack propagation in such materials. The present work shows that the fatigue crack propagation in acrylic bone cements tested in tension-tension follows the Paris law. It has been also shown that the crack propagation rate is very sensible to the microstructure and to the applied stress amplitude. The crack propagation rate is reduced when pores with size smaller than the critical intrinsic defect of the material exist in the microstructure.

1. INTRODUCCION

El aflojamiento de las prótesis ortopédicas cementadas está bien documentado en la literatura (1,2), y en general se explica dicho aflojamiento en términos de las pobres propiedades mecánicas de los cementos óseos acrílicos utilizados convencionalmente (3,4). Parece demostrado que el aflojamiento se produce por nucleación de grietas, básicamente en la intercara hueso-cemento, que se propagan hacia la intercara prótesis-cemento (3,4).

En general, el comportamiento mecánico de los cementos óseos viene fuertemente influenciado por su microestructura que consiste en partículas de polimetilmetacrilato (PMMA) inmersas en una matriz de monómero metilmetacrilato polimerizado. El material se obtiene al mezclar el polvo PMMA con el monómero líquido, que tras el amasado y su introducción en el canal femoral del hueso, polimeriza. Todo ello da lugar a una microestructura variable, fuertemente dependiente de las condiciones de preparación del mate-

rial, lo que a su vez produce un amplio abanico de propiedades mecánicas (4). Las diferencias en propiedades mecánicas entre los cementos óseos acrílicos y el PMMA industrial deben interpretarse en este sentido: a causa de los poros por aire ocluido y los microporos producto de la elevada exoterma de polimerización.

Ciertos autores, al estudiar el cemento extraído en operaciones de revisión, observan que éste aparece seriamente fragmentado, y establecen que el modo de fractura corresponde a la propagación de grietas por fatiga nucleadas en las intercaras del cemento (3). Por su parte, aunque es posible en contrar información relativamente abundante referente al comportamiento a fatiga controlada por la nucleación para los cementos óseos, no ocurre lo mismo en cuanto a estudios relativos a propagación de grietas por fatiga. Existe coincidencia entre diferentes autores en encontrar una resistencia a fatiga a 10⁶ ciclos entre 10 y 20 MPa, a partir de las correspondientes curvas S-N determinadas a frecuencias entre 1 y 30 Hz (5-8). Los estudios existentes en los

que se contempla el efecto de la porosidad, medio ambiente y frecuencia en la probabilidad de fractura mediante un análisis estadístico de Weibull (8-10), parecen demostrar que la porosidad es la característica microestructural más importante, dado que para una misma probabilidad de fractura, la presencia de poros reduce el número de ciclos a fractura por lo menos en un factor 2 (revisión 8). En cuanto a propagación de grietas por fatiga en cementos óseos acrílicos (11) y cementos dentales acrílicos (12), parece comprobado que estos materiales siguen la ley de Paris.

El presente estudio pretende analizar la propagación de grietas por fatiga en cementos óseos acrílicos ensayados en seco a temperatura ambiente, correlacionando dicho comportamiento con la porosidad del material. En un anterior estudio, se comparó el comportamiento mecánico y la tenacidad a fractura en cementos óseos acrílicos preparados al aire y al vacío (13). Se demuestra que la porosidad no sólo no reduce la tenacidad a fractura, sino que la aumenta ligeramente. En este trabajo se investiga el efecto de la porosidad en la propagación de grietas por fatiga.

2. MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

El cemento óseo acrílico Rostal objeto de estudio ha sido gentilmente donado por Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. en forma de dosis de 40 g de PMMA en polvo y 20 ml de MMA líquido. Se han mezclado ambos componentes de manera convencional y al vacío hasta obtener en cada caso una masa pastosa con la cual se moldearon probetas C.T. de dimensiones: espesor B = 6mm, anchura W = 23mm y longitud de la entalla a = 11.35mm, siguiendo la norma ASTM E-399, y descrita en otros trabajos (14). El fondo de la entalla se hizo agudo manualmente mediante una cuchilla de afeitar de corte agudo manualmente mediante una tal como recomienda en el caso del ensayo de polímeros el European Group of Fracture (15).

Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica de fatiga Schenck, a una frecuencia de 2 Hz aplicando cargas cíclicas a tracción-tracción con una carga máxima aplicada de 80 N, una carga media de 60 N y una amplitud de carga de 20 N, es decir R = 0,5. Se realizó también un ensayo a R = 0,33, con carga máxima aplicada de 90 N, carga media de 60 N y amplitud de carga de 30 N, siendo la frecuencia empleada la misma de 2 Hz.

