

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

Tomando la definición de ingeniería como la aplicación del conocimiento tecnológico para mejorar la vida de todo ser humano en equilibrio con su medio ambiente, el presente trabajo se enfoca precisamente en aplicar la ingeniería de materiales en busca de una mejor vida para miles de personas que requieren de un implante artificial [1].

En una publicación reciente [2], se incluyó a la operación de implante total de cadera como uno de los 12 avances más importantes que se lograron en el campo de la medicina en el siglo que recién ha terminado. A pesar del gran éxito del implante artificial y de los avances en la utilización de nuevos diseños y materiales [3], aún existen 2 principales problemas. Estos son la pérdida de fijación al hueso humano y el desgaste de los componentes artificiales [4]. El primer problema se ha solucionando conforme han avanzado las técnicas quirúrgicas, sin embargo el segundo problema no se ha podido resolver definitivamente. Este cae en una de las nuevas ciencias que se han desarrollado durante la segunda mitad del siglo XX [5]: la tribología, cuyo campo de estudio son los fenómenos que ocurren en superficies en contacto bajo esfuerzos y desplazamientos relativos. Estos fenómenos son de fricción, lubricación y desgaste.

El reemplazo de huesos deteriorados por enfermedades o por fracturas traumatológicas ha sido un reto que ha atraído a científicos de varias especialidades. Investigadores como Reiner W. Erdle (técnico dental) y su cuñado Carlos H. Prange (ingeniero en el ramo metalúrgico), estuvieron trabajando con diferentes aleaciones modificando contenidos de elementos así como el proceso para la obtención de implantes dentales. El resultado final de una serie de investigaciones por Erdle y Prange fue el desarrollo de la aleación Vitallium (cobalto-cromo) la cual mostraba las características necesarias para implantes quirúrgicos internos.

La prótesis fémur-cadera esta formada por una parte metálica (vástago-cabeza femoral) la cual esta acoplada en una copa acetabular generalmente fabricada con polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE). La unión de estos dos elementos forma el mecanismo de una rótula que permite la movilidad para que el paciente pueda volver a caminar. Estos implantes empezaron a surgir a mediados del siglo pasado teniendo éxito, sin embargo en pacientes jóvenes, quienes tienen mucho mayor actividad relativamente a pacientes de tercera edad, se han presentado problemas de desgaste en la copa acetabular de la prótesis metálica, es decir en el polímero (UHMWPE). Las consecuencias principales de desgaste en la copa de UHMWPE son la disolución del hueso (ostéolisis) y la formación de infecciones las cuales provocan un agudo dolor en el paciente teniendo que someterse de nuevo a una intervención quirúrgica.

Existen varias aleaciones metálicas que son utilizadas para prótesis. Una de las más comunes es la aleación Co-Cr-Mo-C y ha sido estandarizada por la norma ASTM F75. La fabricación de prótesis puede realizarse por diversos métodos, entre los más importantes, se pueden citar el proceso de forjado, metalurgia de polvos, maquinado a partir de una barra y finalmente el método de fusión y vaciado de precisión que fue el utilizado para la obtención de muestras en el presente estudio, el método de fusión y vaciado de precisión comúnmente conocido como el método de cera pérdida forma el prototipo metálico, sin embargo cuando se utiliza aleación ASTM F75 es necesario incrementar sus propiedades mecánicas mediante un tratamiento térmico de solución el cual tiene como objetivo disolver y distribuir carburos en la matriz.

Las superficies de ambos componentes de una prótesis quirúrgica de articulación, ASTM F75 y UHMWPE son parámetros críticos en el comportamiento tribológico. Uno de los parámetros más importantes del metal es la rugosidad la cual depende de tamaño de carburos, grado de pulido así como de la porosidad del material. Durante el proceso de tratamiento térmico del metal se pueden generar fases muy duras y frágiles las cuales se desprenden durante el procedimiento de pulido, dejando huecos los cuales incrementan la rugosidad y el coeficiente de desgaste.

Objetivo: Correlacionar la rugosidad y la porosidad con la formación de fases frágiles en la superficie de la aleación ASTM F75 que se originan durante el tratamiento térmico.

Metas: a) Recomendar el tratamiento térmico adecuado de la aleación ASTM F75 en condición de colada para obtener una microestructura libre de fases frágiles intermetálicas. b) Obtener las diferencias morfológicas entre los diferentes tipos de poros inducidos en el proceso de fabricación.

Hipótesis: El comportamiento tribológico (fricción y desgaste) de los materiales de prótesis (aleación ASTM F75) depende de la rugosidad de la superficie de contacto. A su vez, la rugosidad depende de las técnicas de fabricación, fases presentes y operaciones de pulido. Existen fases frágiles que se pueden formar dependiendo de la velocidad de calentamiento durante el tratamiento térmico.

Metodología: Se obtendrán muestras de aleación ASTM F75 para posteriormente realizarles tratamientos térmicos a diferentes velocidades de calentamiento a fin de determinar si se tiene alguna influencia en la formación de fases TCP (topologically compact phases). Si es así, se evaluará si esas fases tienen influencia sobre la porosidad y rugosidad de la superficie. Las muestras tratadas térmicamente se analizarán en microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Por análisis de imágenes se cuantificará la fracción de área ocupada por partículas que puedan influir en la rugosidad, ésta será evaluada antes y después de los tratamientos térmicos.

Limitaciones: Este estudio se realiza solamente en un tipo de aleación. La aleación ASTM F75 y los resultados no se pueden extrapolar a otro tipo de aleaciones para implantes. Las aleaciones Co-Cr-Mo-C, forman aleaciones complejas cuyos diagramas de fase aún no están determinados, siendo esta una limitación para este estudio.

Referencias

- [1] Notas de clase (Ciencia de los materiales) Alberto Pérez, DIMAT-UANL-FIME 1999
- [2] J. Lefanu. The Rise and Fall at modern Medicine. Little Brown Edit. London, U.K. 1999
- [3] Marco Antonio Lazcano Marroquín. Hemiarthroplastia de cadera tipo Lazcano para fracturas intertrocantericas, Ed. JGH, 1998
- [4] D. Downson, ENGINEERING NEWS, july 1992
- [5] I. M. Hutchings, Tribology, ed. Edward Arnold. 1992

Capítulo 2

LOS IMPLANTES ORTOPÉDICOS A TRAVÉS DEL TIEMPO

2.1 Mundo antiguo (400 A.C.)

Hipócrates (griego) describió un mecanismo fijador externo para tibia fracturada, fabricado con soportes de piel colocados alrededor del tobillo y por debajo de la rodilla. Los soportes se conectaban con cuatro pequeñas varillas longitudinales paralelas a la tibia. El propósito de este dispositivo fue liberar de tensiones a la extremidad tal como se muestra en la figura 2.1

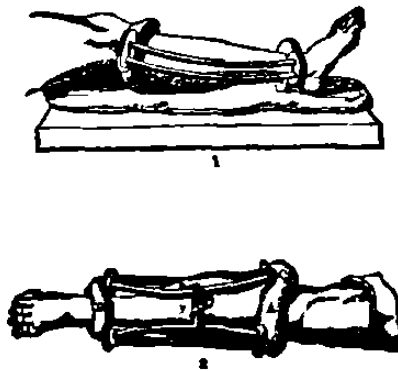


Figura 2.1 Mecanismo para fijar la tibia según Hipocrates

Hipócrates también trabajó con las curvas fisiológicas y sus funciones en la espina dorsal. Además, propuso el tratamiento de la “curvatura aparente” (escoliosis), la cual puede lograrse aplicando un esfuerzo en el hombro y cadera sobre una base de la extensión.

2.2 Periodo 1800- 1850

- 1804: B.A. Beell (E.U.A.) observó corrosión galvánica en alfileres de acero recubiertos de plata usados para cerrar heridas.
- 1829: H.S. Levert (E.U.A.) realizó los primeros experimentos implantando diferentes materiales en animales con el fin de conocer las reacciones secundarias de estos. Los materiales implantados fueron: oro, plata, plomo y platino. Los experimentos se realizaron especialmente en perros siendo el platino el más tolerado.
- 1849: Malgainge (Francia) encontró que los implantes metálicos son una causa de gangrena. Diseñó un gancho metálico ajustable que perfora la piel para inmovilizar una fractura inestable proporcionando estabilidad momentánea.
- 1846-1850: William Morton (E.U.A.) y Sir James Simpson (Escocia) introducen éter y cloroformo como agentes anestésicos.

2.3 Periodo 1860- 1920

- 1860: Joseph Lister (Inglaterra) introduce técnicas asépticas quirúrgicas con las cuales se logran grandes progresos en todos los aspectos de la surgida especialidad de ortopedista.
- 1862: E. Gurlt (Alemania) publicó el libro "Handbuch der von den Knochenbruchen", donde describe las técnicas de Reducción Abierta y Fijación Interna (ORIF) para uso de tornillos y clavos con el fin de estabilizar fracturas intra-articulares.
- 1870: L. Oullier (Francia) introduce técnicas con soportes de yeso para inmovilización de fracturas.

- 1886: H. Hansmann (Alemania) Primero en reportar el uso de placas para ORIF. Empleo láminas de acero con una aleación de plata y níquel además de los tornillos para asegurar la placa. La placa tenía 90 grados de inclinación lo cual permitía su fácil extracción.
- 1890: Elie Lambotte (Bélgica) uso alambres para saturar y tornillos para tratar fracturas oblicuas de la parte inferior de la pierna con la técnica ORIF.
- 1898: P. Fiedrich (Alemania) reportó que la extracción de tejido muerto de una herida abierta es crucial para una fácil curación.
- 1907: Alvin Lambotte (Bélgica) Usó diferentes técnicas para la fijación de huesos, tal como las observadas en la figura 2.2

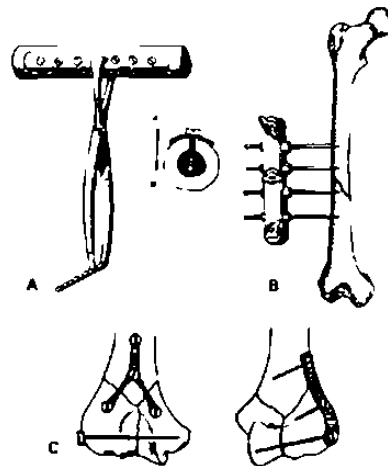


Figura 2.2 A) Fórceps y placas curvas para mejor acoplamiento de placa-hueso con fijación de tornillos. B) Fijación externa C) Fijación interna .

- 1908: H. Von Baeyer (Alemania) implantó cobre y zinc en tiras observando la alineación axial de componentes celulares con la expectación de un campo de líneas de corrosión debidas a la disolución del zinc.

1909: Alvin Lambotte (Belgica) evalúa el uso de latón, aluminio, plata y placas de cobre, sin embargo todos estos materiales fueron desechados por su baja resistencia mecánica. También combinó placas de magnesio con tornillos de acero para la curación de fracturas observando la disolución de estas placas, recomendando usar acero suave recubierto con oro o níquel.

1911: R.A. Hibbs (E.U.A.) publicó un artículo sobre una técnica para la fusión espinal. Hibbs conformó la primer fusión espinal para tuberculosis y después un procedimiento similar para la escoliosis. Con F. Albee, coincidió en usar hueso puntal entre la espina procesada para alcanzar una fusión, ver figura 2.3.

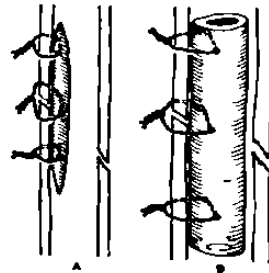


Figura 2.3 Estabilización de hueso mediante sutura con ganchos

1913: Alvin Lambotte (Bélgica) publicó "*El Tratamiento Operativo de Fracturas*", donde hace alusión a las principales funciones de fijación interna, ver figura 2.4.

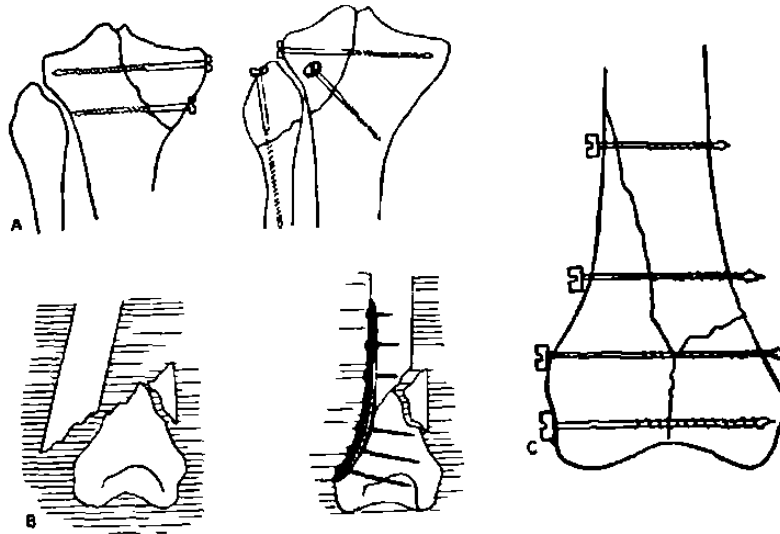


Figura 2.4 Fijación interna de fracturas intra-articulares de la tibia

1913: E. Hey-Groves (Inglaterra) examinó la tolerancia del cuerpo humano a una variedad de implantes utilizando diferentes placas, tornillos y ganchos.

