

# Nuevos materiales en artroplastia total de cadera

M. Fernández-Fairén<sup>a</sup> y F. J. Gil-Mur<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Fundación Policlínica. Granollers. Barcelona. <sup>b</sup>Departamento de Materiales. Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Barcelona.

La búsqueda de la longevidad de los implantes protésicos articulares es uno de los imperativos que más preocupan hoy día a los investigadores y a los cirujanos ortopédicos que trabajan en este campo. Efectivamente, cada día se afrontan pacientes de menor edad deseosos de seguir una actividad vital normal, incluso de participar regularmente en deportes con impactos o en tareas pesadas y de carga. En el caso de las artroplastias de cadera se ha conseguido un buen funcionamiento de las mismas, casi asegurado en los primeros 10 años tras su implantación; sin embargo, a partir de ese plazo la supervivencia decrece. El fracaso del implante suele sobrevenir por desgaste de sus componentes articulares o por pérdida de fijación al hueso huésped, estando ambas causas íntimamente relacionadas. En este artículo se revisan los materiales utilizados en superficies articulares y después se analizan los que entran a formar parte de la composición estructural del sustrato y de las superficies de fijación de la prótesis.

**Palabras clave:** *nuevos materiales, artroplastia total de cadera, prótesis.*

Uno de los conceptos que hace deseable el desgaste mínimo de las superficies articulares es el de umbral de osteólisis. Un desgaste mayor de 0,2 mm por año es capaz de ocasionar con frecuencia una osteólisis secundaria al número de partículas producido, mientras que por debajo de 0,1 mm por año ésta es infrecuente<sup>1,2</sup>. Lo que hay que hacer es buscar materiales, con buenas características tribológicas, que disminuyan ese desgaste con relación al par cobalto cromo (CoCr)/polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) que sigue siendo el más utilizado<sup>3</sup>.

En la presente revisión presentamos los materiales de

## New materials for total hip arthroplasty

The search for durable articular prosthetic implant materials is a concern to researchers and orthopedic surgeons working in this field. Patients are progressively younger and wish to continue their normal activities, including regular high-impact sports activities, as well as heavy tasks involving loading. In the case of hip replacements, their functionality is practically guaranteed in the first 10 years of service, but then their survival drops off. Implant failure usually occurs as a result of wear of the articular components or loss of fixation to the host bone, which are two intimately related causes. In the present review we examine the materials used on articular surfaces and then analyze those that form part of the structural composition of the substrate and the prosthesis-fixation surfaces.

**Key words:** *new materials, total hip arthroplasty, prosthesis.*

mayor utilidad así como las nuevas incorporaciones en el desarrollo de las prótesis de cadera, tanto en el cotilo como en el vástago femoral. Analizaremos los polietilenos, los composites o materiales compuestos, las cerámicas, los materiales metálicos y el tratamiento y recubrimiento de las superficies protésicas. Todo ello convierte el diseño y fabricación de las artroplastias en un mundo complejo con muchas posibles combinaciones que deben ser estudiadas e investigadas en el laboratorio antes de ser implantadas en pacientes.

## POLIETILENO HIPERENLAZADO

Desde hace tiempo se sabe que el UHMWPE tratado químicamente<sup>4</sup> o irradiado<sup>5,6</sup> experimenta una rotura de moléculas con la aparición de radicales libres. En ausencia de oxígeno esos radicales tienden a formar enlaces entre sí, acelerando el calor esa reacción de recombinación, pudien-

### Correspondencia:

M. Fernández-Fairén.  
Río de Oro, 37.  
08034 Barcelona.  
Correo electrónico: axisbiomec@bsab.com

Recibido: mayo de 2002.

Aceptado: septiembre de 2002.

do llevarla hasta la extinción de los radicales libres. Este material es resistente a la oxidación y su desgaste es un 90% menor que el del UHMWPE convencional debido a la reordenación tridimensional de la superficie.

Para conseguir eso hay varios procedimientos que se revelan eficaces siendo difícil decir cuál es el óptimo. Es complicado definir el nivel óptimo de irradiación<sup>7,8</sup>. Con 5 Mrad se logra una disminución del desgaste del 85%. Esta cifra puede aún mejorarse llegando con 10 Mrad, para no encontrar ventaja significativa a partir de ahí. El problema es que los diferentes procesos pueden alterar las propiedades mecánicas del polietileno<sup>8,9</sup>.

Analizando los datos suministrados por los fabricantes (tabla 1) y por la literatura<sup>10,11</sup> hay que distinguir un polietileno hiperenlazado mediante irradiación de 5 Mrad a temperatura ambiente, estabilizado por fusión a 155°, durante 2 horas (XLPE<sup>TM</sup>), o durante 24 horas (Marathon<sup>TM</sup>). Esa dosis relativamente baja de radiación reduce el desgaste en un 85% respecto al polietileno convencional. El mecanizado se hace en frío a partir de la parte central de la barra, eliminando el posible material oxidado de la superficie, y la esterilización subsiguiente es en óxido de etileno o en gas respectivamente. Al llegar aquí hay que señalar que al calentar el polietileno por encima de su temperatura de fusión desaparece su estructura cristalina reformándose los cristales durante el enfriamiento ulterior.

Después de este proceso pueden apreciarse cambios en su estructura con una disminución de la cristalinidad y del tamaño del cristal, con la consiguiente alteración de las propiedades mecánicas. Así, por ejemplo, el UHMWPE hiperenlazado Marathon exhibe una cristalinidad del 12% menor del convencional, un límite elástico un 4% mayor, es decir es más rígido, y un decremento de la resistencia en tracción de un 4%, de la elongación a la rotura del 10%, y de la resistencia al impacto del 11%<sup>12</sup>.