La longitud de la grieta se determinó mediante un catetómetro móvil calibrado en función del número total de ciclos de carga aplicados. Ello permite luego relacionar da/dN con ΔK_I.

La porosidad de las probetas ensayadas se midió de la misma manera que se describe en un trabajo anterior (13), mediante el método de conteo de puntos.

Las superficies de fractura se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

A partir de los datos obtenidos experimentalmente se evaluó la velocidad de crecimiento de la grieta da/dN para distintas longitudes de la misma. Se ha comprobado que los cementos óseos acrílicos obedecen la ley de Paris según la cual es el factor de intensidad de tensiones K_I el que controla el proceso de crecimiento (11). Así K_I se calcula de acuerdo con la norma ASTM E-399 para probetas C.T.

$$K_I = (P/BW^{1/2})f(a/W) \quad (1)$$

$$f(a/W) = ((2+a/W)/(1-a/W)^{3/2})(0,886+4,64a/W - 13,32(a/W)^2+14,72(a/W)^3-5,6(a/W)^4)$$

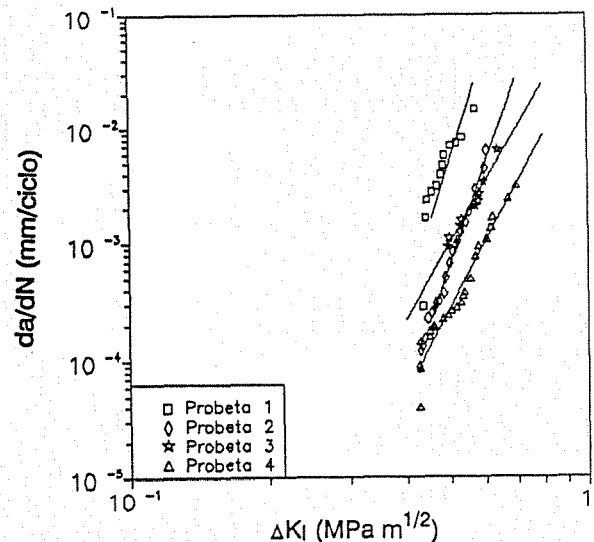


Fig.1. Representación de da/dN frente a ΔK, para R = 0,5.

siendo P la carga aplicada, B el espesor de la probeta, W su anchura, y a la longitud de la grieta medida desde el punto de aplicación de la carga.

En la Fig. 1 se observa que al representar los resultados obtenidos en los ensayos con R = 0,5, estos siguen la ley de Paris, da/dN = A(ΔK)ⁿ. Debe señalarse que las distintas rectas corresponden a materiales con porosidad creciente desde 0,7% para la probeta 1 hasta 4% para la probeta 4. El tamaño medio de los poros está alrededor de 50 μm. Sin embargo se ha llegado a encontrar un poro de 500 μm en la probeta 4. Puede apreciarse como la velocidad de propagación dis-

TABLA I. Valores de los coeficientes n y A de la relación de Paris para R = 0,5.

| PROBETA | n | A (mm ^(1-n/2) /MPa ⁿ ciclo) |
|---------|-----------|--|
| 1 | 25,159959 | 12,267499 |
| 2 | 0,043882 | 7,273891 |
| 3 | 1,438990 | 11,086451 |
| 4 | 0,111318 | 6,772833 |

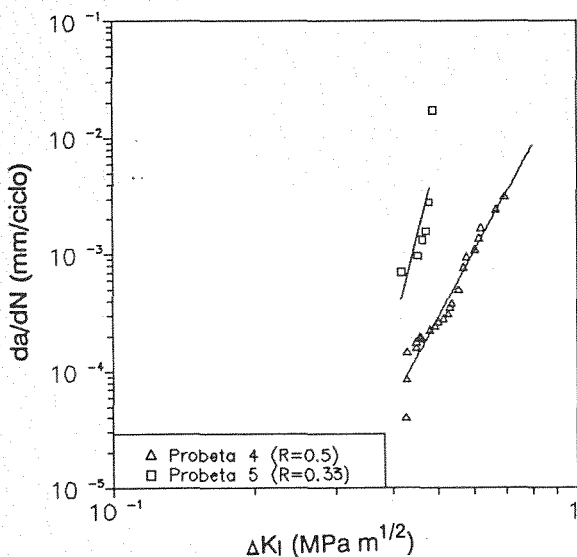


Fig. 2. Representación de da/dN frente ΔK_I , para $R = 0,5$ y $R = 0,33$.

