

**ESTUDIO DE LA ROTURA DE UNA PRÓTESIS DE CADERA DE ALEACIÓN Ti-6Al-4V CON RECUBRIMIENTOS DE Ti E HIDROXIAPATITA**

L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Alvarez, J. Pérez

Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales  
 E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
 Universidad de Cantabria  
 Avda. de Los Castros s/n. 39005 Santander

**Resumen.** Se ha llevado a cabo un estudio de las causas de la rotura prematura de una prótesis de cadera constituida en su cuerpo principal por una pieza de matriz metálica de aleación Ti-6Al-4V conformada en molde y recubierta por dos capas superficiales, una de titanio puro poroso de 50  $\mu\text{m}$  de espesor y otra de cerámica de hidroxiapatita de 150  $\mu\text{m}$ . Para este estudio se han utilizado técnicas de microscopía electrónica de barrido y microanálisis de rayos-X por energía dispersiva, con el objeto de analizar cada recubrimiento y el estado de las interfases, así como el tipo de rotura presente en la superficie de fractura. Del análisis realizado se concluye que la rotura ha tenido lugar por un proceso de fatiga iniciado en una zona de la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio en la cual había clara presencia de inclusiones de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Asimismo se ha realizado un análisis basado en la Mecánica de la Fractura sobre las condiciones de rotura de la pieza implantada, obteniéndose una estimación de la carga en el instante de la rotura y del tiempo de crecimiento de la fisura.

**Abstract.** A study has been made upon the causes of premature failure of a hip implant, the main body of which is formed by a metal matrix piece of alloy Ti-6Al-4V, cast and coated by two surface layers, one, pure porous titanium, 50  $\mu\text{m}$  thick, and the other, hydroxiapatite ceramics of 150  $\mu\text{m}$ . The study uses scanning electron microscopy techniques, and energy dispersive X-ray microanalysis in order to analyse each coating and the state of the interphases, as well as the type of fracture present on the fracture surface. From this analysis, it is concluded that failure has been produced by a fatigue process initiated in an interphase area between the base material and the titanium coating where there is a clear presence of alumina inclusions ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Similarly, an analysis on the failure conditions of the implanted piece, based on Fracture Mechanics, has been performed, obtaining an estimation of the load at the moment of failure, and the crack growth time.

**1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS**

Los metales han sido utilizados a lo largo de muchos años como biomateriales con gran éxito. La mayoría de las veces son seleccionados en el campo de la ortodoncia y de los implantes dentales así como para uso ortopédico en prótesis de rodilla o de cadera. Para las aplicaciones estructurales en el cuerpo los metales más comunes son los aceros inoxidables, las aleaciones de cobalto-cromo y el titanio y sus aleaciones. El principal requerimiento para cada aleación es que sea resistente al deterioro cuando se inserta en el cuerpo y que posea unas propiedades mecánicas óptimas [1-3].

La biocompatibilidad del titanio es excelente. Los dispositivos fabricados con titanio y sus aleaciones muestran muy poca o ninguna reacción con los tejidos que rodean al implante. La resistencia a la corrosión del titanio se deriva de la película estable de óxido que se forma en su superficie la cual, cuando se daña, se reconstruye a la temperatura del cuerpo en los fluidos fisiológicos. Aunque se han desarrollado un importante número de aleaciones de titanio para aplicaciones

industriales, sólo la aleación Ti-6Al-4V y las cuatro especificaciones comerciales de titanio puro son utilizadas habitualmente en el cuerpo.

La aleación Ti-6Al-4V ofrece la mejor combinación de propiedades de todos los metales estructurales implantados. Esta aleación tiene mucho mayor límite elástico y resistencia mecánica que el titanio puro, así como buena ductilidad. Generalmente se produce por forja, pero puede ser conformada por moldeo. Además la aleación Ti-6Al-4V puede endurecerse controlando la composición y ajustando los parámetros de manufacturación. Mediante un procesamiento adecuado la vida a fatiga de la aleación puede ser duplicada [1].

Las propiedades de fricción y desgaste del titanio son bastante diferentes de las de la mayoría de los otros metales. Esto es un resultado de la película tenaz de óxido de titanio que permanece intacta bajo cargas pequeñas y velocidades de deslizamiento lentas en las condiciones de la articulación.