Para evitar los inconvenientes de la fusión se ha producido el Crossfire<sup>®</sup>, sometiendo el UHMWPE a 7,5 Mrad de radiación gamma a temperatura ambiente, recociéndolo a 120°, mecanizándolo, empaquetándolo y esterilizándolo con 2,5-4 Mrad de radiación gamma, en atmósfera libre de oxígeno. Sumando ambas dosis el hiperenlazado conseguido es el correspondiente a 10-11 Mrad, otorgando una reducción

del desgaste del 90%. Además, al no fundirlo, su estructura cristalina es similar a la del UHMWPE base, es decir, con una cristalinidad alrededor del 55% y un tamaño del cristal de 40-70 nm. La resistencia y el módulo elástico no se ven alterados y la fluencia es un 20% menor que la del UHMWPE convencional, lo que representa la ventaja de una menor deformabilidad del componente una vez en servicio<sup>13</sup>. Hay que remarcar que existe una cierta discrepancia entre el 30% de incremento de la tenacidad registrado por esos autores<sup>13</sup> y la disminución del 30% de la resistencia al impacto referida por Bauer<sup>12</sup>. De todas formas el punto débil de este procedimiento es la persistencia de radicales libres aunque la oxidación es limitada por la esterilización y empaquetado en atmósfera de nitrógeno, y no se han podido apreciar efectos deletéreos con el tiempo<sup>13</sup>. En este grupo hay que incluir al Aeonian<sup>®</sup>, poco estudiado todavía, elaborado por irradiación gamma de 3,5 Mrad a temperatura ambiente, recocido a 110° durante 10 horas, esterilizado con 2,5-4 Mrad mientras se empaqueta en nitrógeno<sup>11</sup>.

En otro grupo hay que considerar al Longevity<sup>®</sup>, fabricado mediante radiación de 10 Mrad por chorro de electrones y fundido a 150°, durante unas 2 horas. Con ello se consigue la eliminación de los temidos radicales libres y una reducción del desgaste del 89%. La irradiación con chorro de electrones tiene la ventaja de que el proceso es 2.500 veces más rápido que con rayos gamma, pero es difícil asegurar un hiperenlazado uniforme de toda la masa de polietileno irradiada. Este material tiene una resistencia reducida y una absorción de energía a la rotura similar al UHMWPE irradiado con una dosis similar pero recocido y no fundido tras la irradiación, aunque en general exhibe unas propiedades mecánicas equibaxiales superiores al material de base y también al material irradiado a 2-4 Mrad en atmósfera inerte<sup>14</sup>.

El Durasul<sup>®</sup> es un intento para obviar la reducción de la elongación a la rotura y de la tenacidad del material obtenido por el procedimiento anterior<sup>15</sup>, se ha efectuado la irradiación con chorro de electrones, con 9,5 Mrad, a 125° y fusión, durante 2 horas, a 150°. Sin embargo, este método modifica su estructura cristalina con cristalinidad del 45% y una talla del cristal de 20-40 nm. A pesar de que su comportamiento frente al desgaste es muy bueno, con una reduc-

Tabla 1. Polietilenos hiperenlazados

Modelo	Hiperenlazado	Estabilización	Esterilización	Propiedades mecánicas (respecto a UHMWPE convencional)
Marathon <sup>®</sup>	5 Mrad $\gamma$	24 h a 155°	Plasma gas	Ligera pérdida
XLPE <sup>®</sup>	5 Mrad $\gamma$	2 h a 155°	Óxido etileno	Ligera pérdida
Crossfire <sup>®</sup>	7,5 Mrad $\gamma$	120°	2,5-3,5 Mrad/atmósfera nitrógeno	Mejoradas
Aeonian <sup>®</sup>	3,5 Mrad $\gamma$	10 h a 110°	2,5-4 Mrad/atmósfera nitrógeno	No conocidas
Longevity <sup>®</sup>	Chorro electrones/10 Mrad $\gamma$	En calor/2 h a 150°	Plasma gas	Disminuidas
Durasul <sup>®</sup>	Chorro electrones/9,5 Mrad $\gamma$	2 h a 150°	Óxido etileno	Gran pérdida

ción de más del 95% del mismo, sus propiedades mecánicas se ven comprometidas. Su resistencia a la tracción es un 45% menor que la del UHMWPE convencional, su límite elástico un 17% menor, su fluencia un 50% más grande, y su tenacidad y resistencia a la fatiga también disminuyen sensiblemente, por debajo del UHMWPE convencional y del irradiado en vacío con dosis convencionales<sup>12-14</sup>.

Probablemente, a esa distorsión en la microestructura, con una cristalinidad del 70% y grandes cristales de 250-450 nm de tamaño, se deba la inconsistencia observada en los resultados clínicos del Hylamer®, un polietileno de cadena larga, conseguido mediante fusión y recristalización a presión elevada<sup>13</sup>.

Como conclusión de este apartado cabe decir que el polietileno hiperenlazado ha demostrado comportarse bien frente al desgaste en laboratorio, incluso en el peor de los supuestos, con cabeza de gran diámetro y grosor mínimo del componente acetabular<sup>13</sup> o en condiciones altamente abrasivas<sup>16</sup>. Clínicamente el seguimiento es corto y se puede uno preguntar qué pasará en el futuro con un polietileno cuyas propiedades mecánicas, sobre todo en fatiga, son reducidas.

## MATERIALES COMPUESTOS

Los materiales compuestos («composites») son materiales multifásicos constituidos por una matriz y un relleno de la misma por fibras, que suelen ser complementarios en cuanto a sus propiedades. Reúnen los atributos positivos de ambos sin sus defectos. Las propiedades mecánicas de un material compuesto dependen en gran medida de la unión que se logre entre la matriz y las fibras<sup>17</sup>.

Las posibilidades de estos materiales son ilimitadas y se

está intentando aplicar este dominio al mundo de las prótesis articulares. Se han ensayado las fibras de carbono<sup>18-21</sup> o de poliaramida<sup>21,22</sup>, y como matriz resinas de polietileno<sup>18,19</sup> o de epoxi<sup>23</sup>, o termoplásticos como la polisulfona<sup>20,21</sup>, la poli-ari-éter-cetona (PEK), la poli-éter-cetona-cetona (PEKK)<sup>24</sup> o la poli-éter-éter-cetona (PEEK)<sup>21,25</sup>.

Ante los resultados cuestionables de otros materiales en la constitución de compuestos para superficies articulares protésicas<sup>23,26</sup>, se han elaborado componentes acetabulares con un 30% de fibra de carbono (FC) grafítico troceado y un 70% de PEEK como matriz, por su buen comportamiento químico<sup>27-29</sup>, biocompatibilidad<sup>30,31</sup>, propiedades mecánicas<sup>21</sup>, y la facilidad de su procesado. En efecto, la PEEK es un polímero semicristalino que funde a 343°C y que presenta una amplia gama de viscosidades. Se ha seleccionado la viscosidad más baja para trabajar el compuesto FC/PEEK mediante un proceso de extrusión, mezclándose íntimamente la PEEK en polvo y las fibras antes de la fusión. Así se consigue una distribución regular de las fibras en la matriz, que las «moja» adhiriéndolas específicamente (fig. 1). Esa magnífica compatibilidad mecánica entre las dos fases del material está probablemente en la base de su excelente comportamiento frente al desgaste, superior al del UHMWPE en los ensayos realizados<sup>32</sup>. El desgaste lineal registrado era 40 veces menor que el de éste frente a cabezas de zirconia, en tanto que el volumétrico era sólo el 1% del mismo.