minuye al aumentar la porosidad. Este efecto se pone también de manifiesto en la Tabla I donde se muestran los valores hallados para las constantes A y n al ajustar los datos medidos. Debe señalarse así mismo que el umbral de propagación tiene en todos los casos un valor $\Delta K_{I} = 0,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

En la Fig.2. se representa la influencia de la amplitud de carga en probetas de igual porcentaje de porosidad. En la misma se representan los resultados obtenidos en ensayos a $R = 0,5$, probeta 4 y a $R = 0,33$, probeta 5. En ambos casos la porosidad estaba próxima al 4%. Se observa que la velocidad de propagación de la grieta está altamente influida por la amplitud de carga aplicada. Si se compara con la Fig.1. es posible notar que la velocidad de propagación en este caso, de la probeta 5 es superior a la que se obtiene en la probeta 1, donde la porosidad es muy baja (<0,7%).

La interpretación de estos resultados puede hacerse teniendo en cuenta el mecanismo de propagación de la grieta en este material y que consiste en el crazing. Este mecanismo de deforma-

ción es característico del PMMA cuando se solicita a tracción. Las crazes son microgrietas que pueden crecer desde la superficie ó defectos internos en planos perpendiculares a la máxima tensión aplicada principal de tracción. No son grietas en sentido estricto ya que están las paredes unidas por fibrillas de polímero entre las que existen microvacíos (para una revisión ver 16). En un material con una grieta aguda la densidad de crazes es máxima en el área de máxima concentración de tensiones, es decir, en la punta de la grieta, de tal modo que se puede asimilar, con una buena aproximación, la longitud de la craze a la zona plástica de Dugdale (17). Tomando la expresión de su radio (16) igual:

$$R = \pi/8 (K_I/\sigma_p)^2 \quad (3)$$

donde σ_p es la tensión en la punta de la craze que puede tomarse como el límite elástico del material. En estas condiciones es posible observar que desde el umbral de propagación hasta la rotura final, la zona plástica de Dugdale aumenta su tamaño desde $150 \mu\text{m}$ hasta $400 \mu\text{m}$. Esto significa que las crazes van aumentando su tamaño a medida que la grieta avanza. La fractura final se producirá cuando $K_{I\text{máx}}$ alcance el valor de K_{Ic} y en este caso, el tamaño de la zona plástica será del mismo orden que la longitud de la craze máxima que puede soportar el PMMA, es decir $600 \mu\text{m}$.

La presencia de un poro en el camino de avance de una grieta hace que ésta se propague hasta el por de forma más rápida a como lo haría en ausencia del mismo. Esto se explica por la concentración de tensiones en el plano ecuatorial del poro, que a su vez, según sea la tensión aplicada producirá crazes en dicho plano ecuatorial. La coalescencia entre crazes: las correspondientes al avance de la grieta y las formadas alrededor del poro, dará lugar a un avance más rápido. Sin embargo, una vez alcanzado el poro, éste enroamará la grieta, siendo necesario crear de nuevo crazes agudas de la forma y tamaño que indica la zona plástica de Dugdale, para que la grieta se siga propagando. De hecho, aun que no se ha podido plasmar en las Figs. 1 y 2, cuando se representaron los datos en gráficas del tipo a-N, es decir, longitud de la grieta frente a número de ciclos, era posible observar en el caso de la probeta 4, la de mayor porosi-

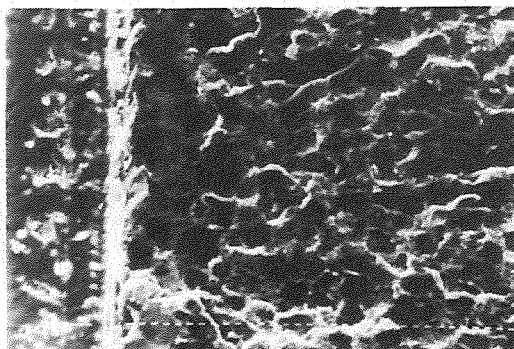


Fig. 3. Zona de inicio de la grieta en la probeta 1. La propagación tiene lugar de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa $10 \mu\text{m}$.