Pese a la alta biocompatibilidad del titanio, en los años noventa se ha comenzado a utilizar asiduamente

recubierto por materiales bioactivos, esto es, capaces de inducir una respuesta biológica en el tejido vivo adyacente. Estos biomateriales se utilizan recubriendo el sustrato metálico de la prótesis tras su aplicación mediante proyección térmica por plasma, consiguiéndose un espesor y una porosidad apropiada. Tras ser implantado, el biomaterial presenta una reacción química con el hueso vecino que induce la neoformación de trabéculas y su mineralización. Un biomaterial que tiene estas propiedades es la cerámica hidroxiapatita que es un fosfato de pentacalcio  $\text{Ca}_5\text{OH}(\text{PO}_4)_3$  con una pureza mayor del 98% y una porosidad del 10%. La proporción Ca/P de 1.67, su estructura cristalina y la estructura de macroporos 150-200  $\mu\text{m}$  y microporos 3-5  $\mu\text{m}$  interconectados, hacen de la hidroxiapatita un compuesto idéntico al hueso trabecular humano [4-5]. De hecho se ha definido como hueso sin el don de la vida.

Los objetivos de este trabajo son la identificación de los constituyentes principales y el estudio de las causas de la rotura prematura de una prótesis de cadera de última generación tras estar implantada en un paciente durante un periodo de nueve meses.

## 2. RECEPCIÓN Y PREPARACIÓN DE LA MUESTRA OBJETO DE ESTUDIO

La muestra objeto de estudio es una prótesis de cadera rota en dos trozos, Figura 1, que fue extraída de un paciente tras su rotura. Las partes recepcionadas estaban sucias al quedar en ellas restos de sangre. Asimismo, se apreciaron restos de materia ósea en el vástago o parte distal (inferior) ya que la prótesis había comenzado a integrarse en el fémur (osteointegración). Sin embargo no hay apariencia de estos restos en la parte proximal (superior). Es importante resaltar que las superficies de fractura, principalmente la de la parte distal, estaban bastante dañadas debido al proceso de extracción, lo cual ha dificultado su análisis.



Fig 1. Vista de la prótesis en su recepción

El primer paso realizado para hacer el estudio consistió en dar un corte a la pieza que tenía la superficie de fractura menos dañada, es decir la proximal. A continuación se procedió a limpiar el cupón así obtenido para su observación en el microscopio electrónico de barrido (MEB). Por otra parte se realizó una preparación de la cara del corte del cupón mediante pulido, de manera que la superficie del corte quedara

preparada para el correspondiente estudio de determinación de la estructura de la sección de la prótesis y de la composición química del material base y de cada capa de recubrimiento, a fin de identificar el tipo de material de todas ellas.

## 3. METODOLOGÍA

La metodología seguida consistió, en primer lugar, en la identificación de los tipos de materiales con que se ha fabricado la pieza utilizando técnicas de microscopía electrónica de barrido complementadas con técnicas de análisis de rayos-X por energía dispersiva (EDS). Para ello se actuó sobre la superficie de corte del cupón preparada conforme se ha descrito.

En segundo lugar se procedió a la observación mediante microscopía electrónica de barrido de la superficie de rotura de la pieza contenida en el cupón con el fin de identificar el mecanismo de rotura. Asimismo se realizaron análisis EDS para tratar de identificar los elementos microestructurales asociados a los procesos de la rotura.

## 4. RESULTADOS

### 4.1. Identificación del material base y de los recubrimientos

La Figura 2 muestra el aspecto general de los recubrimientos y de las interfaces entre éstos y el material base. En estas micrografías se representa por MB al material base, por recTi al recubrimiento de titanio y por recHA al de hidroxiapatita. Cabe destacar la irregularidad de los recubrimientos y la apreciación de discontinuidades en la interfase MB-recTi como se corrobora con nitidez en las micrografías de la Figura 3, conforme se aumenta la amplificación de las imágenes en el MEB. La micrografía de la Figura 4, tomada a 3500 aumentos, muestra el carácter aparentemente cristalino de las discontinuidades, que denominaremos por tanto inclusiones en la interfase MB-recTi.