Es un verdadero compuesto y no una mezcla que es lo que resulta ser en realidad el Poly-2<sup>18</sup>. En éste el UHMWPE mantiene un comportamiento térmico viscoelástico, alcanzando un estado de goma blanda de viscosidad alta, siendo imposible mezclarla correctamente con las fibras de carbono (fig. 1). El mayor problema es la escasa resistencia de la unión entre fibras y matriz, no existiendo entre ellas adhesión específica<sup>33</sup>.

En cuanto a la investigación de la biocompatibilidad del

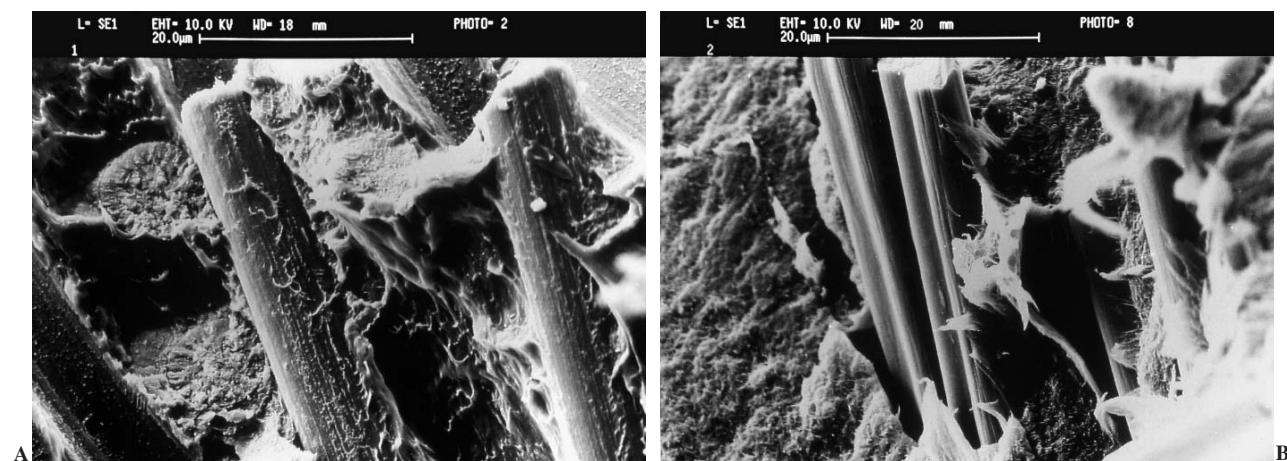


Figura 1. Materiales compuestos: A: la matriz de poli-éter-éter-cetona (PEEK) se adhiere íntimamente a las fibras de carbono, constituyendo un auténtico compuesto B: el polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) no se adhiere a las fibras de carbono, por lo que el material resultante no es un verdadero compuesto.

compuesto, no se manifestaron mutaciones o aberraciones cromosómicas, lisis celular, irritación o toxicidad local, ni mortalidad o evidencia de toxicidad sistémica. Tampoco se consideró pirógeno, o causó hemólisis, ni hubo sensibilización dérmica. Los análisis histológicos de los tejidos en los que fue implantado el material o los tejidos periartriculares sometidos a la presencia de partículas provenientes del desgaste de las superficies protésicas no mostraron reacciones macroscópicas significativamente diferentes a los controles y microscópicamente fue clasificado como no irritante<sup>32</sup>.

## CERÁMICAS

La alúmina fue usada como par articular en los años setenta<sup>34,35</sup> por su excelente comportamiento frente al desgaste, sus buenas propiedades mecánicas y biocompatibilidad ya que es químicamente estable e inerte, con alta tensión superficial, rígida y dura, 5 veces más que el CoCr y 30 veces más que el UHMWPE. Con un coeficiente de fricción de 0,06, exhibe un bajo par de rozamiento y un desgaste mínimo. Es 30-40 veces más resistente al rayado que el CoCr y la tasa anual de desgaste es de 0,01-0,02 mm, 40 veces menor que la del metal/metal y 2.000-5.000 veces menor que la del CoCr/UHMWPE<sup>36</sup>.

Los fallos observados durante su primera época<sup>37,38</sup> fueron debidos al diseño de los componentes protésicos y a la precaria calidad del material. La alúmina ha cambiado y se ha mejorado su composición química. También su talla de grano se ha reducido de las 50 µm iniciales a menos de 2,5 µm y su pureza está por encima del 99,5%, lo que ha incrementado su resistencia y mejorado su acabado superficial<sup>36,39,40</sup>.

El comportamiento del par alúmina/alúmina es muy sensible a la finura del acabado superficial, a la esfericidad de las superficies articulares, la tolerancia entre ellas y a la orientación de los componentes<sup>36,39-42</sup>. Sin embargo, el material también es susceptible de fractura por fatiga si su encaje en los componentes metálicos es irregular o no sigue una adecuación de dimensiones perfecta<sup>42,43</sup> y, también, si se calienta o enfriá bruscamente<sup>44</sup>. Observando todos esos postulados el índice de fracturas ha descendido por debajo del 0,02%<sup>42,44</sup>.