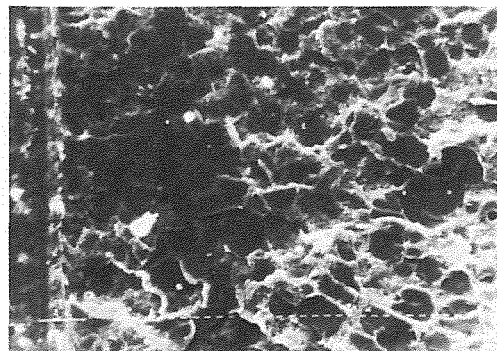


Fig. 4. Zona de inicio de la grieta en la probeta 4. La propagación tiene lugar de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa $10 \mu\text{m}$.

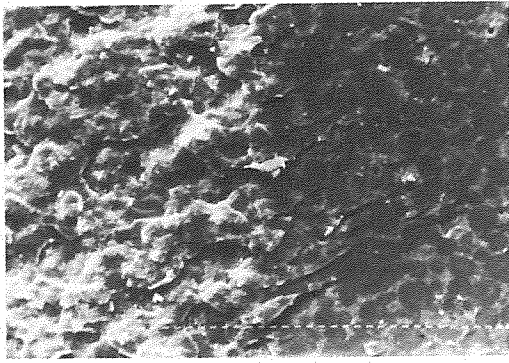


Fig. 5. Zona de transición de propagación por fatiga a propagación rápida. Probeta 1. Cada trazo blanco representa 10 μm .

dad, como la grieta se detenía periódicamente durante un número determinado de ciclos. Estos avances y paradas encuentran su explicación en el razonamiento expuesto. Para que este proceso tenga lugar es necesario que el tamaño del poro ó incluso del poro más la craze por delante del mismo sea inferior al tamaño del defecto intrínseco crítico, calculado en otro trabajo (13) y del orden de 1 mm, que daría lugar a fractura frágil catastrófica.

Las Figs. 3 y 4 muestran las regiones de inicio de la grieta para las probetas 1 y 4. Se observa que la zona de inicio, de aspecto plano es mucho más importante en la probeta de mayor porosidad.

La Fig. 5 muestra la transición desde la zona de fatiga a la zona de propagación rápida frágil final en el caso de la probeta 1. Es de destacar que en la zona de fatiga la zona avanza simultáneamente sobre diferentes planos paralelos mientras que en la zona de propagación rápida frágil, el avance es sobre un sólo plano. En este sentido cabe introducir el efecto de los poros. La grieta que avanza por fatiga puede alcanzar un poro sobre un plano determinado, pero la coalescencia de crazes para seguir avanzando puede hacer que el plano de avance a partir del poro sea diferente del de llegada al mismo. Ello da lugar a que la superficie de fractura por fatiga no sea plana, tal como muestra la Fig. 6, correspondiente a la muestra 4. Por su parte, para la probeta 2, de baja porosidad, la Fig. 7 muestra una superficie de fractura más plana, debido a la práctica inexistencia de poros en su microestructura.

La presencia de poros parece gobernar la velocidad de propagación de la grieta. Ello queda reflejado en los valores de A en la Tabla I. Se observa que al decrecer la porosidad aumenta el valor de A . Por su parte, la tasa de crecimiento de la grieta es parecida en las probetas 1 y 2 de baja porosidad, con exponente n parecido. A su vez, el exponente n en las probetas 3 y 4 es muy similar. Ello se puede explicar por la mayor porosidad de las mismas. La probeta 4 era más porosa pero poseía poros de tamaño no superior a 100 μm , mientras que la probeta 3, con menor porosidad, poseía un poro de diámetro su-

perior a 400 μm .

De todo lo anterior se deduce que la presencia de poros reduce la velocidad de propagación de la grieta. Ello no tiene porque estar en desacuerdo con resultados de otros autores (7,10), que encuentran que la resistencia a la fatiga aumenta al disminuir la porosidad de los cementos óseos. Dichos resultados se refieren a curvas S-N obtenidas en probetas cilíndricas moldeadas y no entalladas, para las cuales la resistencia a fatiga incluye las dos etapas: nucleación y propagación. Podría pues decirse que la presencia de poros acorta el periodo de nucleación aunque aumente el periodo de propagación.

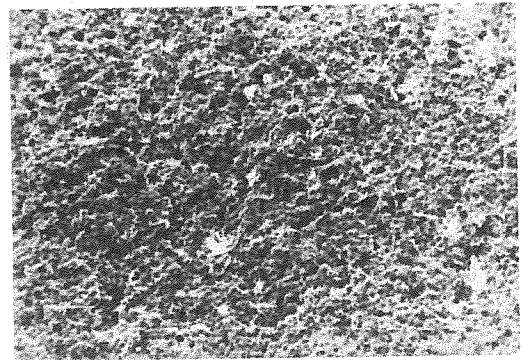


Fig. 6. Zona de fractura por fatiga de la probeta 4. Propagación de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 100 μm .