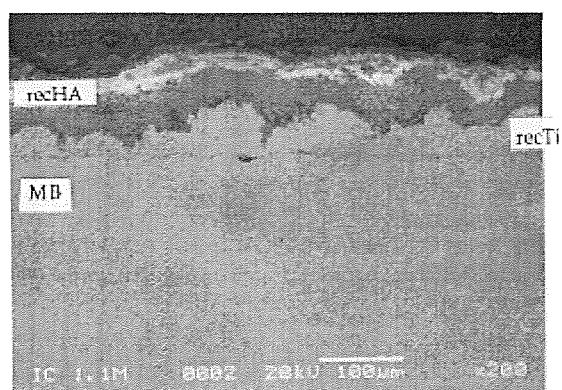


Fig 2. Aspecto general de los recubrimientos sobre el material base

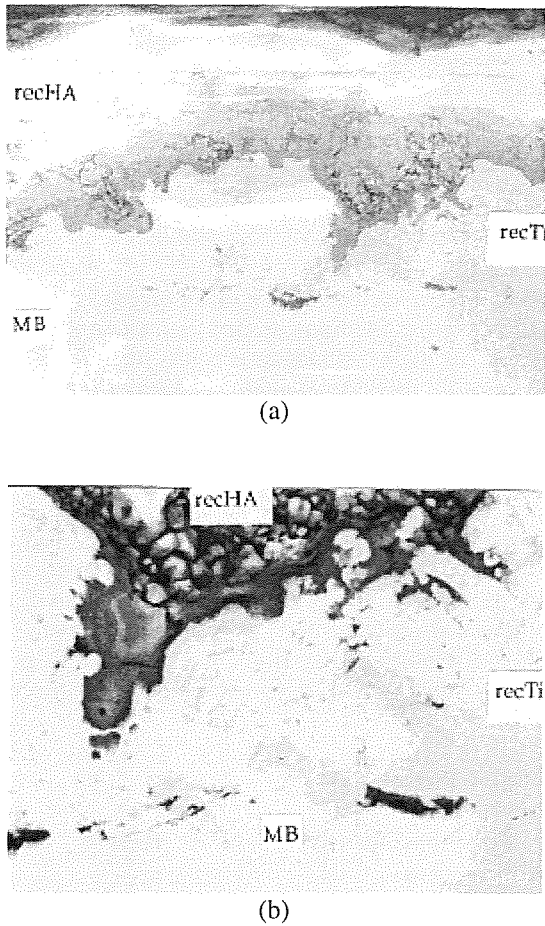


Fig 3. Detalle de los recubrimientos: se observa un espesor del recubrimiento de Ti variable entre 10 y 60  $\mu\text{m}$  y presencia de inclusiones en la interfase MB-recTi

En otras zonas de la superficie del cupón se observaron idénticos resultados, capas de recubrimiento irregulares con inclusiones en la interfase MB-recTi, que se pueden generalizar a toda la sección de la prótesis, como se observó recorriendo con el MEB el perímetro total de la sección pulida del cupón en observación.

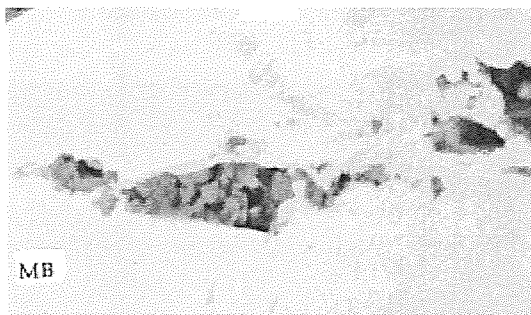


Fig 4. Detalle de la interfase MB-recTi puro mostrando la agrupación de inclusiones de alúmina

En la Tabla 1 se presentan los resultados de los análisis EDS realizados sobre cada uno de los recubrimientos

así como del material base. De los resultados de estos análisis cabe resaltar que el material base está constituido por una aleación de titanio, aluminio y vanadio (Ti-Al-V) próxima a la Ti-6Al-4V, aunque con el aluminio más alto de lo especificado para este tipo de aleaciones. Sobre este material base hay un recubrimiento recTi, con un espesor variable entre 10 y 60  $\mu\text{m}$  de titanio de alta pureza y por último un recubrimiento recHA, con un espesor en torno a las 100  $\mu\text{m}$  de hidroxiapatita con una relación en peso calcio/fósforo (Ca/P) de aproximadamente 1.4, ligeramente inferior al previsto teóricamente de 1.67 [4].

Tabla 1. Composición química (% en peso) del material base y de los recubrimientos.

	Ti	Al	V
MB	86.9	9.3	3.8
recTi	99.6	0.4	---
	P	Ca	Na
recHA	39.5	55.9	2.3

Los análisis realizados sobre las inclusiones observadas en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio pone de manifiesto que se trata de cristales de inclusiones de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Los cristales, de tamaño del orden de 1  $\mu\text{m}$ , se agrupan generando zonas de discontinuidades en la interfase relativamente planas con una longitud de 5 a 20  $\mu\text{m}$ . Las inclusiones se identifican muy bien en la mencionada interfase, en la que aparecen como áreas oscuras en las Figuras 2 a 4.

4.2. Identificación fractográfica del tipo de rotura

A continuación se muestra el estudio fractográfico realizado con el fin de identificar el tipo de rotura. Una observación macroscópica visual de la superficie de rotura permitió observar los frentes de avance por fatiga de una fisura. En dicha observación se apreció que la lúnula de avance de la fisura generada por fatiga alcanzó aproximadamente una extensión de 6 a 7 mm. En la Figura 5 se aprecian los frentes de avance de la fisura, generados por fatiga, en la zona próxima a dos zonas de inicio localizadas en ambos extremos de la micrografía.