W. Lane (Inglaterra) desarrollo la técnica de implantación “no-touch” para placas. Lane notó la reducción de infecciones y distinguió las fracturas provocadas por la rápida corrosión de los implantes metálicos (interacción entre tejido y material).

1914: W. Sherman (E.U.A.) evaluó 55 diferentes tipos de placas y notó que las fracturas mecánicas ocurrían originándose en el primer agujero del tornillo. Sherman introdujo el uso de acero de alto carbono aleado con vanadio para mejorar la dureza y retener la ductilidad. También mejoró el diseño de la placa para reducir el número de barrenos. También notó una relación entre el uso del vanadio y las manchas del área circundante al tejido, después de 6 semanas.

2.4 Periodo 1920-1950

1924: A. Ziorold (E.U.A.) publicó un estudio sobre la reacción de los tejidos con respecto a varios materiales implantados en perros, descubriendo que el hierro y el acero presentaba corrosión rápidamente causando reabsorción del hueso adyacente. El cobre, magnesio, aleaciones de aluminio, zinc, y níquel afectan al tejido. El oro, plata, plomo o aluminio de alta pureza son tolerados. Notó que la aleación “Stellite” (Co-Cr-Mo) es muy tolerada y tiene alta resistencia.

1925: Erdle y Prange desarrollan satisfactoriamente una técnica de fabricación para moldear una hoja de acero inoxidable de 18 8 sumamente delgada sobre un molde de una impresión dental usando una prensa hidráulica de alta presión. Estos “Wipla Bases,” como ellos le llamaron alcanzan una restauracion dental con un mejoramiento notable.

Por otra parte Prange abandona su trabajo anterior (General Eléctrico) para ayudar a Erdle a desarrollar las “Bases de Wipla” en una empresa viable de negocio. Erdle, el inventor y Prange, el ingeniero y hombre de negocios. Ellos forman una empresa dedicada a implantes.

- 1926 M. Large (E.U.A.) reportó resultados favorables con un acero inoxidable con contenidos de molibdeno “Acero Molybdenum”. El acero inoxidable 18%Cr-8%Ni es introducido como un material de implante para reemplazar aleaciones de acero al vanadio, la reducción en corrosión es evidente.
- 1929 Surgimientos de la aleación “Vitallium” (65%Co- 30%Cr- 5%Mo) aleación desarrollada y usada exitosamente por los dentistas.
- 1930 Surgen los tornillos para enlazar placas para espinas dorsales.
- 1931 M. Smith-Peterson (E.U.A.) usó clavos de una aleación de acero “tri-flanged” para estabilizar un femoral con fractura.
- 1932 Prange patenta un molde de dentadura metálica. Se presenta comercialmente la aleación “Vitallium Dental” quedando registrada como marca registrada de los laboratorios Austenal.
- 1936 C. Venable y W. Stuck (E.U.A.) presentaron un estudio donde demostraban que la aleación vitallium no tenía reacciones en implantes realizados con animales.
- 1923-37 M. Smith-Peterson (E.U.A.) utilizó vidrios y baquelitas para recubrir las cabezas artríticas femorales. Notó la formación de fibras de glicerina sobre los lados de las articulaciones después de remover. Mas tarde trabajó con las cavidades de interposición para la aleacion Co-Cr-Mo (Vitallium) resultando con gran éxito, esto marcó un inicio para la reconstrucción de las articulaciones disipando un gran avance en la ortopedia.

- 1937 L. Thorton y MC Laughlin (E.U.A.) Utilizaron placas “Smith-Peterson” para fijar tornillos a la caña femoral. Aún tuvieron fracturas mecanicas.
- 1938 R. Hoffman (Inglaterra) introduce un nuevo diseño para fijación externa usando acero inoxidable. Mas tarde en 1960 fue modificado por Vidal y Andrey quienes mejoraron este diseño.
- 1938 Wiles (Inglaterra). Fue el primer médico en remplazar la articulación de cadera-pelvis. La copa acetubular fue estabilizada con dos tornillos pélvicos mientras que el vástago de la bola fue insertado en el cuello femoral estabilizándose por medio de una placa con tornillos. Después de 10 años se observo en radiografías una evidente perdida de material por algún mecanismo de desgaste.
- 1940 W. Campbell (E.U.A.) Usó placas de Vitallium sustituyendo una rodilla. No fue muy exitoso.
- 1939-42 H. Bohlman y A. Moore (Inglaterra) remplazaron la cabeza femoral con una bola de Vitallium común. Moore continuó desarrollando investigaciones y diseños de prototipos. En la actualidad las prótesis de Austin Moore se siguen utilizando.
- 1947 J. Cotton (Inglaterra) Mencionó los posibles usos del titanio y sus aleaciones en aplicaciones quirúrgicas.

En E.U.A, el comité sobre el tratamiento de fracturas del “Colegio Americano de Médicos Ortopedistas”, decidió establecer especificaciones para placas de hueso y tornillos. Los materiales recomendados eran: Vitallium, acero inoxidable (19% Cr 9% Ni), y tantalio puro.

Danis (Bélgica) publicó “La Teoría y Práctica de Fijaciones Internas”, dentro de la cual presentó una placa de compresión especial que proporciona una estabilización rígida en fracturas de antebrazo. Su mayor contribución fue un concepto biológico de curaciones primarias de hueso.

2.5 Periodo 1950-1970

- 1950 Herzog modificó la geometría de la curvatura de los medulares rígidos, para fracturas de la tibia.
- Muller (Suiza), Ferguson y Laing (EUA) popularizaron la aplicación de fijaciones internas con clavos y placas para facilitar la inmovilización.
- 1951 F. Thompson (E.U.A.) diseñó una prótesis femoral con un vástago curvo.
- 1953 E. Haboush (E.U.A.) reporta el uso “en vivo” del cemento acrílico en curaciones dentales de reemplazo de tallo en el canal medular para proveer estabilidad y prevenir aflojamiento.
- 1956 G. K. Mc Kee y J. Watson-Farrar (Inglaterra) desarrollaron un reemplazo de “cadera total” al incorporar una esfera metálica con una copa acetabular también hecha de metal. El método de oseointegración utilizado fue por cementación. Se observó que metal sobre metal producía en algunos casos desgaste lo cual generaba altos niveles de complicación.
- 1959 Surgimiento de uniones mecánicas para los dedos de las manos y los pies.
- 1958-63 J. Charnley (Inglaterra) es reconocido como el innovador efectivo de los reemplazos totales de cadera. Además desarrolló el uso de cemento acrílico como anclaje de vástago femoral. Charnley empezó a utilizar el teflón lo cual no

tuvo buenos resultados, posteriormente introduce el polietileno de alta densidad (HDPE) resultando una baja fricción en las articulaciones, lo cual mejoró notablemente la durabilidad de los implantes de cadera. El trabajo de Charnley se tomo como base para la estandarización de operaciones de reemplazos de cadera total por los próximos 30 años. En la actualidad se siguen utilizando los diseños y procedimientos propuestos por Charnley.

2.6 Periodo 1970-1990's

En la últimas 3 décadas se combinaron los esfuerzos de médicos, científicos e ingenieros para desarrollar adelantos tecnológicos como recubrimientos porosos, capas bioactivas, cirugía apoyada con programas computacionales como el CAD, materiales compósitos, técnicas avanzadas para la producción de implantes así como nuevas modificaciones a los diseños para mejor acoplamiento a la anatomía humana según sus características.

- 1990 Lazcano (México) diseña un implante femoral tomando en cuenta diferencias geométricas entre huesos de hombre, mujer y grupos raciales.
- 1999-2000 Trejo, García, Hernández y Pérez (México) Desarrollan tratamientos térmicos para minimizar el desgaste de implantes totales de cadera de aleación ASTM F75.

En la figura 2.5 se muestran diferentes diseños de prótesis para implante total de cadera, abarcando el periodo 1939-1972.

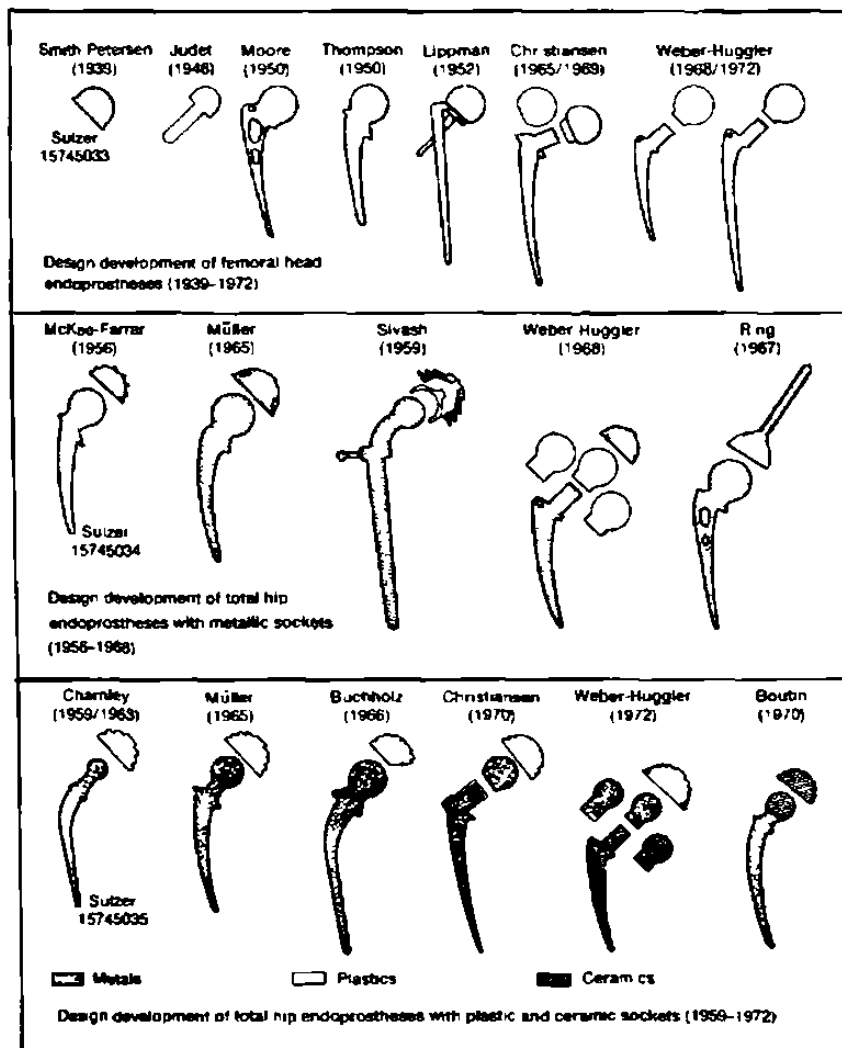


Figura 2.5 Diseños para implante de cadera total (Sulzer Bros Ltd Winterthur, Switzerland)

Referencias

- [1] AcroMed, AcroMed Spinal, Las soluciones para la Deformidad Pathologies. , 1997;.: Cleveland, OH.
- [2] Mears, D. C.: los Materiales y la Cirugía Ortopédica. Baltimore, Williams & la Cía. de Wilkins, 1979.
- [3] WorldOrtho, la Historia, de Orthopaedics. , 1998;. WorldOrtho.

Capítulo 3

ALEACIONES DE COBALTO

3.1 Aleaciones base cobalto para uso quirúrgico

En el siglo XVI los mineros de Alemania encontraron cierto mineral azul que no contenía cobre. Ellos descubrieron que este mineral en particular les hacía enfermar, pues contenía arsénico, cosa que desconocían bautizando a este mineral maligno como "cobalto", nombre que las leyendas alemanas asignan a un malévolos espíritu de la tierra.

En 1730, un médico sueco llamado Jorge Brandt empezó a interesarse por la química de este mineral. Lo calentó con carbón vegetal y finalmente lo redujo a un metal que se comportaba como el hierro. Era atraído por un imán lo cual lo hacía la primera sustancia diferente al hierro que tuviera esta propiedad. Quedaba claro que no se trataba de hierro, puesto que no formaba una oxidación de tono rojizo. Brandt conservó el nombre del mineral "cobalto" y bautizó así al nuevo metal.