A este respecto el óxido de zirconio o zirconia presenta algunas ventajas respecto a la alúmina al doblar su resistencia<sup>43</sup> y presentar un magnífico comportamiento frente al desgaste<sup>45</sup>. Los malos resultados observados en el laboratorio con pares zirconia/zirconia o zirconia/alúmina<sup>46,47</sup> pueden ser debidos a trabajar con materiales poco apropiados o a la degradación de los mismos con transformación progresiva de los policristales tetragonales en granos monoclinicos<sup>11,45</sup>. Lo mismo cabe suponer respecto a las fracturas de cabezas femorales de zirconia observadas recientemente. Han pasado de una tasa de roturas del 0,01% al 11,69%, con

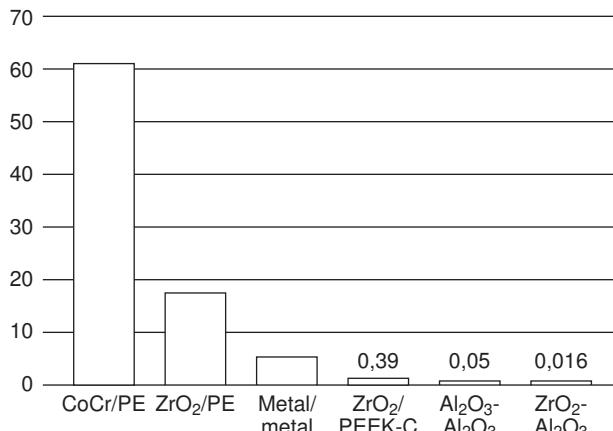


Figura 2. Desgaste volumétrico (mm<sup>3</sup>/10<sup>6</sup> ciclos) de diferentes pares articulares. Cr: cromo; Co: cobalto; PE: polietileno; PEEK: poli-éter-éter-cetona; Zr: zirconio; Al: aluminio; O: oxígeno.

179 fracturas en 1.431 componentes, de dos series de fabricación. Sin olvidar otros factores como el control estricto de la densidad, el tamaño de grano, el contenido de óxido de litio o la relación de fases tetragonal/monoclínica que permiten ver próximamente el empleo de pares alúmina/zirconia (fig. 2) o zirconia/zirconia<sup>45,46</sup>. Desde el punto de vista biológico tampoco se han apreciado problemas con las partículas desprendidas de la zirconia<sup>46</sup>.

Parece ser la vía a seguir dada la amplia experiencia clínica adquirida y los avances realizados en la fabricación de cerámicas. Se ha comenzado a mezclar diferentes proporciones de zirconia y alúmina, combinando la gran resistencia de la zirconia con la estabilidad térmica de la alúmina, pero a pesar de haberse informado buenos resultados<sup>47</sup> no pasa de ser una aproximación experimental.

## MATERIALES METÁLICOS

En este campo las diferencias están más en el diseño, fabricación, mecanizado y terminación de los implantes que en el desarrollo de nuevos materiales.

El CoCr forjado tiene una microestructura más homogénea y resistente, con 4 veces menos carbono que el fundido. Un alto contenido en carbono confiere una mayor resistencia al desgaste<sup>48</sup>, por lo que se ha adaptado el proceso termomecánico para conseguir un CoCr forjado con un contenido en carbono por encima del 0,2%, similar al fundido, y una dispersión homogénea de los carburos de 2-3 µm de tamaño.

Los carburos firmemente adheridos a la matriz circundante son 5 veces más duros que la fase austenítica de éste aunque pueden ser un punto débil frente a la corrosión fatiga si bien no se ha podido confirmar un efecto positivo con este tratamiento<sup>49</sup>.

## TRATAMIENTOS Y RECUBRIMIENTOS DE SUPERFICIE

Se intenta mejorar el comportamiento de las superficies de los componentes metálicos mediante la implantación de iones o recubriendolas con una capa de otro material, pero las referencias de los diferentes intentos son escasas y suelen limitarse al propio autor de la idea, con los sesgos que ello conlleva.

Los tratamientos de superficie, como la implantación iónica, la pasivación oxidativa o la nitruración, han sido utilizados para incrementar la dureza de las superficies y la resistencia a la corrosión tanto del CoCr como del titanio (Ti), y reducir el desgaste del UHMWPE contrapuesto<sup>50</sup>.

El comportamiento del titanio nitrurado es en este sentido tan bueno como el del CoCr<sup>51</sup> aunque el espesor alcanzado por la capa no suele ser mayor de 100 nm y la duración de sus efectos beneficiosos no va más allá de unos pocos millones de ciclos<sup>52</sup>.

Las superficies articulares pueden recubrirse de mult capas, más o menos gruesas, de diferentes cerámicas como el nitruro de cromo o de titanio<sup>53</sup>, la alúmina o la zirconia, el carbono o el diamante amorfo<sup>52</sup> o policristalino<sup>54</sup>, con resultados prometedores, y el desgaste del polietileno frente a cabezas así constituidas es entre 10 y 50 veces menor y con un par diamante/diamante el desgaste es todavía mucho menor y su coeficiente de fricción el más bajo de todos los pares comparados<sup>52</sup>.

## MATERIALES PARA LA FIJACIÓN

El segundo problema que puede obligar la revisión de una artroplastia es el fallo de la fijación del implante al hueso que requiere una aceptación biológica y mecánica por parte del hueso circundante del elemento artificial insertado.

### Cementos

A pesar de sus inconvenientes como material heterogéneo, relativamente frágil, poco tenaz, susceptible al envejecimiento y a la fatiga e incapaz de ser integrado por los tejidos vecinos, el clásico polimetilmetacrilato (PMMA) continúa siendo el «cemento» por excelencia, sin que ninguna de las múltiples modificaciones lo haya mejorado<sup>55-57</sup>. De hecho, la mayor parte de las propuestas no han pasado de ser trabajos de laboratorio que no han tenido repercusión en clínica. Lo que ha mejorado es el método de cementación, aumentando la expectativa de supervivencia de las prótesis.

Los llamados «cementos biológicos» han presentado una alternativa seductora al ser, teóricamente, bien tolerados y capaces de incorporarse al sustrato óseo que los alberga. Sin embargo, la tarea es más complicada de lo que

aparece ya que la masa tiene que fraguar en un tiempo limitado por razones operativas y debe gozar de unas características mecánicas resistentes adecuadas a las cargas que ha de soportar. Eso ha hecho que habitualmente no se hayan utilizado en el campo de las artroplastias aunque hayan tenido éxito en otras indicaciones.

Yamamuro et al<sup>58</sup> presentaron un «cemento» en pasta y otro inyectable, fabricado a partir del polvo cristalino secundario a la fusión de una vitrocártica de óxido de calcio, silicio, fósforo y magnesio, tratado con  $\gamma$ -metacriloxi-propil-trimetoxi silano, añadiendo benzoil peróxido, bisfenol-a-glicidil-metacrilato, trietilenoglicol dimetacrilato y N,N-dimetil-p-toluidina. El fraguado se logra en 7 minutos, la temperatura en superficie de la masa es de unos 35°C, y su resistencia 220-270 MPa en compresión, 50 MPa en tracción y 120-135 MPa en flexión, superiores a las del PMMA. Su tenacidad a la fractura es de 1,6 MPa<sup>1/2</sup> y la resistencia de la unión hueso-«cemento» de 2,6 ± 1,4 MPa; al mes, 3,2 ± 1,5 MPa; a los tres meses y 4,7 ± 1 MPa a los seis meses, siendo muy superior a la del PMMA-hueso, sin observarse efectos adversos.