En el análisis de la superficie se siguieron una serie de pasos. En primer lugar se identificaron los micromecanismos de rotura de la lúnula de la fisura observada y de la zona externa a ella. Para ello se hizo una observación a lo largo de toda la lúnula de avance partiendo desde el punto teórico de origen de la fisura, observado macroscópicamente, en cuyas proximidades se identificaron las zonas de inicio mostradas en la Figura 5. Las micrografías de la Figura 6, dentro de la lúnula, ponen de manifiesto una tipología de rotura característica de los procesos de fatiga de estas aleaciones de titanio. Las micrografías de la Figura 7, tomadas a unos 8 mm del inicio, muestran una tipología

de rotura por formación y coalescencia de microhuecos, micromecanismo característico de la rotura de éstos materiales. También se ha observado a una distancia de unos 7 mm del defecto inicial una rotura mixta en las que junto a las facetas planas propias de la fatiga empiezan a aparecer zonas de creciente deformación previa a su rotura.

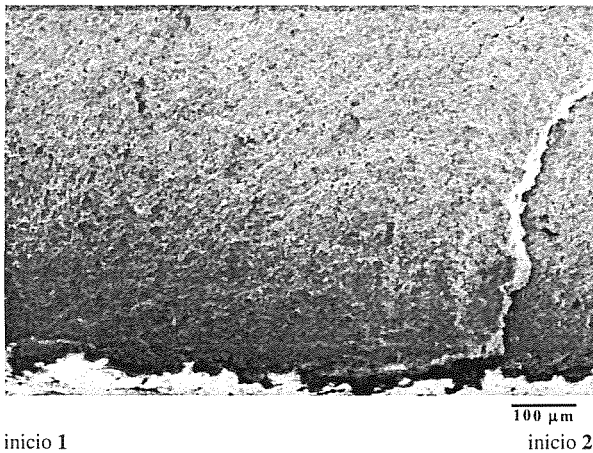
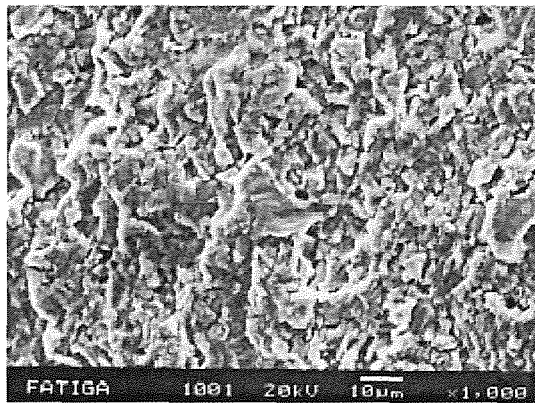
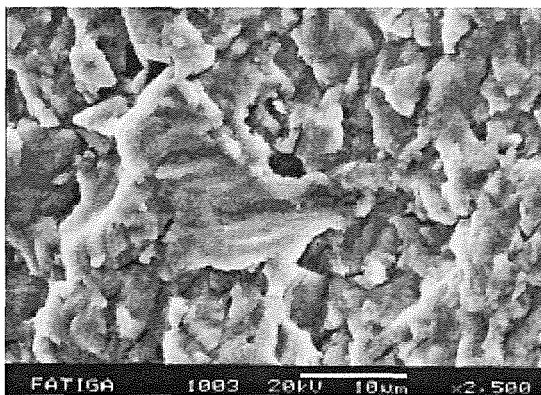


Fig. 5. Zona de inicio de la propagación por fatiga donde se han marcado los dos puntos de iniciación



(a)

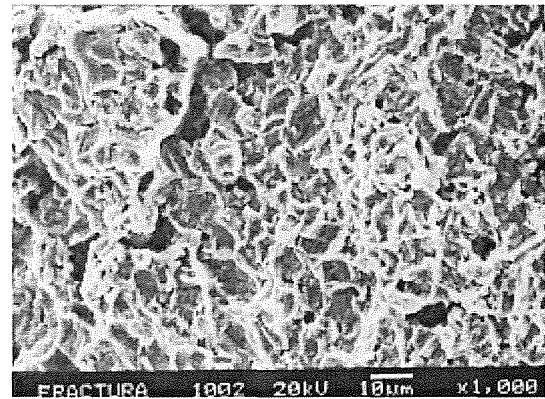


(b)

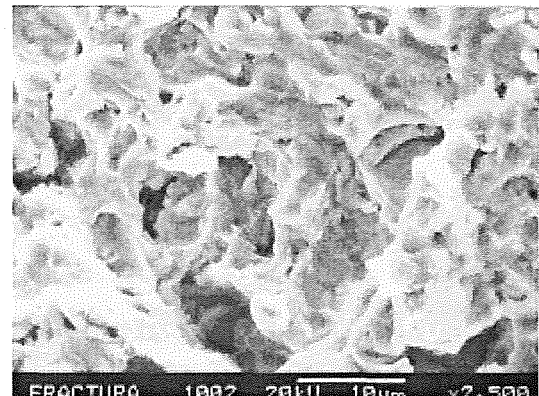
Fig 6. Rotura por fatiga en la lúnula de propagación

La observación micrográfica de las zonas de inicio de la fisura mostró la existencia en las mismas de importantes discontinuidades en la interfase MB-recTi. La micrografía de la Figura 8, tomada en la zona de inicio 1, muestra que esta discontinuidad, de tamaño superior al de la zona observada en la misma (300 μm), se asocia a la presencia de un rosario de agrupaciones de cristales de  $Al_2O_3$ .