El cobalto es un metal gris y magnético de valencias 2 y 3, con punto de fusión de 1490°C. Los minerales de cobalto se encuentran conjuntamente con los de níquel, principalmente como esmaltina y cobaltina. La mayor parte de la producción mundial proviene de Shaba (Zaire), Moroco y de las piritas magnéticas de Ontario (Canadá).

El punto de partida para la obtención de este metal es un proceso de tostación del mineral para liberarlo del arsénico, después se disuelve en ácido clorhídrico y la solución se precipita fraccionadamente con soluciones de hidróxido y cloruro de calcio. El óxido de cobalto, finalmente conseguido se reduce con carbón para obtener el metal.

Por otra parte el isotopo radiactivo del cobalto-60 que emite rayos gamma se obtiene artificialmente y se utiliza como sustituto del elemento radio para el tratamiento del cáncer, pues es mucho más economico.

El cobalto se utiliza particularmente en la obtención de aleaciones que se emplean en herramientas de corte. Con la adición de cromo y wolframio (50-60% de cobalto, 30-40% de cromo y 8-20% de wolframio) se obtienen aleaciones para abrasivos de corte rápido con elevado rendimiento, además de ser resistentes a las altas temperaturas. Las aleaciones de cobalto-silicio-hierro se utilizan como aceros resistentes a medios ácidos. El oxido de cobalto es de color azul por lo cual es usado para pintura artística así como de cerámica.

La primera aleación de cobalto para uso quirúrgico fue la aleación vitallium desarrollada en 1929 por Erdle y Prange. Con el surgimiento de esta aleación tendría un gran desarrollo el mundo de la ortopedia debido a que esta aleación posee una excelente biocompatibilidad dejando atrás los problemas de corrosión en el funcionamiento de implantes quirúrgicos en el cuerpo humano.

Las prótesis de implante de cadera se pueden hacer de diferentes materiales entre los cuales se encuentran las aleaciones base cobalto, siendo estas de las más importantes. Otros materiales como el acero inoxidable 316LQ, aleaciones base titanio, cerámicos como la hidroxiapatita, alúmina, y ziconia también han sido utilizadas. Los materiales pueden estar en varias modalidades según su proceso de manufactura por lo tanto las especificaciones se encuentran estandarizadas según la conformación de dichos materiales según sea el caso.

3.2 Especificaciones ASTM para aleaciones Co-Cr-Mo-C

En las tablas 3.1 a 3.3 se describen las especificaciones para aleaciones base cobalto de implante quirúrgico para cadera. En las tablas se muestran los requerimientos químicos y mecánicos para aleaciones fundidas.

Tabla 3.1 Requerimientos químicos de colada (% en peso) de la aleación ASTM F75-92 Cobalto-Cromo-Molibdeno fundida.

Elemento	% Mínimo	% Máximo
Cr	27.00	30.00
Mo	5.00	7.00
Ni	...	1.00
Fe	...	0.75
C	...	0.35
Si	...	1.00
Mn	...	1.00
Co	balance	balance

Tabla 3.2 Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso).

Elemento	% de Tolerancia por debajo ó por arriba del límite
Cr	0.30
Mo	0.15
Ni	0.05
Fe	0.03
C	0.02
Si	0.05
Mn	0.03

* Para elementos que solo se especifica el valor máximo en la tabla 3.2, la tolerancia permisible por debajo del valor especificado no aplica.

Tabla 3.3 Propiedades mecánicas para aleación ASTM F75 en condición de colada.

Propiedad	Mínimo
Esfuerzo a la tensión, Psi, (MPa)	95,000 (655)
Esfuerzo de cedencia, Psi, (MPa)	65,000 (450)
Elongación, %	8
Reducción de área, %	8

Un mínimo de dos pruebas deben realizarse. Si alguna de las propiedades de las dos pruebas realizadas esta por debajo de los límites de la tabla 3.3, se podrán obtener otras dos probetas de la colada las cuales deberán resultar superiores a las especificaciones.

En las tablas 3.4 a 3.6 se presentan los requerimientos químicos y mecánicos para una aleación forjada para implante quirúrgico Cobalto-28 Cromo-6 Molibdeno según las normas ASTM F799-96.

Tabla 3.4 Requerimientos Químicos para aleación forjada (% en peso)

Elemento	% Mínimo	% Máximo
Cr	26.00	30.00
Mo	5.00	7.00
Ni	...	1.00
Fe	...	0.75
C	...	0.35
Si	...	1.00
Mn	...	1.00
N	...	0.25 ^A
Co ^B	balance	

^A Si N < 0.10 no debe ser reportado

^B Aproximadamente a la diferencia del 100% y los otros elementos, no tiene que ser reportado.

Tabla 3.5 Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) de una aleación forjada ASTM F799-96.

Elemento	% de Tolerancia por debajo ó por arriba del limite
Cr	0.30
Mo	0.15
Ni	0.05
Fe	0.03
C	0.02
Si	0.05
Mn	0.03
N ^c	0.02

^c Referencia a AMS 2248B

Tabla 3.6 Propiedades Mecánicas para una aleación forjada ASTM F799-96.

Propiedad	Mínimo
Esfuerzo a la tensión, Psi, (MPa)	170,000 (1172)
Esfuerzo de cedencia, Psi, (MPa)	120,000 (827)
Elongación, %	12
Reducción de área, %	12
Dureza (HRC)	35

Las tablas 3.7 a 3.9 muestran los requerimientos químicos y mecánicos para una aleación de implante quirúrgico con proceso de laminado de Cobalto-28 Cromo-6 Molibdeno con designación ASTM F1537-94.

Tabla 3.7 Requerimientos Químicos de colada (% en peso).

Elemento	% Mínimo	% Máximo
Cr	26.00	30.00
Mo	5.00	7.00
Ni	...	1.00
Fe	...	0.75
C	...	0.35
Si	...	1.00
Mn	...	1.00
N	...	0.25 ^A
Co ^B	balance	

^A Si N < 0.10 no debe ser reportado

^B Aproximadamente a la diferencia del 100% y los otros elementos, no tiene que ser reportado.

Tabla 3.8 Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) para una aleación ASTM F1537-94

Elemento	% de Tolerancia por debajo ó por arriba del límite
Cr	0.30
Mo	0.15
Ni	0.05
Fe	0.03
C	0.02
Si	0.05
Mn	0.03
N ^c	0.02

^c Referencia a AMS 2248

La tabla 3.9 muestra las especificaciones necesarias para aleaciones de implante quirúrgico Co-Cr procesadas por diferentes técnicas de fabricación.

Tabla 3.9 Propiedades Mecánicas de aleaciones Co-Cr para implante quirúrgico.

Propiedad	Condición		
	Recocido	Trabajado en caliente	Trabajado en tibio
Esfuerzo a la tensión, Psi,(Mpa)	130,000 (897)	145,000 (1000)	170,000 (1172)
Esfuerzo de cedencia (0.2%).Psi, (Mpa)	75,000 (517)	101,000 (700)	120,000 (827)
% Elongación	20	12	12
% Reducción de área	20	12	12
Dureza HRC	25	28	35

3.3 Elementos microaleantes

La aleación ASTM F-75 fundida esta formada por una serie de elementos en diferentes composiciones como se muestra en la tabla 3.1, los cuales tiene el objeto de proporcionar las diferentes propiedades necesarias para coexistir con el cuerpo humano. Algunas de las propiedades más importantes es la biocompatibilidad que esta ampliamente relacionada con la resistencia a la corrosión y debe ser estrictamente controlada para evitar posibles reacciones del cuerpo humano con los productos de corrosión depositados por la aleación. El cromo se ha utilizado en la aleación ASTM F-75 en un porcentaje entre 27% y 30% el cual suministra la excelente resistencia a la corrosión aumentando el índice de biocompatibilidad en las aleaciones para implante quirúrgico de Co-Cr.

El uso del carbono en la aleación base cobalto fue originalmente para reducir la temperatura del punto de fusión. Al mismo tiempo el carbono forma carburos de cromo ó carburos complejos de Co-Cr-Mo los cuales proporcionan una alta dureza y resistencia de la aleación. La idea principal de bajar el punto de fusión fue para poder producir productos de geometría complejas por el método de fusión y vaciado de precisión.

La reducción en la temperatura de fusión fue de 1450°C-1500°C a 1350°C para un sistema binario Co-Cr. El uso del níquel y molibdeno es básicamente para mejorar las propiedades mecánicas proporcionando endurecimiento en la matriz.

3.4 Transformación alotrópica del cobalto

Existen dos formas alotrópicas en el cobalto: la estructura hexagonal compacta (h.c.p) estable a temperatura ambiente la cual transforma a estructura cúbica centrada en las caras (f.c.c) a temperaturas cercanas a 400°C. La transformación de la estructura hexagonal compacta a estructura cúbica centrada en las caras (fcc), es siempre completa durante el calentamiento mientras que la transformación de estructura cúbica centrada en las caras a estructura hexagonal compacta (hcp) durante el enfriamiento es incompleta debido a que las energías de las dos estructuras son similares. La presencia de la estructura cúbica centrada en las caras (fcc) por debajo de la temperatura de transformación ha sido estudiada por varios investigadores [1-3], quienes han encontrado que la temperatura de transformación es menor cuando el tamaño de grano decrece.

3.5 Microestructura

La microestructura típica de colada de la aleación ASTM F75 esta compuesta principalmente de una fase alfa de cobalto, en la cual están embebidos diferentes tipos de carburos. Los carburos presentes en la microestructura pueden ser laminares o en forma de bloque, los laminares provienen de un eutéctico el cual aún no se ha investigado por completo. Sin embargo, se sabe que este tipo de carburo se encuentra generalmente en la frontera de grano debilitando las propiedades mecánicas de la aleación. Los carburos de bloque generalmente se encuentran dentro del grano, sin embargo también se observan en menor proporción en la frontera de grano.

Después de un tratamiento térmico de solución sólida, autores como Clemow y Daniell [4] han reportado que los carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ se transforman a carburos del tipo M_6C los cuales son estables a temperaturas cercanas a los $1200^{\circ}C$.

Por otra parte, también existen otras fases que se pueden producir por fenómenos de difusión u otros mecanismos como las fases compuestas por intermetálicos (TCP), fases ricas en cromo y la fase hexagonal compacta que puede ser producida por trabajo termomecánico.

3.6 Fases TCP (Topologically compact phases).

En varios sistemas de aleación base cobalto, existe la posibilidad de formar fases topológicamente compactas (TCP por sus siglas en el idioma inglés). La formación de estas fases intermetálicas y compactas causa fragilidad, baja resistencia mecánica y baja resistencia a la fatiga. Por lo anterior es importante tener en cuenta el balance químico y la predicción microestructural a fin de evitar estas fases.

En el sistema Co-Cr-Mo, una de las fases TCP es la fase σ y esta representada en el diagrama pseudo ternario Co-Cr-C a 5%Mo de la figura 3.1. En este diagrama la fase σ esta representada como monofase en rangos de 40 a 44% de cobalto, de 0 a 30% de molibdeno y 30 a 60% de cromo. Sin embargo, la existencia de esta fase como una mezcla de fases, se excede a rangos de composición mayor. La aleación ASTM F75 tiene una composición nominal de 27 a 30% de cromo, 5 a 7% de molibdeno y cobalto como balance. Esta composición esta mostrada en la figura 3.1 como una elipse y esta sobre la línea que divide a la fase α de la mezcla de fases $\alpha+\sigma+\eta$. La figura 3.1 también nos indica que a 40% de cromo a una temperatura de 1210 C la fase σ estará presente a cualquier cantidad de Co+Mo.