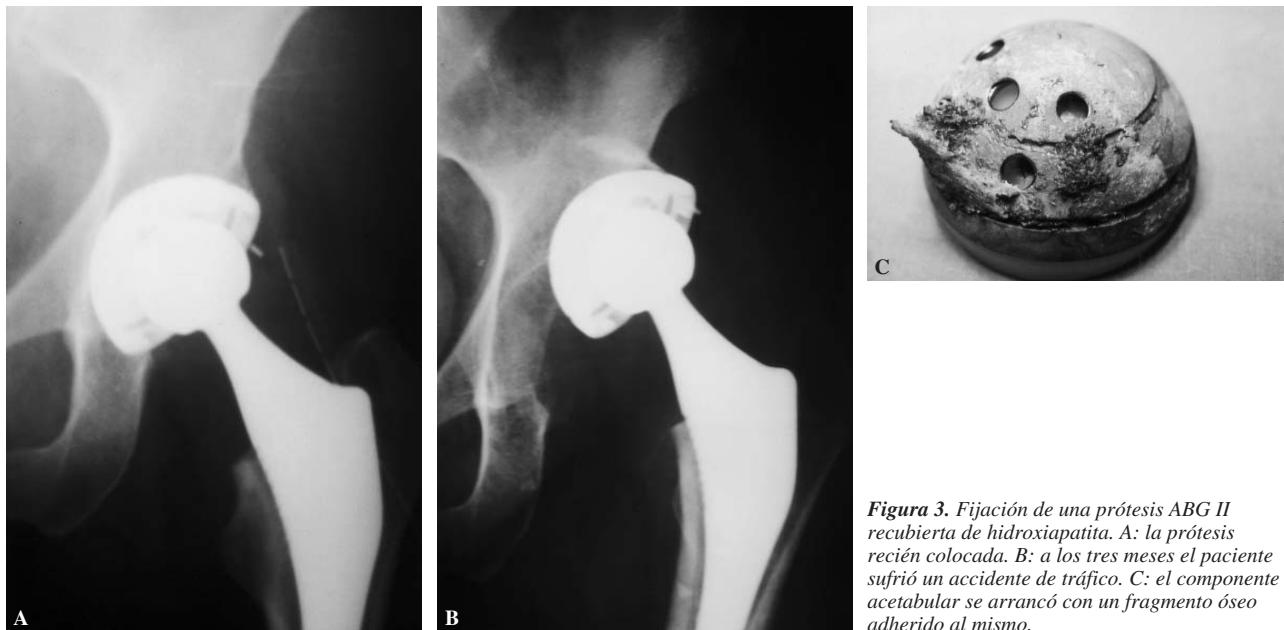
### Recubrimientos bioactivos

Esta línea comenzó en los años setenta<sup>59</sup>, siendo el material más empleado, dentro del sin número de formulaciones y compuestos, biocerámicas y biovidrios, la hidroxiapatita (HA), de la que se tiene ya una perspectiva clínica de casi 10 años<sup>60</sup>.

Es un campo lleno de incógnitas: la cristalinidad y la pureza del material, el grosor y la porosidad del recubrimiento, la forma de aplicarlo, el crecimiento óseo y su perdurabilidad. En general, se acepta que la pureza del material debe ser del 95%-97%<sup>61</sup> y la cristalinidad alrededor del 70% ya que si es mayor condiciona una menor bioactividad. Por debajo de esta cifra la HA es mucho más bioactiva pero puede disgregarse o disolverse con rapidez<sup>60</sup>.

El espesor óptimo del recubrimiento para promover el crecimiento óseo, sin que se produzca una reabsorción, es de 30  $\mu\text{m}$ <sup>61</sup>. La porosidad de la capa de HA disminuye su resistencia y acelera su reabsorción, pero al mismo tiempo la hace más bioactiva, así la HA densa es muy estable y poco reabsorbible con un comportamiento poco activo.

Para una fijación rápida es necesaria una cierta degradación de la hidroxiapatita hacia formas deficientes en calcio y carbonatadas. La formación de una capa rica en fosfato cálcico, una apatita carbonatada pobremente cristalizada, estimula la osteogénesis. Paradójicamente, la implantación de apatita carbonatada no tiene ese efecto<sup>62</sup>. En los biovidrios, compuestos de carbonato sódico, cálcico, pentóxido de fósforo y sílice, ocurre algo semejante para que su superficie sea activa. Para que se produzca la precipitación en superficie de una apatita biológica equivalente, el material tiene que gozar de una buena solubilidad<sup>62</sup>.



**Figura 3.** Fijación de una prótesis ABG II recubierta de hidroxiapatita. A: la prótesis recién colocada. B: a los tres meses el paciente sufrió un accidente de tráfico. C: el componente acetabular se arrancó con un fragmento óseo adherido al mismo.

Los procedimientos de deposición de la hidroxiapatita sobre el sustrato metálico de la prótesis, deposición por electroforesis y sinterizado, chorro de plasma o chorro inflamado, provocan cambios en la hidroxiapatita produciéndose una mezcla de oxihidroxiapatita y fosfato tricálcico y tetracálcico<sup>62</sup>.

Se ha comprobado que el hueso crece no sólo en la superficie sino que también penetra en la hidroxiapatita<sup>63</sup>. El efecto osteoinductor se inicia rápidamente tras la implantación, observándose mayor crecimiento óseo y resistencia en sistemas porosos recubiertos con hidroxiapatita respecto a la misma estructura no recubierta<sup>64</sup> (fig. 3). El promedio de superficie osteointegrada en relación al total de superficie activa es del 60%<sup>60</sup>, disminuyendo el grosor de la capa unas 15 µm en el primer año de la implantación<sup>61</sup>, siendo la supervivencia del recubrimiento evidente al menos durante 10 años<sup>60,61,63</sup>.