En ambas zonas se observó que donde hay mayor presencia de agrupaciones de cristales de  $Al_2O_3$ , el recubrimiento de titanio es menor, estableciendo un efecto de entalla. En cuanto al avance, se puede señalar que la propagación fue independiente en ambas zonas a lo largo de aproximadamente 2 mm, hasta que se unieron los dos frentes, generando uno único, que al ir creciendo estableció la forma de la lúnula final observada.



(a)



(b)

Fig 7. Rotura final dúctil por formación y coalescencia de microhuecos

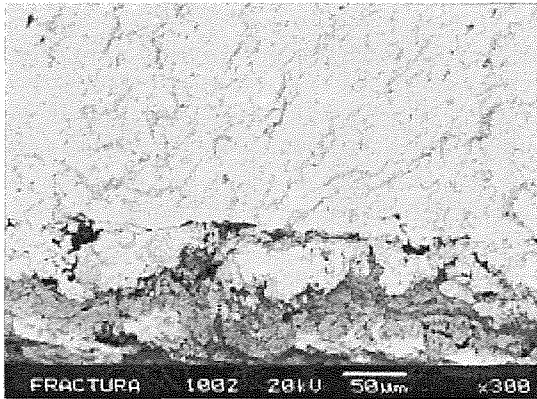


Fig 8. Detalle del primer punto de inicio

### 4.3. Determinación de la carga soportada, en función de los parámetros de rotura

El esquema de la Figura 9 muestra la superficie de rotura del elemento analizado. En ella se puede observar el tamaño crítico de la fisura en el momento del fallo. En la Figura 10 se presenta un esquema de las condiciones de trabajo en el instante de la rotura.

El estado tensional se compone de una compresión más una flexión pura. Las tensiones de tracción son las encargadas de separar los labios de la fisura hasta la rotura del elemento, por lo que el estado tensional a considerar para los cálculos de rotura será:

$$\sigma_{T,máx} = \sigma_F + \sigma_C \quad (1)$$

donde

$$\sigma_F = \frac{32 \cdot M}{\pi \cdot D^3} \quad (2)$$

$$\sigma_C = \frac{4 \cdot P}{\pi \cdot D^2} \quad (3)$$

Dado el sistema tensional al que está sometido el elemento, se puede considerar en primer lugar que la rotura se ha producido por fractura en Modo I, (tracción). El límite resistente del material en estas condiciones vendrá impuesto por su tenacidad  $K_{Ic}$ , del orden de  $110 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  [3].

El factor de intensidad de tensiones, que caracteriza el estado tensional en el frente de la fisura, vendrá definido por la expresión [6]:

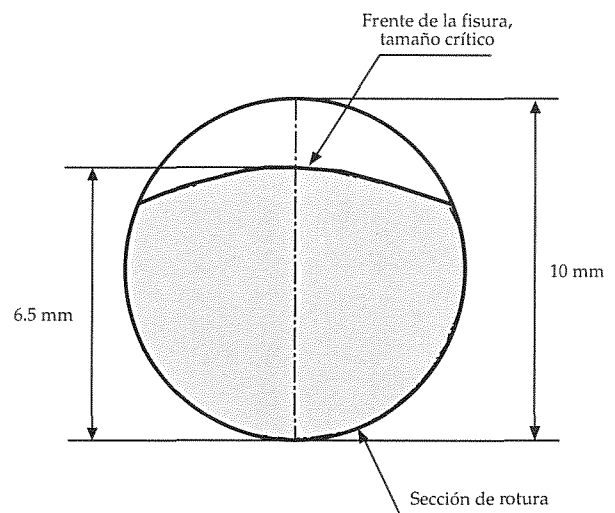
$$K_I = \sigma \cdot Y_f(a/D) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (4)$$

Donde :

$\sigma$ : Tensión normal aplicada a la sección  
 $a$ : Tamaño de fisura  
 $D$ : Diámetro de la sección ( $D = 10 \text{ mm}$ )  
 $Y_f$ : Factor de forma y tipo de carga que, en el caso que estamos analizando, adquiere un valor de [7]:

$$Y_f \left( \frac{a}{D} \right) = 0.821 - 0.486 \cdot \frac{a}{D} + 2.003 \cdot \left( \frac{a}{D} \right)^2 = 1.3 \quad (5)$$

Así, igualando el Factor de Intensidad de Tensiones  $K_I$  con el límite resistente del material,  $K_{Ic}$ , se puede determinar el estado tensional,  $\sigma_{T,máx}$ , que produciría la rotura del elemento por fractura. El valor que se obtiene ( $\sim 570 \text{ MPa}$ ) corresponde a una carga  $P$  en el instante de rotura de  $1.6 \text{ kN}$ , es decir unos  $155 \text{ kg}$ .