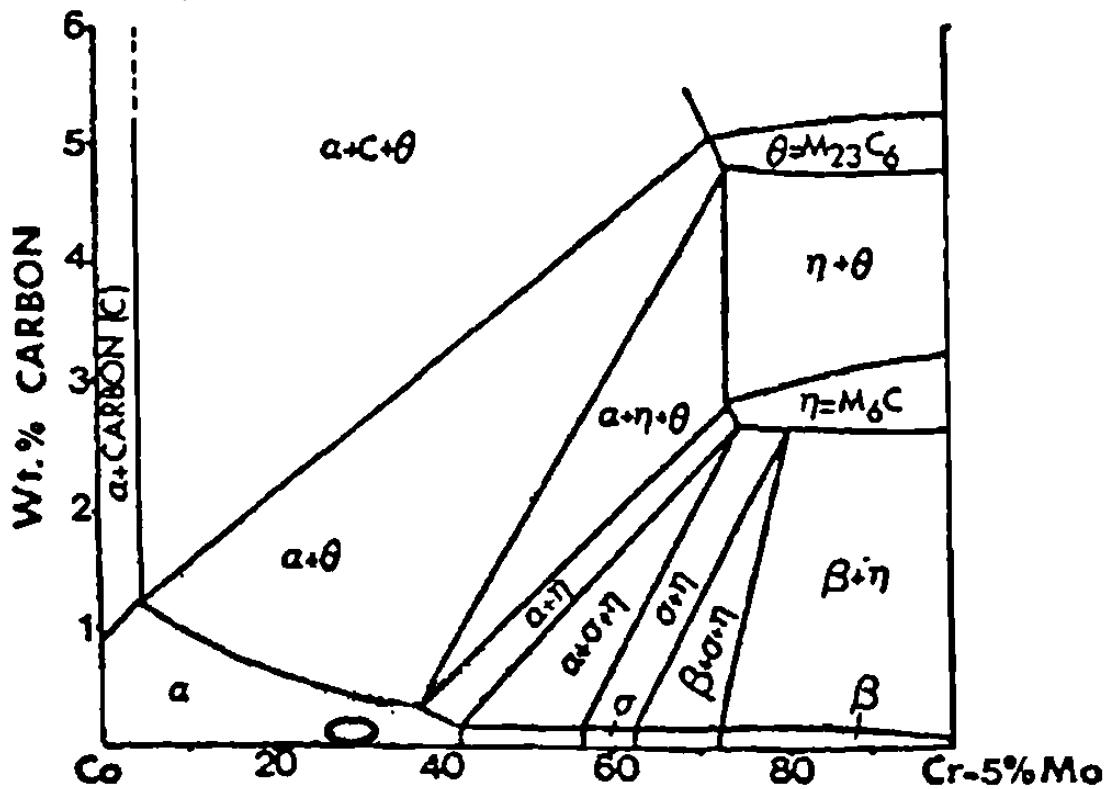


Figura. 3.1 Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C.

Para varios sistemas de aleaciones base cobalto, se han realizado diagramas cuaternarios tales como los mostrados en la figura 3.2. Estos sistemas Co-Ni-Cr-Mo, Co-Ni-Cr-W, Co-Fe-Cr-Mo, Co-Fe-Cr-W y Co-Ni-Cr-Ta. En todos estos diagramas se representan las zonas donde se encuentran las fases TCP. Aun no existe un diagrama cuaternario para el sistema Co-Cr-Mo-C. Investigadores de la UANL, están actualmente realizando uno [5], lo cual ayudara a cubrir esta necesidad.

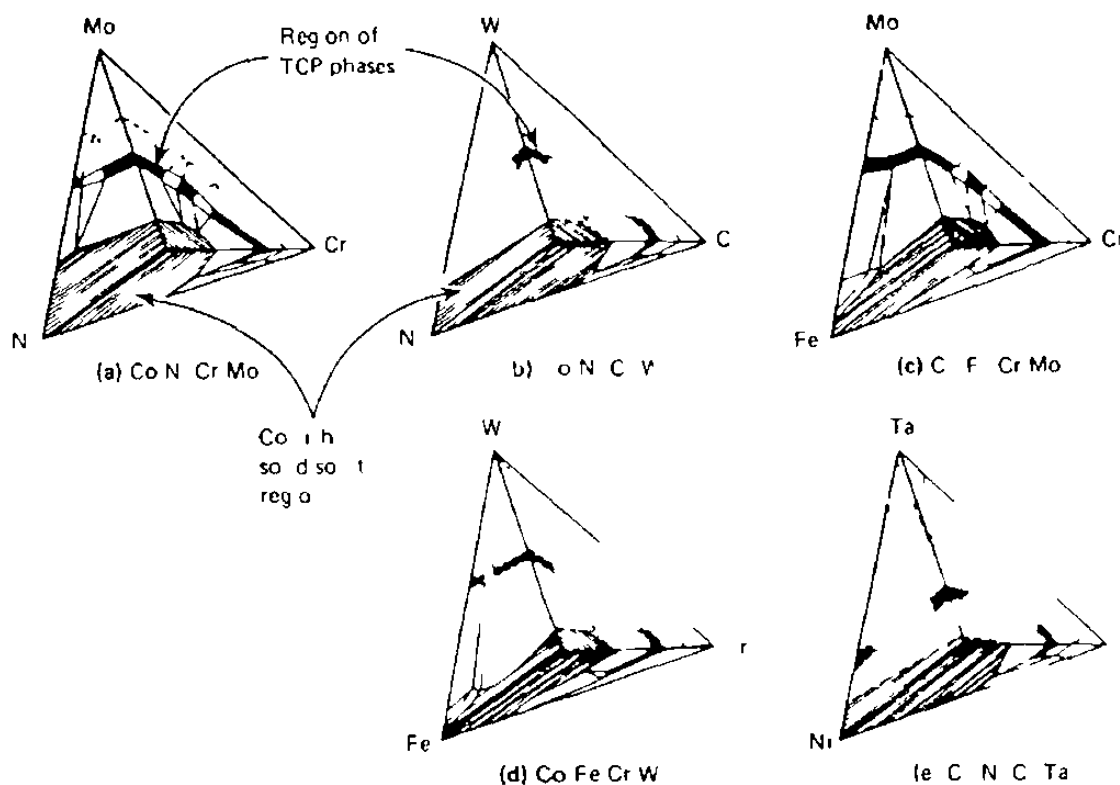
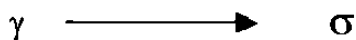


Figura 3.2 Diagramas de fase cuaternarios a 1200 C mostrando principalmente la ubicación de fases TCP.

El diagrama cuaternario Co-Cr-Mo-C y las secciones isopléticas ternarias ayudarán a visualizar las zonas donde la fase σ es estable a fin de evitar dichas zonas.

En general las fases TCP son fases intermetálicas formadas por átomos metálicos de Co, Cr, W, Mo, y Fe, poseen diferentes arreglos y se ha propuesto una fórmula general del tipo:



Donde: $x=1-7$; $y=1-7$

Para el caso particular del sistema Co-Cr-Mo-C, la fase sigma (σ) es un compuesto con 30 átomos por unidad de celda en un arreglo complejo de estructura tetragonal de cuerpo centrado [6]. Cabe señalar la baja solubilidad de carbono en la fase sigma. La composición de la fase σ puede variar dependiendo de los átomos disponibles, y se han escrito una gran variedad de tipos y casos inusuales de fases sigma [7].

J.B. Vander Sande, J. R. Coke, y J. Wulff [8] reportaron que pueden aparecer fases TCP, en particular la fase σ dependiendo de la velocidad del calentamiento de tratamiento térmico, así mismo reportaron que realizando ciclos de tratamientos térmicos se puede inhibir la formación de estas fases secundarias dañinas para la aleación. Además, mencionaron que el material interdendrítico está conformado por un cuaternario de fase sigma, $M_{23}C_6$, M_7C_3 , y fase alfa el cual funde aproximadamente a los 1235°C.

3.7 Tratamientos Térmicos en aleaciones base cobalto para uso quirúrgico

Actualmente en la literatura existen muchas investigaciones acerca de diversos tratamientos térmicos para aleaciones Co-Cr-Mo-C, sin embargo en muchos casos, se han visto contradicciones en los resultados. Algunos autores atribuyen esto a la facilidad que tiene el material para variar sus propiedades con respecto a cambios mínimos en su composición química. Actualmente se continúan diversas investigaciones sobre los efectos de los tratamientos térmicos de solución y envejecido con respecto a diferentes propiedades resultantes de la aleación.

Clemow y Daniell [4] subrayaron que las muestras en condición de colada tienen deficiencia en sus propiedades mecánicas principalmente fragilidad y resistencia a la fatiga. Estos autores publicaron un trabajo acerca de tratamientos térmico de solución el cual discute las reacciones encontradas en el rango de temperaturas de 1165 a 1270 °C. Estos autores partieron de muestras vaciadas las cuales fueron tratadas a 1165, 1210, 1230, 1250 y 1270 °C por los siguientes tiempos: 0.25, 0.5, 1, 2, 4, 8, 16, 32 y 64 hrs, en un horno de resistencia eléctrica con cámara de argón. Las muestras fueron enfriadas en agua, pulidas y atacadas para posteriormente realizarles el análisis metalográfico donde se observaron el tamaño de carburo y la fracción de carburos. Adicionalmente analizaron los tipos de carburos presentes por difracción de rayos x.

Los resultados obtenidos de los análisis para la muestra de condición de colada mostraron que el principal elemento que segregó fue el cromo con una variación de 19% a 35%, mientras que el molibdeno fluctuó 4% dentro de las dendritas y 6% en el espaciado inter dendrítico. La medición de porosidad estuvo en un rango de 0.1 a 0.3%.

A la temperatura de 1165°C, no se presentó una disolución de carburos. Sin embargo si existió una transformación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a M_6C , esta reacción fue similar a la propuesta por Weeton y Signorelli [9].

En la siguiente temperatura de 1210°C, inicialmente existe una velocidad de disolución muy rápida, seguida de un periodo de decrecimiento. Es hasta un tiempo de 64 hrs cuando se logra obtener fase alfa completa [4].

A 1230°C hubo una transformación completa de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a M_6C , excepto en la muestra de tiempo más corto de un cuarto de hora. La disolución de carburos puede ser controlada por la difusión de elementos metálicos en la matriz, siguiendo una velocidad del tipo:

$$X = \alpha(Dt)^{1/2}$$

Donde X es el movimiento de una frontera de composición constante y en este caso puede estar tomado de la reducción del tamaño de carburo, D es el coeficiente de difusión que en este caso fue de $2.2 \times 10^{-10} \text{ cm}^2/\text{seg}$, y α es un parámetro adimensional.

Finalmente a 1250 y 1270°C se presentaron irregularidades en las velocidades de disolución, esto puede ser debido a la fusión incipiente alrededor de los carburos del tipo M_6C en algunas de las muestras con diferencias mínimas en el análisis químico.

Por otra parte, la realización de todos sus experimentos fue con velocidades de calentamiento de 100°C min, y mencionan que la formación de intermetálicos esta influenciada por las velocidades de calentamiento, a velocidades aproximadas de 200 a 300°C/min se inhibe la transformación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a M_6C generando en estas aleaciones la fase sigma. Contradiendo lo anterior otros autores [10] en sus experimento utilizaron velocidades mayores a los 200°C min, donde no observaron formación de fase sigma.

Dobbs y Robertson [11] estudiaron el efecto sobre las propiedades mecánicas de la aleación Co-Cr-Mo-0.25% C en muestras con tratamientos térmicos de solución

parcial a temperaturas de 1240°C. Un tratamiento de solución por etapas incrementa ligeramente la resistencia de la aleación a la fatiga por corrosión, aumenta la ductilidad, duplica la elongación y aumenta la vida útil de las piezas sujetas a cargas cíclicas. El tratamiento térmico por etapas consiste de tratamientos de solución a 1240°C por tiempos variables de 0.25, 0.5, 2, 4, y 8 hrs seguidos por un temple al agua. Posteriormente el metal es envejecido a 720°C para provocar una velocidad de precipitación satisfactoria por tiempos de 6, 9, 16, 24, y 47 hrs. Durante el recocido de solución, el eutéctico residual interdendrítico se funde y se produce una fase líquida dentro de los granos y en límites de grano [12]. A temperaturas superiores de 1235°C, el líquido establece un estado de equilibrio local con la matriz adyacente, después de periodos de aproximadamente una hora. Si posterior al recocido el material es enfriado rápidamente para obtener la microestructura presente a alta temperatura, se pueden obtener mejoras sustanciales en las propiedades mecánicas así como de corrosión. La microestructura óptima para las propiedades mecánicas y de corrosión es aquella que tiene una pequeña cantidad de partículas provenientes de la fase líquida. Para asegurar que las microestructuras estables a alta temperatura sean retenidas, el temple debe realizarse justo debajo de la temperatura a la cual ocurre la nucleación del sólido. Estos estudios también han permitido determinar que, en estructuras de colada con tamaño de grano grande, la velocidad de difusión de los elementos sustitucionales tales como Cr y Mo son muy lentas.

Taylor y Waterhouse reportaron los resultados de tratamientos térmicos de solución a 1250°C por dos horas templados en agua inmediatamente. Se observó que la cantidad de carburos disminuyó. El tratamiento de solución causa un incremento de cromo y molibdeno en la matriz de fase alfa lo cual promueve la formación de la fase HCP, sin embargo el carbono es el factor mas importante para controlar esta transformación. Los carburos localizados en la frontera de grano contiene una mayor cantidad de molibdeno que en los precipitados intragranularmente [13].

También se han realizado estudios de tratamientos termicos a 1300°C seguidos de un temple de agua, donde se observaron micro poros debido a fusión incipiente los cuales actúan como concentradores de esfuerzos empobreciendo las propiedades mecánicas de aleaciones base cobalto para implante quirúrgico. Además de los micro poros se observaron carburos gruesos en forma de bloque los cuales proviene del enriquecimiento de carbono de la región inter dendrítica parcialmente fundida durante el tratamiento térmico.