#### Materiales constitutivos del sustrato estructural

La intrusión en el hueso de un cuerpo de propiedades mecánicas totalmente diferentes provoca una alteración de la distribución de las solicitudes fisiológicas sobre el mismo. Aparecen picos tensionales y zonas de apantallamiento de tensiones que motivan una reacción adaptativa del hueso a la nueva situación que no siempre se logra ni resulta beneficiosa para la perdurabilidad del montaje.

La utilización general de prótesis no cementadas, prescindiendo del PMMA como elemento de ajuste con propiedades mecánicas intermedias a las de los dos elementos entre los que se colocaba interpuesto, obliga a afinar el diseño morfológico y las dimensiones de los componentes protési-

cos además de optimizar los materiales constitutivos. La obtención de una mayor o menor rigidez del implante radica en un compromiso entre la forma y el material.

Este problema se presenta ya en la superficie de las arthroplastias no cementadas con los recubrimientos porosos con los que se las dota. Para obviar esas diferencias entre el implante y el hueso se ha empleado el tantalio, un material que constituye a la vez el sistema poroso y el sustrato estructural del implante. El tantalio se puede fabricar con una estructura similar al hueso trabecular, una porosidad del 75%-80% y una red de poros, de unas 500 µm de diámetro, interconectados.

La resistencia en compresión del tantalio es de 50-80 MPa, mientras que la del hueso cortical es de 130-150 MPa, el trabecular entre 10 y 50 MPa y otros metales porosos entre 20 y 150 MPa. Su módulo elástico, es decir su rigidez, es de unos 3 GPa, entre los 15 GPa del hueso cortical, los 2 GPa del hueso subcondral y los 0,1 GPa del hueso trabecular, mucho más «fisiológica» que los 210 GPa del CoCr o los 110 Gpa del titanio<sup>65</sup>.

La ventaja de este sistema, con una buena biocompatibilidad química y mecánica, es que el hueso crece en su interior, llenando el 75% del volumen con hueso nuevo, y se remodela, ofreciendo esta fijación biológica el doble de resistencia que los sistemas porosos convencionales<sup>65</sup>. La experimentación realizada a este respecto no tiene por el momento una referencia en la que se plasmen resultados clínicos con los implantes cotiloideos que se han construido así, formando la malla de tantalio el continente metálico hemisférico en el que se inserta el componente de UHMWPE.

Para terminar, señalar que desde hace unos años se sustituyen las aleaciones metálicas clásicas de los vástagos pro-

tésicos por otros materiales de módulo elástico más afines al hueso, como por ejemplo el titanio  $\beta$  aleado con molibdeno, zirconio y hierro Ti-12Mo-6Zr-2Fe, o empleando exclusivamente polímeros como el poliacetal<sup>66</sup>, o compuestos polímero-fibra de carbono<sup>67</sup> o fibra de carbono en matriz de carbono<sup>68</sup>. Los resultados han sido insatisfactorios con alguno de los materiales citados por no lograr el módulo elástico apropiado, siendo los implantes excesivamente flexibles<sup>69,70</sup>, aunque otros materiales han dado resultados esperanzadores y se emplean satisfactoriamente en clínica, como es el caso de la aleación de titanio citada con la que se fabrica la parte proximal de los vástagos del sistema de prótesis de cadera no cementada ABG II® o la prótesis Epoch® con un vástago constituido por un alma de CoCr forjado, una capa de PEK y una superficie porosa de fibras de titanio. Así consiguen una rigidez en flexión similar a la del fémur y mucho menor que la de un vástago correspondiente de titanio o de CoCr<sup>71</sup>.

Se está recorriendo un camino iniciado hace más de 30 años y aunque el tipo de material es una parte muy importante de las prótesis articulares su resultado no depende únicamente de sus características mecánicas sino de la suma y combinación de múltiples factores. Un buen resultado en laboratorio no siempre se sigue de un buen resultado clínico. Hoy por hoy, entre las superficies articulares el par CoCr/UHMWPE sigue siendo el patrón de referencia y, después de muchas investigaciones, el cemento por excelencia sigue siendo el polimetilmetacrilato.

En conclusión, la utilización en clínica de un nuevo biomaterial debe ir precedida de un profundo y minucioso estudio experimental del mismo, y sólo debe implantarse cuando las supuestas ventajas superen los posibles inconvenientes, y éstos no supongan riesgo para el paciente, pues a corto plazo casi todo funciona, no así con el transcurso del tiempo. Los buenos resultados de hoy pueden ser los recambios del mañana, para lo cual se requiere un seguimiento prolongado.