Tamaño crítico de fisura:  $a = 6.5 \text{ mm}$   
 Diámetro de la sección:  $D = 10 \text{ mm}$

Fig. 9. Esquema de la superficie de rotura

Para este análisis se han establecido una serie de simplificaciones para hacer el cálculo más asequible y sencillo, como son:

- Trabajo de la pieza en voladizo
- Análisis del factor de intensidad de tensiones como si el elemento trabajase a flexión pura.
- Tenacidad a fractura del material según valor de referencia.

Sin embargo, estas simplificaciones no justifican el elevado valor resultante de la carga  $P$  ( $155 \text{ kg}$ ) en el



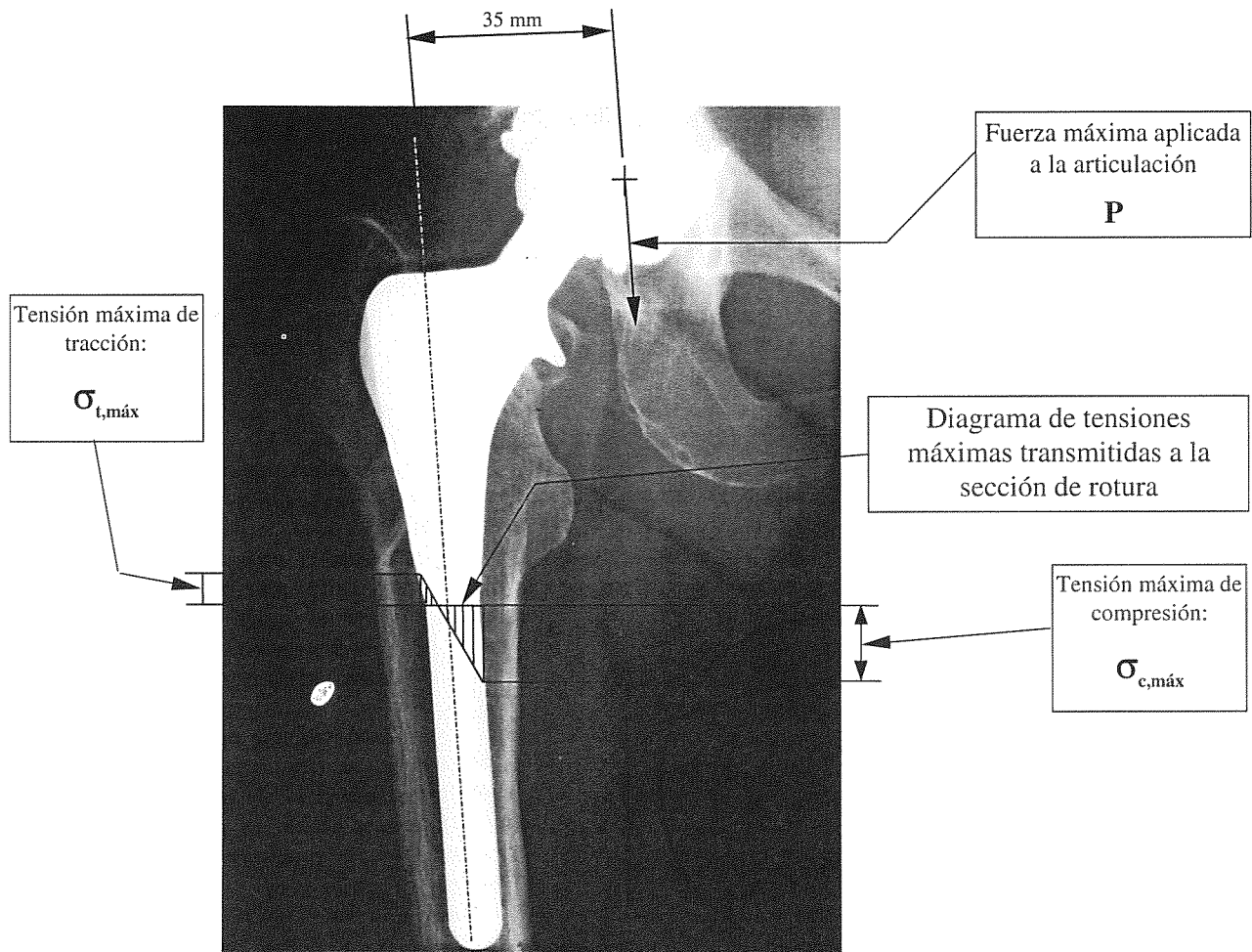


Fig. 10. Esquema de las condiciones de trabajo en el instante de la rotura

momento de la rotura, con referencia al peso medio de una persona.