Por otra parte los tratamientos térmicos de envejecido en piezas fabricadas por fundición de precisión con piezas después de un tratamiento de solución indican que es posible generar una distribución homogénea de carburo intra granulares, esto mejora la ductilidad como la resistencia de las piezas sometidas a este tratamiento.

Referencias

- [1] A. R. Troyano and J.L. Tokich, *Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng.*, 1948, 175, 728.
- [2] O.S. Edwards and H. Lipson, *J. Inst. Metals*, 1943,69,177.
- [3] E. A. Owen and D. Madoc Jones, *Proc. Phys. Soc.*, 1954, [B], 67, 456.
- [4] A. J. T. Clemow and B. L. Daniell. *Journal of biomedical Materials Research*, Vol. 13, 265-279.
- [5] Paloma Rodríguez, *notas experimentales (tesis)*, 2001.
- [6] Chester T. Sims. *Journal of metals* ., 27-42, December 1969.
- [7] E. Hall, and S. Algie, "The Sigma phase." *Jornal of the institute of metals*. Vol. 11, pp. 61-87,1966.
- [8] J. B. Vande Sande and J. R. Coke, *J. Wulff, Metall. (Trans A.)*, 7, 389 (1976).
- [9] J. W. Weeton and R.A. Signorelli, *Trans. Am., Soc. Met*, 47, 815 (1955).
- [10] T. Kilner, R.M. Pilliar, G. C. Weatherly, C. Allibert. *Phase identification and incipien melting in cast Co-Cr surgical implant alloy*, vol 16, 63-79 (1982).
- [11] H.S Dobbs, J.L M. Robertson. *J. Of Materials Science*. Vol 18., 391-401. (1983)
- [12] B. C. Syrett and S.S. Wing, *Corros*. 34 (1978) 138.
- [13] R. N. Taylor and R. B. Waterhouse. *J. Of Materials Science*. Vol 18. 3265-3280 (1983).

Capítulo 4

ASPECTOS MÉDICOS

4.1 Evolución de la artroplastia de cadera cementada

La cirugía ortopédica con el advenimiento del cemento acrílico para huesos inició una nueva era de prótesis articulares totales.

De 1958 a 1962 como estudio preliminar, Charnley operó 300 caderas cementadas con copas acetabulares de teflón y prótesis femorales de acero inoxidable, los diámetros de la cabeza utilizados fueron 41.5, 28.5 y 22 mm. El teflón resultó ser intolerable a los tejidos y fue necesario reintervenir quirúrgicamente en 250 caderas en las cuales encontró que a mayor diámetro de la cabeza era mayor el desgaste producido en la copa de teflón. Las partículas de polímero causaron sinovitis y aflojamiento de los componentes debido a que los macrófagos trataban de englobarlas, liberando citocinas interleuquinas y prostaglandinas que destruían el hueso. Basado en estos estudios, diseñó la artroplastia total de cadera con copa de polietileno de alta densidad y la prótesis femoral de acero inoxidable con cabeza femoral de 22 mm, que fueron los fundamentos de la teoría de baja fricción que permite una menor fuerza de torsión, mejor lubricación biológica de la superficie metal-plástico, y menor producción de partículas y de sinovitis [1].

Años más tarde se utilizó la prótesis de Müller, con cabeza femoral de 32 mm de diámetro que obviamente produjo mayor desgaste de la copa de polietileno, sinovitis y osteólisis. Además la prótesis de Müller con un tallo femoral en forma de quilla fracturaba el cemento.

Se tomó el camino de las prótesis no cementadas de diversos tipos de los cuales desafortunadamente no han tenido mejores resultados que las cementadas de Charnley.

Treinta años después se demostró lo que Charnley había propuesto: la osteólisis (disolución del hueso) se debe a las partículas que se desprenden de la copa acetabular de polietileno. Es peor en las prótesis no cementadas, según los estudios de Harris [2], Galante [3], Efthekhar [4]. La literatura, en relación con los resultados excelentes de la artroplastia total de cadera tipo Charnley de los últimos años, fueron publicados por Salvati [5], Coventry [6], y Cavanaw [7], Efthekar [4], Wroblewsky [2] entre otros.

En el Registro Nacional de Artroplastia de cadera en Suecia de 1979 a 1997, se operaron 142,252 artroplastias totales de cadera cementadas con un 90% de éxitos.

John Older, reportó 4869 artroplastias del tipo Charnley de 15 a 20 años de evolución en un estudio mundial de 8 centros, comunicando un 66% de excelentes resultados a 20 años en pacientes menores de 40 años y 92% en pacientes entre 70 y 80 años de edad.

Con estos resultados, se demuestra que la artroplastia de cadera cementada ha resistido la prueba del tiempo y se puede considerar en la actualidad como una operación útil y necesaria en el tratamiento de los padecimientos álgidos de esta articulación.

La artroplastia total de cadera es una operación difícil y delicada, el cirujano que la realice, debe conocer perfectamente bien los fundamentos científicos y biomecánicos de la operación, además debe contar con todo el material y equipo necesario, prevenir complicaciones, y saberlas tratar en caso de algún problema. No debe realizarla el cirujano sin experiencia.

4.2 Oseointegración de algunos biomateriales

El buen funcionamiento a largo plazo de un implante es proporcionado por un buen diseño de prótesis, biomateriales con todas las características por arriba de las condiciones a que estará sujeto, una respuesta del cuerpo humano de aceptación al implante y una excelente sujeción entre el hueso y el implante que resista los esfuerzos a los que estará sometido. Algunas veces el buen funcionamiento así como la duración de los implantes quirúrgicos también depende de la salud del paciente, es decir que el paciente no tenga enfermedades relacionadas con algún elemento que participa en el implante.

Por otra parte, la integridad física de la interfase biomaterial-tejido y la estabilidad mecánica del implante, dependen básicamente de dos factores: de la efectividad del mecanismo de oseointegración del biomaterial y de la respuesta biológica del sistema inmunológico a la presencia física del implante (partículas, tanto del biomaterial como del tejido óseo, producidas por el desgaste y la corrosión).

Varios factores influyen la efectividad del mecanismo de entrelazado mecánico para la formación de una interfase resistente capaz de proveer integridad y estabilidad al implante. Estos factores están asociados con el movimiento relativo entre el implante y el hueso. Los principales factores son: la producción de iones, partículas de los componentes del implante (metal, PMMA, UHMWPE) y la modificación local de la alimentación sanguínea debida a la presencia física del implante en el cuerpo humano. Estos factores deben ser considerados adecuadamente para el diseño y el funcionamiento de los implantes ortopédicos [8].

La determinación de los factores principales que controlan la formación de una unión adecuada entre el biomaterial y los tejidos óseos, es de importancia genérica fundamental en el desarrollo de implantes biocompatibles. Actualmente existe una gran controversia y poco conocimiento fundamental sobre la naturaleza de la interfase biomaterial-hueso y de las condiciones requeridas para lograr una unión exitosa a largo

plazo. Durante los últimos treinta años se han desarrollado y usado clínicamente cuatro diferentes técnicas de fijación de implantes:

1. Fijadores mecánicos (tornillos).
2. Cemento óseo (polimetilmetacrilato, PMMA) [9, 10].
3. Recubrimientos porosos y microtexturización superficial sobre implantes metálicos[11].
4. Recubrimientos cerámicos bioactivos sobre substratos metálicos adecuados (vidrios bioactivos, hidroxiapatita, etc.) [12].

Las técnicas modernas de caracterización de materiales se han empleado con el propósito de revelar y desarrollar un mejor entendimiento de las reacciones en la interfase biomaterial tejido. Estos estudios han puesto énfasis particular sobre la influencia de los métodos preparativos de la topografía y de la composición química superficial de los implantes. Se han desarrollado [13,14] métodos *in vitro* que permiten el estudio del crecimiento de células formadoras (osteoblastos) y células de reabsorción (osteoclastos) de tejido óseo sobre los materiales empleados en la fabricación de implantes. Las técnicas de microscopía analítica electrónica de barrido y de transmisión se han usado exitosamente para examinar las regiones interfaciales [15,16]. Estudios recientes han mostrado que las estructuras interfaciales observadas *in vivo* tienen características muy similares a las observadas *in vitro* [17,18]. Sin embargo, los mecanismos de fijación implante-tejido no están aún completamente entendidos.

4.3 Cirugía de implante de cadera

La artroplastia de reemplazo de cadera, se ha convertido en la solución mas adecuada al problema de enfermedades progresivas de cadera en la población de edad avanzada, así como una forma de proporcionar movilidad al paciente con displacia congénita de la cadera o artritis postraumatica. La extensa experiencia en implantes de prótesis, ha generado muchos avances en la técnica quirúrgica, y un entendimiento más completo de la anatomía y mecánica del cuerpo humano. Esto ha permitido el desarrollo de herramientas y materiales más eficientes para implantes más durables y biocompatibles, que se han incorporado en las prótesis de cadera total con diseño más sofisticado.

A pesar de que el porcentaje de éxito clínico a largo plazo continua mejorando con cada estudio, aún persisten algunos problemas entre los más notables, la pérdida eventual de alguno de los componentes. Mientras que la estabilidad a largo plazo se puede lograr por micro agarre poroso o prótesis cementadas, hay condiciones claras para escoger uno u otro. Un paciente que es relativamente joven y físicamente activo, presenta mayor riesgo y es mejor candidato para el implante poroso, ya que hay más probabilidades de crecimiento óseo. Por otro lado, el paciente de mayor edad, menos activo, generalmente tendría un mejor resultado con prótesis cementadas. Peso excesivo o desórdenes metabólicos de los huesos pueden ser problemáticos en cualquier forma de artroplastia.

4.3.1 Planificación preoperatoria

La planificación se inicia con una amplia evaluación radiográfica y análisis de la cadera comparando cuidadosamente con el lado contra lateral (en proyecciones antero posterior y lateral). El tubo de rayos X se debe colocar a 4 pulgadas (100cm) del plano focal del cassette de la película, para dar una imagen ampliada por 20%, correspondiente a la ampliación incorporada en los moldes. Un marcador radiográfico

puesto en el punto medio del músculo del paciente permitira lograr la impresion de forma precisa. Para la proyección A/P, ambas extremidades se colocan en 15 grados de rotación interna, para presentar el cuello y el fémur paralelos al plano coronal. Las vistas A/P y lateral deben mostrar claramente la configuración acetabular y los contornos del endoósteo y periósteo de la cabeza, cuello y metáfisis proximal femoral. Cualquier anomalía anatómica, displacia, fractura previa o discrepancia en largo de la pierna deben ser tomadas en consideración.

La selección de moldes permite la medición de cualquier cadera para acomodarla a una prótesis no hecha a la medida. Los moldes (aplicados apropiadamente) indicarán el tamaño probable de los implantes permanentes y el tamaño de los instrumentos finales, necesario para la preparación del hueso.

Se selecciona un molde acetabular y se coloca en la película A/P de la cadera contra lateral (sana). Se deben colocar los moldes para permitir que los centros de rotación anatómicos y protésicos coincidan.

Los moldes femorales A/P y lateral se colocan sobre su respectiva radiografía contra lateral, alineadas con los contornos endoósteos del tercio proximal del fémur. La línea media longitudinal debe alinearse con el margen medial del trocánter mayor, la línea horizontal con su margen superior. El centro de rotación protésico correspondiente indica el tamaño probable del componente. El nivel de resección de cuello femoral puede predecirse en este momento.

En la película A/P se deben notar comparaciones de las características anatómicas bilaterales, tales como margen superior de los trocánteres mayores para evaluar discrepancia en largo de pierna y planificar su compensación.

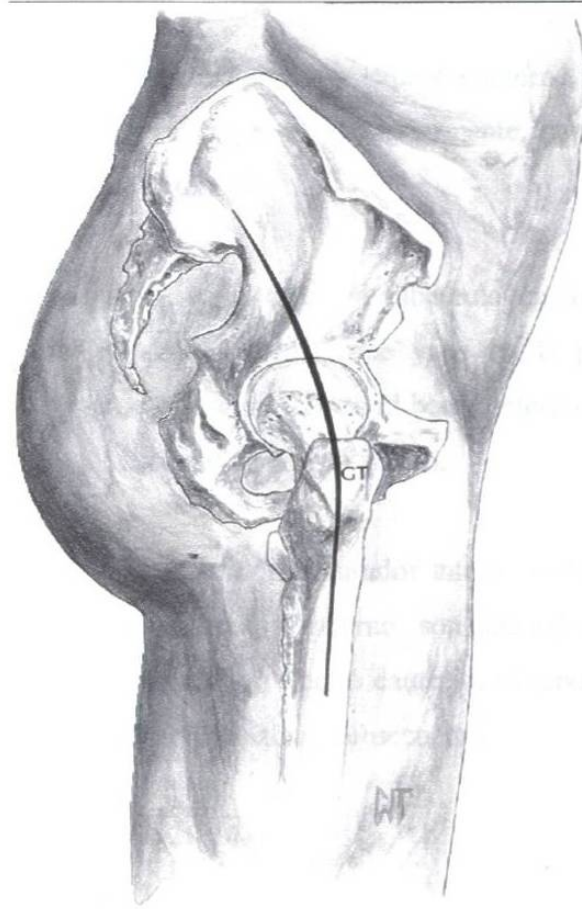


Figura 4.1 Abordaje posterolateral (paciente colocado en posición de decúbito lateral).