## BIBLIOGRAFÍA

- McKellop H. Assessment of wear of materials for artificial joints. En: Callaghan J, Rosenberg A, Rubash H, editors. The adult hip. New York: Lippincott, 1998; p. 231-46.
- Sochart DH. Relationship of acetabular wear to osteolysis and loosening in total hip arthroplasty. Clin Orthop 1999; 363:135-50.
- Maccauro G, Piconi C, Proietti L, Timpanaro M, De Santis V, Magliocchetti G, et al. Analysis of the catastrophic failure of a THR: The role of the acetabular component. Hip Int 2001;11:201-8.
- Wroblewski BM, Siney PD, Fleming PA. Low-friction arthroplasty of the hip using alumina ceramic and cross-linked polyethylene: A ten year follow-up report. J Bone Joint Surg Br 1999;81B:54-5.
- Oonishi H, Saito M, Kadoya Y. Wear of high-dose gamma irradiated polyethylene in total joint replacement. Long term radiological evaluation. Trans 44<sup>th</sup> Annual Meeting of the Orthop Res Soc 1998. p. 97.
- Grobbelaar CJ, du Plessis TA, Marais F. The radiation improvement of polyethylene prostheses: A preliminary study. J Bone Joint Surg Br 1978;60B:370-4.
- Wang A, Polineni VK, Essner A, Sun DC, Stark C, Dumbleton JH. Effect of radiation dosage on the wear of stabilized UHMWPE evaluated by hip and knee joint simulators. Trans 23rd Annual Meeting of the Soc Biomat 1997; p. 394.
- McKellop H, Shen F, Lu B, Campbell P, Salovey R. Development of an extremely wear-resistant ultrahigh molecular weight polyethylene for total hip replacement. J Orthop Res 1999;17:157-67.
- Gillis AM, Schmieg JJ, Bhattacharyya S, Li S. An independent evaluation of the conditions. Trans 25<sup>th</sup> Annual Meeting of the Soc Biomat 1999; p. 216.
- Schmalzried TP, McKellop HA. Rationale for crosslinked polyethylene in hip and knee replacement surgery. Current Opinion in Orthop 2000;11:397-402.
- McKellop HA. Bearing surfaces in total hip replacements: State of the art and future developments. Instruc Course Lect 2001;50:165-79.
- Bauer TW. Total hip arthroplasty wear reduction technology: Cross-linked polyethylene. Orthopedic Special Edition 2000; 6:27-31.
- Manley MT, Capello WN, D'Antonio JA, Edidin AA. Highly crosslinked polyethylene acetabular liners for reduction in wear in total hip replacement. 67<sup>th</sup> Annual Meeting Proceedings of the American Academy of Orthopaedic Surgeons, 2000; p. 275.
- Edidin AA, Kurtz SM. The evolution of paradigms for wear in total joint arthroplasty: The role of design, material, and mechanics. Disponible en: [www.uhmwpe.org](http://www.uhmwpe.org) 2000; p.1-14.
- Muratoglu OK, Bragdon CR, O'Connor DO, Skehan H, Delaney J, Jasty M, et al. The effect of temperature on radiation cross-linking of UHMWPE for use in total hip arthroplasties. Trans 46<sup>th</sup> Annual Meeting of the Orthop Res Soc 2000; p. 547.
- McKellop H, Shen F, DiMaio W, Lancaster G. Wear of gamma-crosslinked polyethylene acetabular cups against roughened femoral balls. Clin Orthop 1999;369:73-82.
- Latour RA, Black J. Development of FRP composite structural biomaterials: Ultimate strength of the fiber/matrix interfacial bond *in vivo* simulated environments. J Biomed Mat Res 1992;26:593-606.
- Ainsworth R, Farling G, Bardos D. An improved bearing material for joint replacement prostheses: carbon fiber reinforced UHMW polyethylene. Trans 23rd Annual Meeting of the Orthopaedic Research Society 1977; p. 120.
- Farling GM, Greer K. An improved bearing material for joint replacement prostheses: carbon fibre-reinforced ultra high molecular weight polyethylene. En: Hastings GW, Williams DF, editors. Mechanical properties of biomaterials. New York: John Wiley&Sons, 1980; p. 53-64.
- Huetten W, Keuscher G, Nietert M. Carbon fibre-reinforced polysulfone-thermoplastic composites. En: Ducheyne P, Van der Perre G, Aubert AE, editors. Biomaterials and Biomechanics 1983. Amsterdam: Elsevier, 1984; p. 167-72.
- Skinner HB. Composite technology for total hip arthroplasty. Clin Orthop 1988;235:224-36.
- Henderson JD, Mullarky RH, Ryan DE. Tissue biocompatibility of kevlar aramid fibers and polymethylmethacrylate composites in rabbits. J Biomed Mat Res 1987;21:59-64.
- Boenisch B. Five year functionality study of carbon fibre