Por ello se ha considerado como segunda hipótesis de rotura la plastificación generalizada del ligamento remanente en la sección fisurada. Bajo este criterio, y considerando una tensión de plastificación en torno a 1000 MPa [3], se obtiene que la carga de apoyo para la cual se produciría el colapso plástico es de 60 kg, mucho más acorde con el peso de una persona y en cualquier caso inferior a la crítica de la hipótesis de fractura.

#### 4.4. Determinación del tiempo de propagación de fisura hasta alcanzar el tamaño crítico

El crecimiento de la fisura por fatiga se ajusta a una ley de Paris, que para el material del elemento, aleación de

Titanio, Ti-6Al-4V, que ha sido extraída de la bibliografía [3] dada por la ecuación:

$$\frac{da}{dN} = 3.54 \cdot 10^{-14} \cdot (\Delta K)^{4.19} \quad (6)$$

Cuando  $\Delta K$  se da en MPa m<sup>1/2</sup> y  $da/dN$  en m/ciclo.

El ciclo de carga al que se encuentra sometido el elemento, varía desde 0, apoyo en otra pierna ó reposo, hasta 267 MPa, correspondientes a un peso de una persona media de 75 kg. De este modo el  $\Delta K_I$ , tomará un valor, en función de  $a$ , dado por

$$\Delta K_I = 1.3 \cdot 267 \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (7)$$

Tomando como longitud de fisura inicial  $a_0 = 0.5$  mm, introduciendo la expresión (7) en la (6) e integrando ésta se obtiene el número de ciclos necesarios para que la fisura alcance su tamaño crítico de 6.5 mm. Este

número resulta ser de aproximadamente 180.000 ciclos. Es decir, bajo la situación de mayor resistencia al avance de una fisura por fatiga para el material de la pieza, ésta se rompería transcurridos 180.000 ciclos de carga (apoyo de la pierna en la que se encuentra el implante), una vez nucleada una fisura de un tamaño aproximado de 500  $\mu\text{m}$ . Esta cifra es un límite superior de los ciclos reales ya que, de acuerdo con la literatura [3], éstos podrían ser reducidos por un factor de hasta 5.

La hipótesis de seleccionar de una fisura inicial de 500  $\mu\text{m}$  es adecuada teniendo en cuenta las condiciones de carga ( $\Delta K_I (a=0.5 \text{ mm}) = 14 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), cuando el valor umbral de propagación de fisuras por fatiga,  $\Delta K_{th}$ , está situado en torno a los  $10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , y lo observado en el estudio fractográfico en las zonas de inicio de la fisura.

## 5. ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 5.1. Sobre la pieza

De los resultados obtenidos cabe concluir que se trata de una prótesis con recubrimiento cerámico de hidroxiapatita (fosfato de pentacalcio) constituida en su cuerpo principal por una pieza de matriz metálica de aleación Ti-6Al-4V conformada en molde y recubierta por dos capas superficiales, una de titanio poroso de unos 50  $\mu\text{m}$  de espesor y otra de cerámica de hidroxiapatita del orden de 150  $\mu\text{m}$  de espesor. Hay que destacar que la composición química del material base no es exacta ya que el contenido de aluminio es superior al previsto. La presencia de niveles de aluminio superiores al 6% en peso favorece la formación de la fase intermetálica fragilizante  $\text{Ti}_3\text{Al}$  [2], lo que puede justificar una menor resistencia a la fisuración.

Por otra parte, el recubrimiento de titanio es irregular y con un espesor variable entre 10 y 60  $\mu\text{m}$ . Hay que destacar que el recubrimiento de titanio debe hacerse sobre la superficie de la pieza de aleación limpia, sin embargo ha sido depositado sobre una superficie sobre la cual hay un importante número de incrustaciones de alúmina, procedentes posiblemente del molde en el que se fabricó la pieza [3]. Además la irregularidad del recubrimiento hace que sus valles o zonas de menor espesor, pueden haber ejercido efecto de entalla, Figura 3, lo cual podría actuar como un intensificador de tensiones y por tanto como núcleo de fisuración, en asociación con las incrustaciones de alúmina presentes en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio, y en particular en estas zonas de menor recubrimiento.

En segundo lugar se puede concluir que la rotura de la prótesis ha tenido lugar debido a un proceso de fisuración por fatiga, originada en los defectos

superficiales arriba mencionados, con propagación posterior en el material base.

Es importante decir que la propagación de una fisura por fatiga tiene lugar debido a la existencia de variaciones periódicas de la sollicitación sobre una pieza que contiene defectos. Ambas condiciones se han dado en este caso.