La incisión de piel se centra sobre el trocánter mayor, llevándola distalmente sobre el tercio proximal del fémur por aproximadamente 15 cm y proximalmente en un arco posterior levemente curvado de aproximadamente 30 grados, por mas o menos la misma distancia.

4.3.2 Incisión de la fascia

El tracto iliotibial es incidido distalmente siguiendo el curso de la incisión de la piel. La incisión se desarrolla proximalmente por disección roma del glúteo mayor a lo largo en dirección a sus fibras. Se pueden suturar campos operatorios por la orilla de la fascia para proteger los tejidos blandos.

4.3.3 Exposición inicial

Se coloca la pierna en extensión y rotación interna. La bursa trocantérica se incide longitudinalmente y se repliega posteriormente para exponer los músculos rotadores y tendones cortos externos.

El cuadro femoral se incide cerca al tubérculo cuadrado, exponiendo la rama terminal de la arteria circunfleja media, que yace en la parte profunda del tercio proximal del cuadrado femoral, acompañando el borde inferior del obturador externo. Se aísla el vaso, ligándolo y seccionando con un bisturí.

El tendón piriformis, el tendón obturador interno (en conjunto con los tendones gemelli) y el tendón del obturador externo son identificados y liberados de sus inserciones en el trocánter mayor con electro cauterio. El tendón piriformis y el conjunto pueden ser marcados para reaproximación subsecuente.

4.3.4 Capsulotomía posterior

Los músculos rotadores cortos son retraídos posteriomedialmente al mismo tiempo con el glúteo mayor (considerando la proximidad del nervio ciático), expone así la cápsula posterior. Se coloca retractores de cobra superior e inferiormente.

Se abre la cápsula con electro cauterio, usando una incisión en el círculo, seguida por resección de los segmentos triangulares inferior y superior. Alternativamente, se conserva el colgajo capsular posterosuperior para una reinserción subsecuente al borde posterior del trocánter mayor, para mejorar la estabilidad.

4.3.5 Reseccion femoral

Se rota la cadera, aduccionada y dislocada. La capsula posterior remanente se disecciona desde el cuello femoral para exponer la cresta intertrocanterica, el trocánter menor y la insercion del tendon psoas.

Se realiza una reseccion preliminar del cuello femoral usando una prueba de vástago femoral como guia, iniciando el corte a varios mm cerca de la línea de resección, establecida por el molde preoperatorio, relativo al margen superior del trocánter menor.

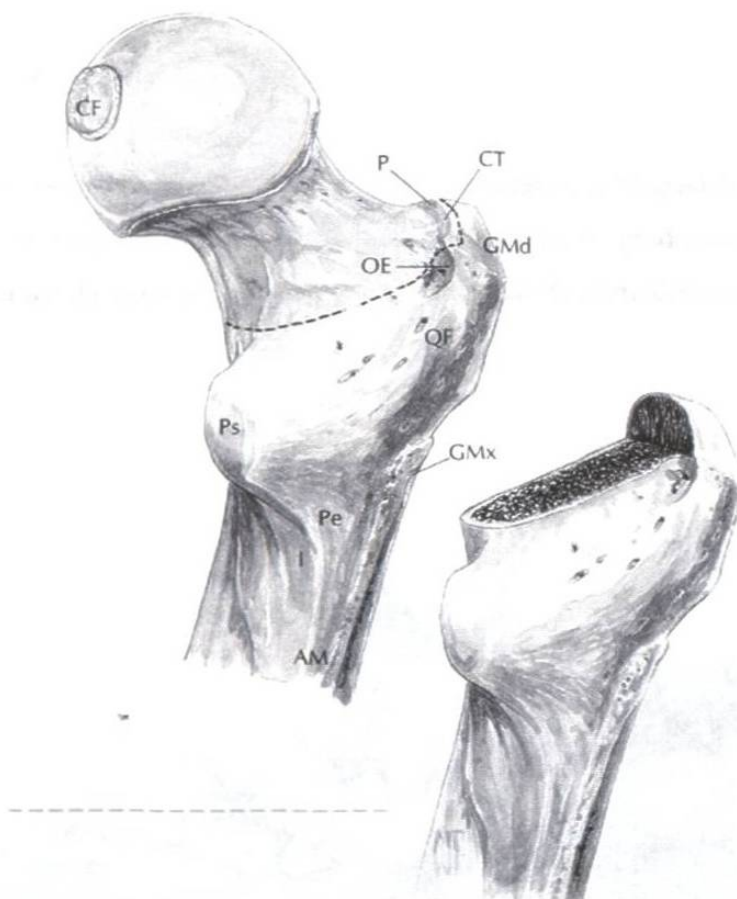


Figura 4.2 Corte del hueso femoral para implante de prótesis total de cadera

Se lleva el corte lateralmente, parando en la fosa trocanterica. Se hace un corte tangencial complementario en la fosa trocanterica para preservar la superficie superolateral del fémur y los sitios de inserción del gluteo medio y menor.

4.3.6 Capsulotomía anterior

Un retractor curvo es pasado anteriormente a la cápsula anterior y superiormente al tendón del psoas mayor. Se secciona la cápsula, permitiendo movilizar anteriormente el fémur con un retractor iterpelvico de cobra, colocado apenas inferiormente de la espina iliaca antero inferior.

4.3.7 Preparación acetabular

El miembro se rota ahora libre e internamente a 90 grados (fig. 4.3), de tal forma que con el paciente en decúbito lateral y la pierna en 90 grados de flexión, parte baja de la pierna queda vertical, presentando la superficie de corte del cuello femoral.

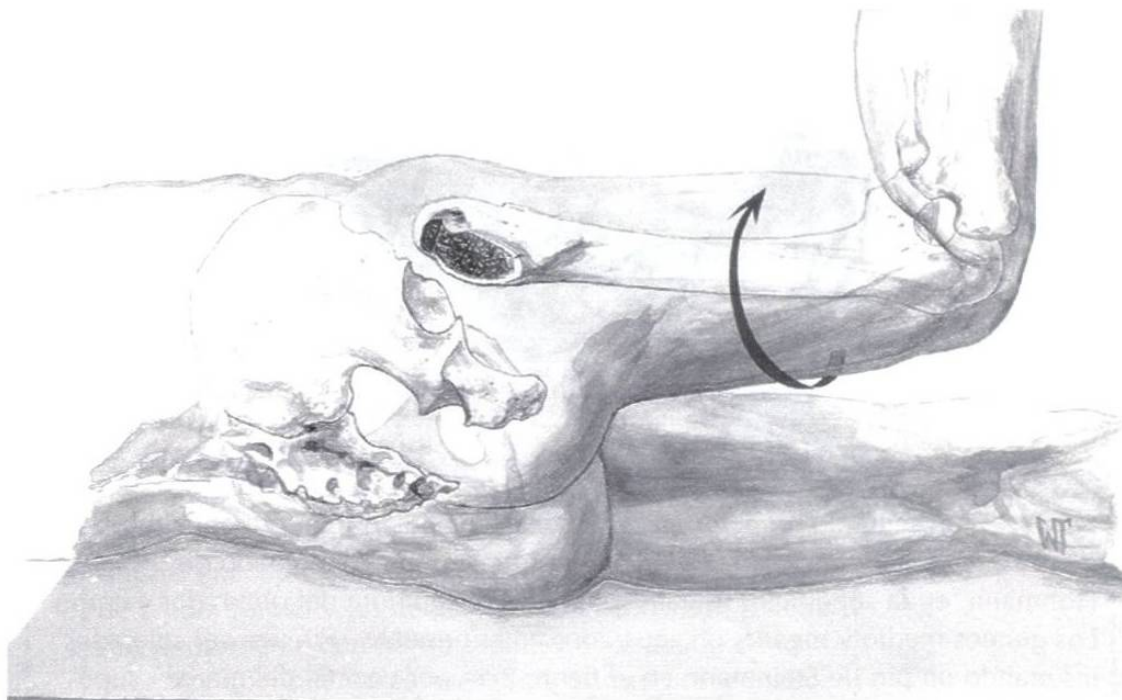


Figura 4.3 Rotación.

Se coloca un segundo retractor en la muesca acetabular, inferiormente al ligamento acetabular transverso. Se coloca un retractor ancho, dentado de Hohmann, en la superficie isquiial superior a la hendidura del obturador externo. Los glúteos medio y menor son separados anteriormente. Pueden ser sujetos insertando un pin de Steinmann en el fileón, 2 cm por encima del margen superior del labrum acetabular. De esta forma se obtiene una vista sin obstrucciones del acetabulo. Ahora se realiza una capsulectomía circunferencial total, incluyendo el labrum y resección preliminar de osteofitos. Opcionalmente se preserva un colgajo capsular post superior. Se libera el ligamento transverso acetabular y se reseca donde sea necesario, junto con los osteofitos acompañantes. Frecuentemente se encuentra una rama de la arteria obturadora. Se quita todo el tejido blando de la fovea para descubrir la pared medial.

4.3.8 Limadura (reaming)

Inicialmente se usa un fresador “rallado de queso” relativamente fino para profundizar el acetábulo un nivel apropiado, como se determinó en el molde preoperatorio y por la condición de la pared medial y el fondo de la muesca acetabular.

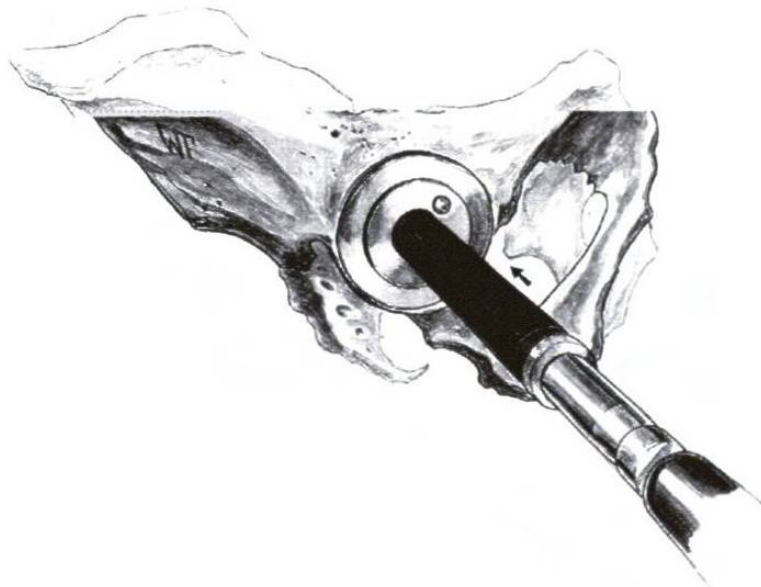


Figura 4.4 Proceso de limadura.

Se introduce subsecuentemente fresadores mayores en incrementos de 1 mm, hasta que el socket profundizado se convierta en una verdadera hemiesfera. Todos los quistes encontrados son cureteados para dejarlos libres de tejido fibroso y los defectos subsecuentes son rellenados densamente con hueso esponjoso, obtenido de la cabeza y cuello femoral resacados. La muesca acetabular puede ser llenada también a discreción del cirujano. El fresado final se aplica nuevamente en dirección reversa para cumplir y dar forma al material injertado.

4.3.9 La prueba acetabular

Para copas acetabulares no cementadas (porosa o press-fit), el implante permanente seleccionado es 1-2 mm mayor en diámetro que el fresado final, según la calidad del hueso. En hueso normal, 1 mm es suficiente. En hueso osteoporótico, 2 mm puede ser necesarios para promover la fijación. Las copas de prueba son 1 mm menor en diámetro que las prótesis. Deben caber suavemente ajustadas, pero deben ser fáciles de poner y remover.