- reinforced acetabular implants in dogs. En: Heimke G, Soltész V, Lee AJC, editors. Advances in Biomaterials, Vol 9. Amsterdam: Elsevier, 1990; p. 391-6.
24. Moore R, Beredjiklian P, Rhoad R, Theiss S, Cuckler J, Ducheyne P, et al. A comparison of the inflammatory potential of particulates derived from two composite materials. *J Biomed Mat Res* 1997;34:137-47.
  25. Akay M, Aslan N. Numerical and experimental stress analysis of a polymeric composite hip joint prosthesis. *J Biomed Mat Res* 1996;31:167-82.
  26. Wright TM, Rimmac CM, Faris PM, Bansal M. Analysis of surface damage occurring in carbon fiber-reinforced and plain polyethylene tibial components from posterior stabilized type total knee replacement. *J Bone Joint Surg Am* 1988;70A: 1312-27.
  27. Cogswell FN, Hopprich M. Environmental resistance of carbon fiber-reinforced poly ether ketone. *Composites* 1983; 14:251-3.
  28. Stober EJ, Seferis JC, Keenan JD. Characterization and exposure of poly ether ether ketone (PEEK) to fluid environments. *Polymer* 1984;25:1845-52.
  29. Ma C, Yur S. Environmental effects on the water absorption and mechanical properties of carbon fiber reinforced PPS and PEEK composites. *Polym Eng Sci* 1991;31:34-9.
  30. Williams DF, McNamara A, Turner RM. Potential of poly ether ether ketone (PEEK) carbon-fiber-reinforced PEEK in medical applications. *J Mater Sci Let* 1987;6:188-90.
  31. Wenz LM, Merritt K, Moet A, Steffe AD. *In vitro* biocompatibility of poly ether ether ketone and polysulfone composites. *J Biomed Mater Res* 1990;24:207-15.
  32. Fernández Fairen M, Polineni VK, Wang A. *Ensayo de nuevos materiales en el acetáculo de prótesis totales de cadera*. En: Ferriol F, editor. Ciencias Básicas aplicadas a la Cirugía Ortopédica. Curso Básico Fundación SECOT. Universidad de Navarra, Pamplona: 1999; p. 321-9.
  33. Wright TM, Astion DJ, Bansal M, Rimmac CM, Green T, Insall JN, et al. Failure of carbon fiber-reinforced polyethylene total knee-replacement components. *J Bone Joint Surg Am* 1988;70A:926-32.
  34. Boutin P. Arthroplastie totale de hanche par prothèse en alumine frittée. *Rev Chir Orthop* 1972;58:229-46.
  35. Mittelmeier H, Heisel J. Sixteen-years' experience with ceramic hip prostheses. *Clin Orthop* 1992;282:64-72.
  36. Lerouge S, Yahia L, Sedel L. Alumina ceramic in total joint replacement. En: Sedel L, Cabanel ME, editors. *Hip Surgery: Materials and Developments*. London: Martin Dunitz, 1998; p. 31-40.
  37. Clarke IC. Role of ceramics implants: Design and clinical success with total hip prosthetic ceramic-to-ceramic bearings. *Clin Orthop* 1992;282:19-30.
  38. García-Cimbrelo E, Martínez-Sayanes JM, Minuesa A, Munuera L. Mittelmeier ceramic-ceramic prosthesis after 10 years. *J Arthroplasty* 1996;11:773-81.
  39. Sedel L. Evolution of alumina-alumina implants. A review. *Clin Orthop* 2000;379:48-54.
  40. Bizot P, Nizard R, Hamadouche M, Hannouche D, Sedel L. Prevention of wear and osteolysis. *Clin Orthop* 2001;393:85-93.
  41. Walter IA. On the material and the tribology of alumina-alumina couplings for hip joint prostheses. *Clin Orthop* 1992; 282:31-46.
  42. Witwoet J, Nizard R, Sedel L. Ceramic on ceramic bearing surfaces. En: Learmonth ID, editor. *Interfaces in total hip arthroplasty*. London: Springer-Verlag, 2000. p. 143-50.
  43. Skinner HB. Ceramic bearing surfaces. *Clin Orthop* 1999; 369:83-91.
  44. Sedel L. Alumina on polyethylene bearings. En: Learmonth ID, editor. *Interfaces in total hip arthroplasty*. London: Springer-Verlag, 2000. p. 135-41.
  45. Cales B. Zirconia as a sliding material. Histologic, laboratory, and clinical data. *Clin Orthop* 2000;379:94-112.
  46. Villermaux F, Calès B. Zirconia heads in ceramic-ceramic THPs. Finite element analysis and hip joint simulator wear tests. *2<sup>nd</sup> Meeting on Alternate Bearing Surface*; octubre 1999; San Francisco, EE.UU., p. 1-13.
  47. Affatato S, Testoni M, Cacciari GL, Toni A. Mixed-oxides prosthetic ceramic ball heads: Part 2. Effects on the ZrO<sub>2</sub> fraction on the wear of ceramic on ceramic joints. *Biomaterials* 1999;20:1925-9.
  48. Schmidt M, Weber H, Schon R. Cobalt chromium molybdenum metal combination for modular hip prostheses. *Clin Orthop* 1996;329(Suppl):35-47.
  49. Chan FW, Bobyn JD, Medley JB, Krygier JJ, Tanzer M. Wear and lubrication of metal-on-metal hip implants. *Clin Orthop* 1999;369:10-24.
  50. Williams JM, Riester L, Pandey R, Eberhardt AW. Properties of nitrogen implanted alloys and comparison materials. *Surf Coat Technol* 1996;88:132-8.
  51. Sioshansi P. Ion implantation improves wear resistance of titanium. *Orthopedics Today* 1990;10:24-6.
  52. Santavirta SS, Lappalainen R, Pekko P, Anttila A, Konttinen Y. The counterface, surface, smoothness, tolerances, and coatings in total joint prostheses. *Clin Orthop* 1999;369:92-102.
  53. Pappas MJ, Makris G, Buechel FF. Titanium nitride ceramic film against polyethylene. A 48 million cycle wear test. *Clin Orthop* 1995;317:64-70.
  54. Taylor JK, Pope BJ. The development of diamond as a bearing for total hip arthroplasty. *67<sup>th</sup> Annual Meeting of the AAOS*, 2000.
  55. Pilliar RM, Blackwell R, Macnab I, Cameron HU. Carbon fiber reinforced bone cement in orthopaedic surgery. *J Biomed Mater Res* 1976;10:893-906.
  56. Henning W, Blencke BA, Brömer H, Deutscher KK, Gross A, Ege W. Investigations with bioactivated polymethylmethacrylates. *J Biomed Mater Res* 1979;13:89-99.
  57. Planell JA, Vila MM, Gil FJ, Driessens FCM. Acrylic bone cements. En: Wise DL, Trantolo DJ, Altobelli DE, Yaszemski MJ, Gresser JD, Schwartz ER, editors. *Encyclopedic Hanbook of Biomaterials and Bioengineering*. Part B: Applications. Vol 2. New York: Marcel Decker, 1995; p. 879-921.
  58. Yamamoto T, Nakamura T, Iida H, Kawanabe K, Matsuda Y, Ido K, et al. Preclinical and clinical application of bioactive bone cement. En: Sedel L, Cabanel ME, editors. *Hip Surgery: Materials and Developments*. London: Martin Dunitz, 1998; p. 83-7.
  59. Hench LL, Splinter RJ. Bonding mechanisms at the interface of ceramic prosthetic materials. *J Biomed Mater Res* 1971; 2:117-41.
  60. Geesink RGT, Hoefnagels NHM. Hydroxyapatite coatings: clinical and retrieval analysis data. En: Sedel L, Cabanel ME, editors. *Hip Surgery: Materials and Development*. London: Martin Dunitz, 1998; p. 253-65.
  61. Eldridge JD, Learmonth ID. Component bone interface in cementless hip arthroplasty. En: Learmonth ID, editor. *Interfaces in Total Hip Arthroplasty*. London: Springer-Verlag, 2000; p. 71-80.
  62. Ducheyne P. Bioactive calcium phosphate ceramics and glasses. En: Sedel L, Cabanel ME, editors. *Hip surgery: materials and development*. London: Martin Dunitz, 1998; p. 74-

- 82.
63. Capello WN, D'Antonio JA, Manley MT, Feinberg JR. Hydroxyapatite in total hip arthroplasty: Clinical results and critical issues. *Clin Orthop* 1998;355:200-11.
64. Tisdel CL, Goldberg VM, Parr JA, Bensusan JS, Staikoff LS, Stevenson S. The influence of a hydroxyapatite and tricalcium-phosphate coating on bone ingrowth into titanium fiber-metal implants. *J Bone Joint Surg Am* 1994;76A:159-71.
65. Bobyn JD, Hacking SA, Chan SP, Toh K-K, Krygier JJ, Tanzer M. Characterization of a new porous tantalum biomaterial for reconstructive orthopaedics. 66<sup>th</sup> Annual Meeting AAOS 1999.
66. Morscher EW, Dick W. Cementless fixation of «isoelastic» hip endoprostheses manufactured from plastic materials. *Clin Orthop* 1983;176:77-87.
67. Evans SL, Gregson PJ. Composite technology in load bearing orthopaedic implants. *Biomaterials* 1998;19:1329-42.
68. Christel P, Meunier A, Leclercq S. Development of a carbon-carbon hip prosthesis. *J Biomed Mater Res* 1987;21:191-218.
69. Maathuis PGM, Visser JD. High failure rate of soft-interface stem coating for fixation of femoral endoprostheses. *J Arthroplasty* 1996;11:548-52.
70. Allcock S, Ali MA. Early failure of a carbon-fiber composite femoral component. *J Arthroplasty* 1997;12:356-8.
71. Glassman AH, Crowninshield RD, Schenk R, Herberts P. A low stiffness composite biologically fixed prosthesis. *Clin Orthop* 2001;393:128-36.