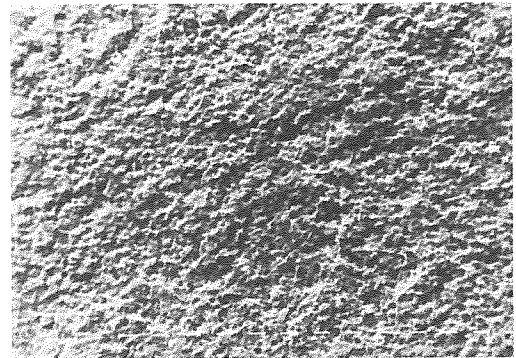


Fig. 7. Zona de fractura por fatiga de la probeta 2. Propagación de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 100 μm .

4. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo agradecen la financiación recibida de la CAICYT a través del proyecto de investigación PA-0320-85, la donación del cemento óseo Rostal y del sistema de preparación del mismo en vacío a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A.

5. BIBLIOGRAFIA

- (1) Amstutz, H.C. (1970) Clin. Orthop. Rel. Res. 72, 123.
- (2) Wilson, Jr. P.D. (1987) Clin. Orthop. Rel.

- Res., 225, 228.
- (3) Topoleski, L.D.T., Ducheyne, P. y Cuckler, J.M. (1990) "A fractographic analysis of in vivo poly(methylmethacrylate) bone cement failure mechanisms" J. Biomed. Mat. Res. 24, 135-154.
- (4) Saha, S. y Pal, S. (1984) "Mechanical properties of bone cement: A review" J. Biomed. Mater. Res. 18, 435-462.
- (5) Jaffe, W.L., Rose, R.M. y Radin, E.L. (1974) "On the stability of the mechanical properties of self-curing acrylic bone cement" J. Bone Jt. Surg. 56-A, n^o8,
- (6) Freitag, T.A. y Cannon, S.L. (1977) "Fracture characteristics of acrylic bone cements. II. Fatigue" J. Biomed. Mater. Res. 11, 609-624.
- (7) Burke, D.W., Gates, E.I. y Harris, W.H. (1984) "Centrifugation as a method of improving tensile and fatigue properties of acrylic bone cement" J. Bone Jt. Surg. 66-A, n^o8, 1265-1273.
- (8) Krause, W. y Mathis, R.S. (1988) "Fatigue properties of acrylic bone cements: Review of the literature" J. Biomed. Mater. Res. 22, n^o A1, 37-53.
- (9) Krause, W.R., Grimes, L.W. y Mathis, R.S. (1988) "Fatigue testing of acrylic bone cements: Statistical concepts and proposed test methodology" J. Biomed. Mater. Res. 22, n^o A2, 179-190.
- (10) Johnson, J.A., Provan, J.W., Krygier, J.J. Chan, K.H. y Miller, J. (1989) "Fatigue of acrylic bone cement-Effect of frequency and environment" J. Biomed. Mater. Res. 23, 819-831.
- (11) Wright, T.M. y Robinson, R.P. (1982) "Fatigue crack propagation in polymethylmethacrylate bone cements" J. Mat. Sci. 17, 2463-2468.
- (12) Lankford, J., Astleford, W.J. y Asher, M.A. (1976) J. Mat. Sci., 11, 1624.
- (13) Vila, M.M. y Planell, J.A. (1990) "Influencia de la porosidad en la tenacidad a la fractura de los cementos óseos" Anales de Mecánica de la Fractura, 7, 134-139.
- (14) Vila, M.M., Silvestre, A. y Planell, J.A. (1989) "Tenacidad a fractura de cementos óseos" Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, 6, 5-11.
- (15) EGF Newsletter (1988/89) "A linear elastic fracture mechanics (LEFM) standard for determining K_{Ic} and G_c for plastics". H.H. Kausch and J.G. Williams, 8, 14.
- (16) Kinloch, A.J. y Young, R.J. (1983) "Fracture behaviour of polymers" Cap.5, Applied Science Pub. London.
- (17) Döll, W., Seidelmann, U. y Könczöl, L. (1980) "On the validity of the Dugdale model for craze zones at crack tips in PMMA" J. Mat. Sci. Letters, 15, 2389-2394.