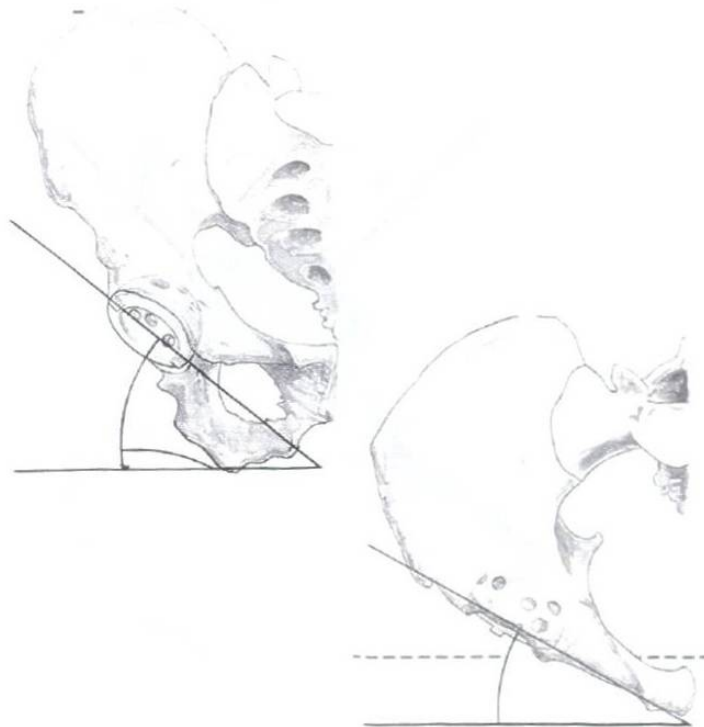


Figura 4.5 Proceso de prueba acetubular.

La copa de prueba se coloca en orientación anatómica neutral: un ángulo de inclinación de 35-40 grados respecto al plano transverso (abducción) y de 15-30 grados respecto al plano coronal (anteversión). El asentamiento completo se confirma viendo a través de los agujeros en la copa de prueba acetabular. La orientación apropiada se verifica con referencia a las radiografías preoperatorias. Idealmente, el socket es antevertido de tal forma que cubra completamente la superficie isquiática del acetábulo.

4.3.10 Colocación de los tornillos de fijación

Para anclar la prótesis con tornillos, se selecciona los agujeros de tal forma que los tornillos queden en un cuadrante seguro, definido por la línea construida desde la espina ilíaca anterior inferior a través del centro del acetábulo, complementada por una línea a 90 grados posteriormente tangencial a ella.

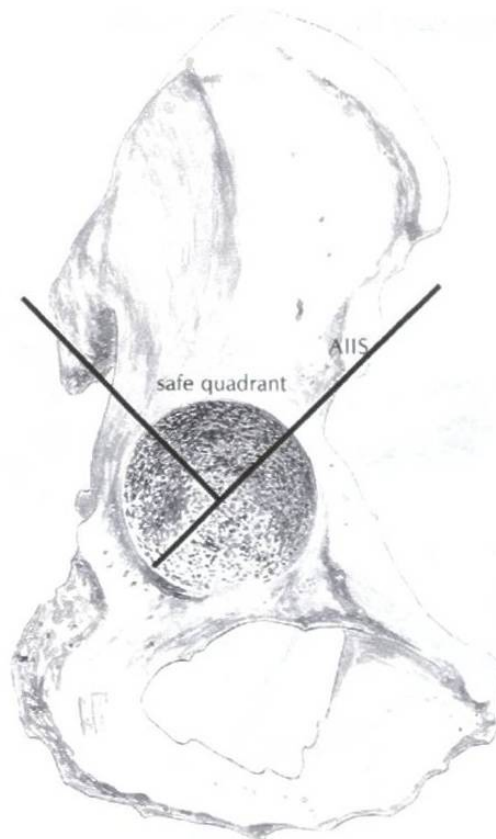


Figura 4.6 Colocación de tornillos.

4.3.11 Asentamiento de la prótesis acetabular permanente

La prótesis acetabular definitiva se ensambla firmemente al posicionador de la copa acetabular. Debe estar completamente enganchada, pero no apretada de más. La varilla de alineación acetabular, con posiciones opcionales para 35 y 40 grados de inclinación (abducción) ayuda en la orientación. El botón se usa para rotar los agujeros de los tornillos en el socket, hasta la posición deseada.

Dado que el ángulo normal de inclinación acetabular (ejemplo: abducción normal) es 35-40 grados al plano transversal, la alineación inicial es la correcta cuando la varilla de alineación está horizontal a la mesa. Aunque el ángulo de inclinación al plano coronal es 15-30 (anteversión), esta corrección se establece con más precisión confirmando visualmente que la copa esté directa y completamente en el acetábulo. Este procedimiento depende de la colocación precisa del paciente y variará con la anatomía individual.

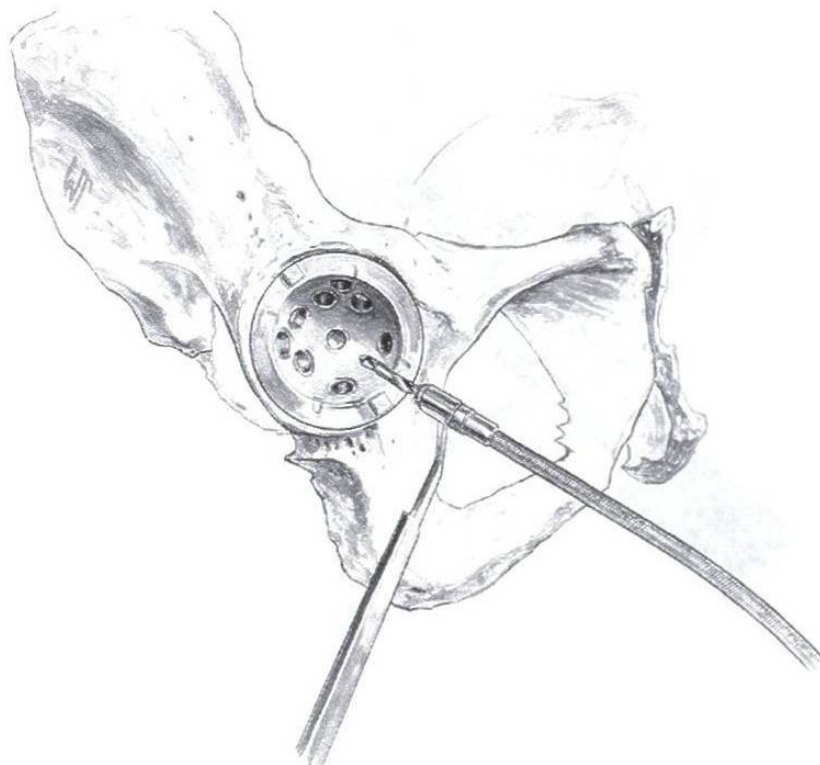


Figura 4.7 Taladrado flexible.

Cuando se confirma la alineación la prótesis se impacta en posición aplicando un martillo al extremo superior de la guía. El asentamiento completo se confirma viendo a través de los agujeros de los tornillos.

El taladro flexible es controlado por la guía del taladro al pasar a través de los agujeros seleccionados en el íleon. El taladro se empuja lentamente, monitoreado cuidadosamente con un dedo colocado en la orilla posterior del acetábulo. El ángulo de ataque puede variar hasta por 15 grados a través de cualquier agujero seleccionado. Se proveen dos taladros, uno calibrado para 15, 20 y 25 mm de penetración y el otro para 30, 35, 40 y 45.

Los tornillos apropiados se introducen en el íleon usando un derramador hexagonal flexible. Generalmente no se necesita más fijación.

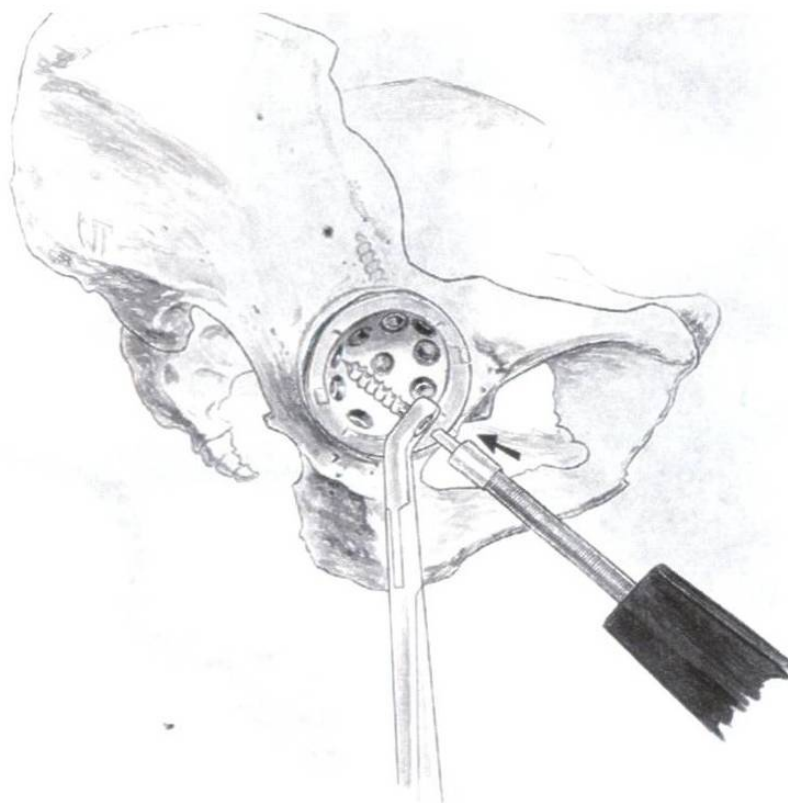


Figura 4.8 Sujeción con tornillos.

4.3.12 Inserto de prueba acetabular

Se selecciona un inserto de prueba, usualmente el de labio de 10 grados, pero en donde sea indicado se puede usar uno neutral o uno de labio de 20 grados. Se proveen insertos con diámetro interno de 22, 26, 28 y 32 mm.

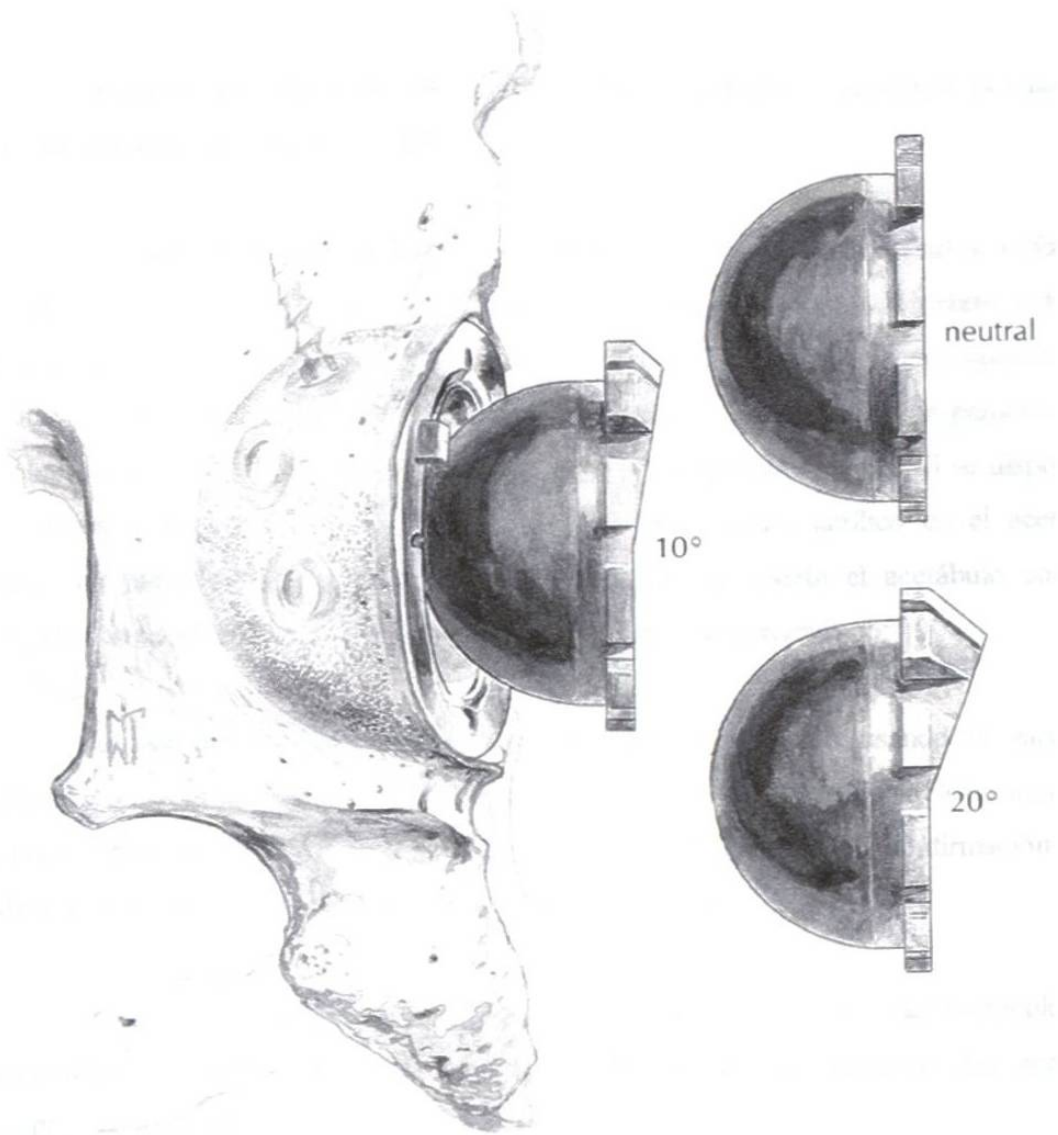


Figura 4.9 Inserto de prueba acetabular.