### 5.2. De la implantación

Los vestigios de osteointegración en sólo una de las partes de la pieza, la distal, sugiere que la pieza al implantarse ha quedado empotrada por el vástago (parte distal) en el hueso, mientras que la parte superior (parte proximal) se ha mantenido poco o nada integrada en el mismo, trabajando libremente.

### 5.3. Del trabajo mecánico de la pieza y sus condiciones de fisuración y rotura

La mencionada condición del implante implica un trabajo de flexión-compresión sobre la sección más débil próxima al empotramiento, por donde luego rompe, aportada por la carga que trasmite la cadera sobre la rótula de la pieza cada vez que se apoya la pierna que presenta el implante. La ciclicidad de movimientos de apoyo, al andar por ejemplo, provoca repetidamente un estado de esfuerzo de flexión compuesta sobre la sección de empotramiento, generando tracciones variables en la cara opuesta a la que contiene la rótula. Caso de producirse una fisura por este estado de sollicitación variable (fatiga), se iniciará en esta zona sometida a tracción, como así ha sucedido en la pieza rota.

El análisis complementario basado en las teorías de la Mecánica de la Fractura [6] sobre las condiciones de rotura de la pieza implantada que conduce a los siguientes resultados:

- Carga en el instante de rotura: 60 kg, acorde con el peso de una persona.
- Tiempo de crecimiento de la fisura: ~180.000 ciclos, equivalente a 360.000 pasos, unas 100 horas de andadura, supuesto un paso por segundo. Esto es dependiente de la actividad de la persona y, por tanto, se podría hablar de 2 (2 horas de andar al día) a 4 meses (1 hora de andar al día) de proceso de propagación. El resto (de 5 a 7 meses) es considerado como el tiempo de incubación de las zonas donde se nuclea la fisura, hasta que ésta alcanza un orden de unos 500  $\mu\text{m}$ . Aún habría que tener en cuenta el tiempo de convalecencia y rehabilitación que debería ser restado. Los valores de este análisis resultan concordantes con el tipo de material y con los defectos observados, la geometría de la pieza y las sollicitaciones mecánicas propias de su uso.

## 6. CONCLUSIONES

Como consecuencia de los resultados y análisis realizados en este trabajo se pueden establecer las siguientes conclusiones:

La rotura de la prótesis ha tenido lugar por un proceso de fatiga debido a un estado de flexión compuesta propios de los esfuerzos de apoyo al caminar. Una fisura por fatiga se ha nucleado en defectos de la pieza debidos principalmente a la falta de recubrimiento, y al consiguiente efecto de entalla, existentes en la generatriz o cara opuesta a la que marca la dirección de la rótula de la pieza, próximo a defectos constituidos por agrupaciones de inclusiones de alúmina, que originan grandes discontinuidades, del orden de 300  $\mu\text{m}$ , en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio. El tiempo de nucleación de la fisura puede haber sido una parte importante del tiempo transcurrido, 9 meses, desde implantación de la pieza hasta su rotura.

La fisura una vez nucleada ha propagado a lo largo del material base de la pieza, tardando unos 180.000 ciclos en alcanzar el tamaño crítico de unos 6.5 mm para el cual ha roto. La carga que justifica la rotura es de unos 60 kg, consistente con el peso de una persona.

La existencia de un proceso de fatiga requiere unas sollicitaciones locales en tracción variables, que se pueden justificar por una implantación que conduce al empotramiento de la parte distal de la pieza rota, y una amplificación de dichas sollicitaciones por efecto entalla o fisura, que aquí se asocia a los defectos existentes en la misma (inclusiones y valles en el recubrimiento de titanio). De lo común que sea la presencia de estos defectos en este tipo de piezas, dependerá el que la implantación realizada sea el motivo de la rotura o sólo efecto añadido al propio de una pieza defectuosa.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Matthew Donachie: "Biomedical Alloys". Advanced Materials & Processes, 7/98, pp. 63-65.
- [2] Ronald N. Caron and James T. Staley: ASM Handbook, Vol. 20, First printing, Materials Selection and Design, ASM International, 1997, Ohio, USA.
- [3] Daniel Eylon and Jeremy R. Newman: Metals Handbook, Vol. 2, Tenth Edition, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, 1990, Ohio, USA.
- [4] A. López-Sastre Nuñez *et al*: "La influencia del revestimiento de hidroxapatita y de biovidrio en la osteointegración de implantes de titanio", Revista de Ortopedia y Traumatología, Vol. 41, Abril 1997, pp 173-181.
- [5] Ronald Furlong: "Osborn Supravit: El recubrimiento H-A.C. avanzado de J.R.I.". Joint Replacement Instrumentation Ltd, 104-112 Marylebone Lane, London W1M 5FU.
- [6] T. L. Anderson: Fracture Mechanics, CRC Press, 1995, Florida, USA.