La orientación del ápice del labio puede ser colocada en cualquier de las doce posiciones correspondientes a las horas del reloj. El apice del labio es generalmente colocado postero superior, de tal forma que cuando las doce en punto están en colocación cefálica, se ubique a las once en punto en una cadera derecha y a la una en punto en la izquierda.

4.3.13 Colocacion de la protesis

En preparacion para una prótesis acetabular cementada, el acetábulo es limado al mismo diametro del tamaño de la protesis seleccionada.

La copa acetabular seleccionada se monta en el inserto de acetabulos. utilizando los dos orificios para pernos en sus margenes. La placa interior del inserto debe ser sostenida contra la superficie del acetabulo con el seguro del disparador puesto, para evitar una eyección accidental del acetabulo durante la inserción. La preparación final incluye la irrigacion a presion para limpiar sangre y fragmentos óseos. Si se dispone de un inyector de presión, se inyecta una mezcla de cemento acrílico en el acetábulo mediante presurización, y es en este momento que se inserta el acetábulo con una angulación de 45 grados para maximizar la contención del cemento.

La angulación final en relación al plano de la pelvis usando la varilla de alineacion. Debe ser paralela a las espinas iliacas anteriores. Se suele seleccionar una ante versión del acetábulo entre 10 y 20 grados, dependiendo de la confirmación visual de que el acetábulo protésico llena totalmente el acetábulo.

Con una cureta se elimina el exceso de cemento de los bordes del acetábulo. Esta operación se facilita retrayendo la placa anterior de la superficie del acetábulo deprimiendo el disparador tras liberar el seguro.

4.3.14 Preparacion femoral

El osteótomo de caja se usa para abrir la junta o union trocanterica-cuello. Este paso previene una colocacion varus de los fresadores (reamers) y probadores femorales (broaches).

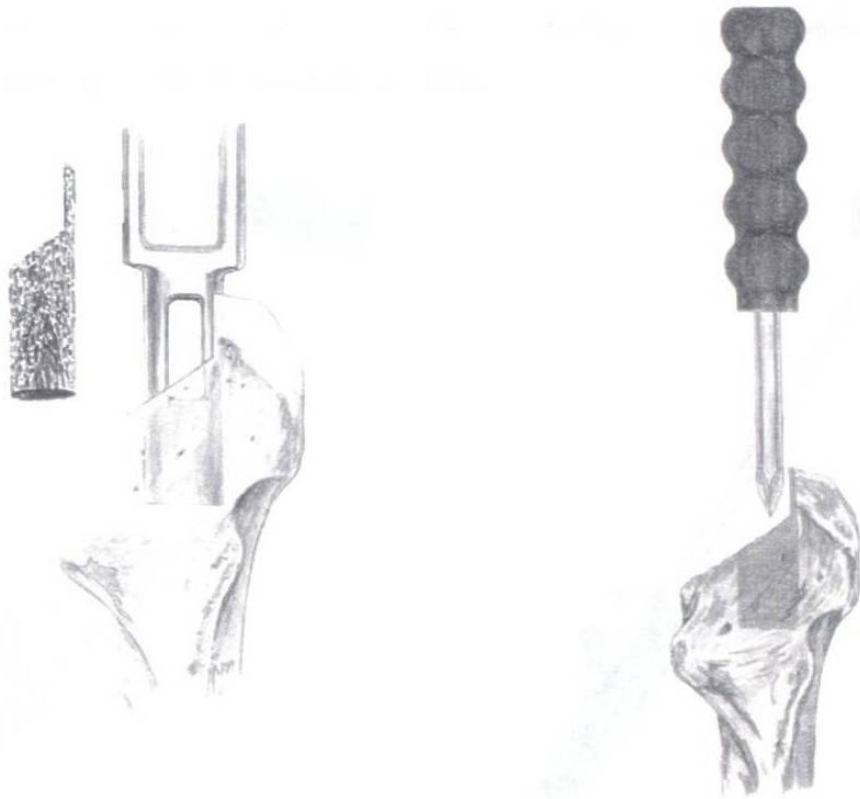


Figura 4.10 Preparación femoral.

Se entra al canal femoral usando un abridor del canal, empezando en el margen posterior de la unión de la reseccion de cuello y el corte complementario en la fosa trocatérica.

Se acopla el descubridor de canal (un fresador fino) al mango T y se introduce completamente para establecer la ruta al canal medular.

Se usan en secuencia los fresadores acoplándolos al mango T, hasta que se ha establecido el tamaño del canal determinado preoperatoriamente o los fresadores estén completamente enganchados.

Si el tipo y la calidad de hueso lo permiten, el cirujano puede escoger no limar y empezar probar con probadores femorales totalmente dentados. Se deben aplicar fuerza valgus al fresador para evitar desplazamiento varus.



Figura 4.11 Herramental quirúrgico utilizado.

Los probadores se acoplan al mango y se dan golpecitos introduciéndolos al canal medular hasta que la porción proximal esté llena. La plataforma de manejo del mango del probador es angular para promover colocación valgus.

Si se va a usar una prótesis con collar, se puede emplear un aislador del calcar para asegurar el buen asentamiento del collar. Se introduce el pin del aislador en el agujero medio de la superficie inclinada del probador final.

Inicialmente se realiza una reducción de tanteo usando un cuello de prueba estandar y una cabeza de +0mm. Si es necesario, se usan cabezas de pruebas más largas hasta que el largo de la pierna sea apropiado. Si se requiere más tensión de tejido en este punto, se debe usar un cuello de prueba con compensación aumentada (offset). Esto lateraliza la cadera en 7 mm sin afectar el largo de la pierna.

El canal se cierra con un tapón medular en punto 2 mm distal a la punta del vástago. El canal se empaca apretadamente con gasa para secarlo totalmente. Se remueve la gasa y se inyecta cemento en una forma retrógrada y presurizada con el tamaño apropiado de presurizado femoral de cemento.

El centralizador distal apropiado se inserta totalmente en el orificio al final de vástago protésico. La prótesis se introduce en el canal cuidando que no haya colocación varus. Se mantiene presión hasta que el cemento fragüe.

Después de realizar una reducción final de prueba, se impacta la cabeza femoral protésica en el cuello del vástago.

4.3.15 Inserto acetabular permanente

Se disloca la cadera y se desarma la cabeza y el cuello de prueba. El mango del vástago de prueba (broach) se ensambla nuevamente y se extrae cuidadosamente la prueba. Se remueve el inserto acetabular de prueba y se irriga e inspecciona concienzudamente la copa de implante para quitar tejido blando colgante y verificar que no haya asentamiento incompleto de las cabezas de los tornillos, lo que podría impedir un asentamiento del inserto permanente.

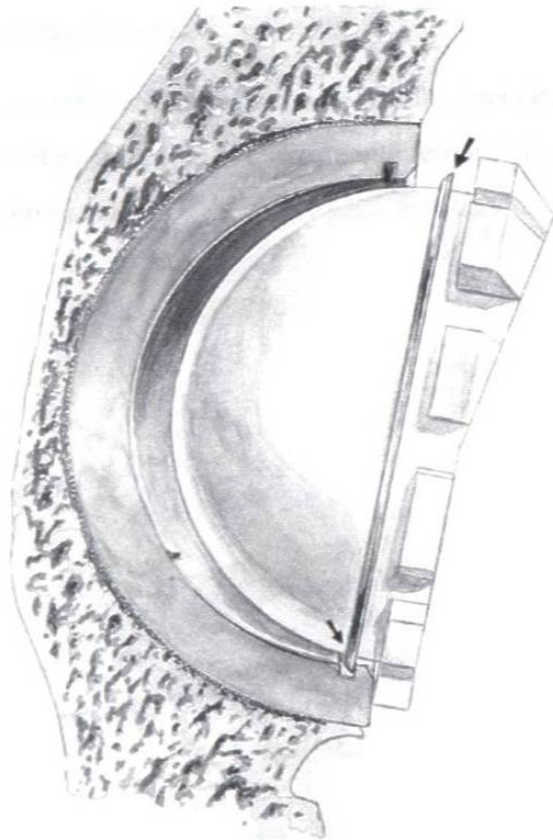


Figura 4.12 Inserto acetabular permanente.

El inserto permanente se inspecciona para confirmar que el anillo de cierre esté correctamente asentado en la hendidura.

El inserto se coloca con el ápice del labio de 10 o 20 grados en su posición predeterminada. Usualmente el inserto se puede asentar con presión del dedo y el cirujano puede oír y/o sentir cuando el anillo de cierre engancha. Ocasionalmente se le deben dar golpecitos con un instrumento de asentamiento.

4.3.16 Ensamble de la cabeza femoral

La cabeza apropiada (correspondiente al largo del cuello seleccionado y el diámetro interno del inserto acetabular) se acopla al componente femoral implantado usando el impactor de la cabeza y un martillo.

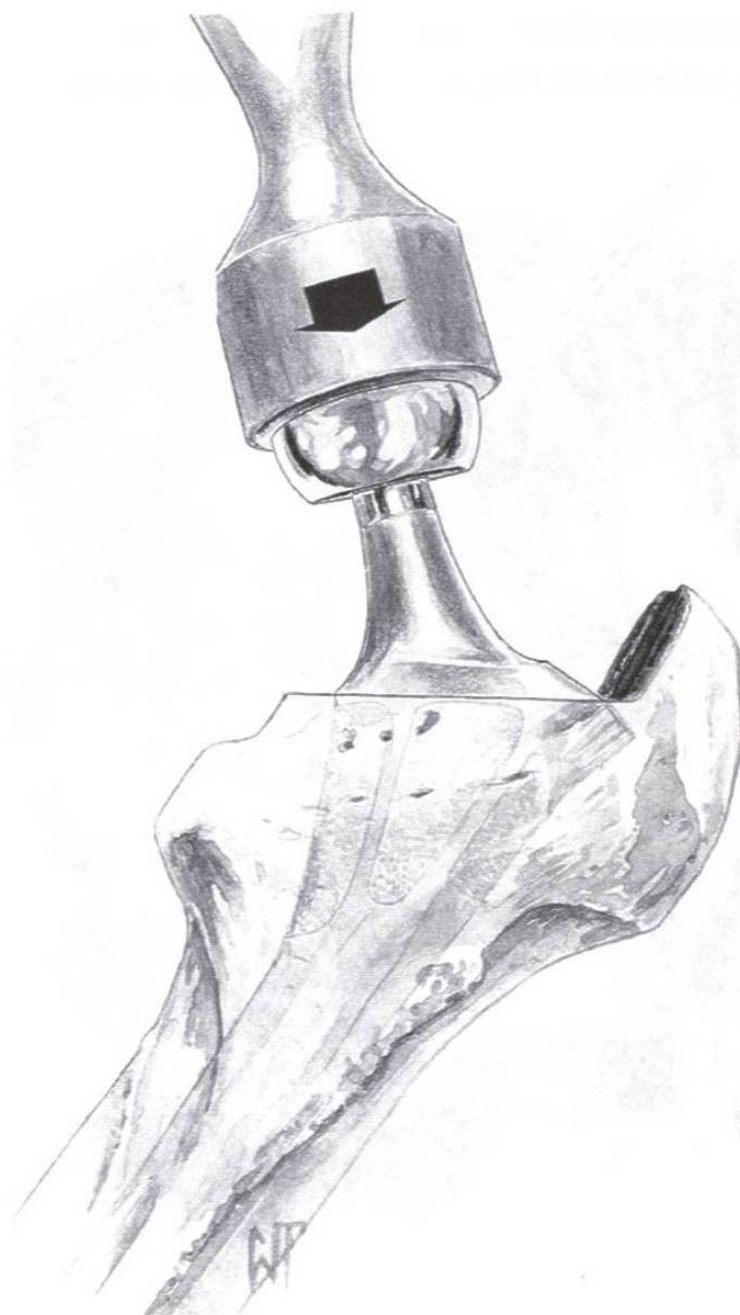


Figura 4.13 Colocación de cabeza femoral.

4.3.17 Evaluación de la movilidad de la cabeza

Se reduce la cadera, se evalúa, y se anota el rango de movimiento y estabilidad. En la ausencia de complicaciones preoperatorias significativas de tejido blando, la cadera debe flexionarse hasta por lo menos 90 grados y extenderse totalmente. En 90 grados de flexión y abducción neutral, debe haber rotación interna sin impedimento o inestabilidad hasta por lo menos 45 grados, y rotación externa hasta por lo menos 30 grados.

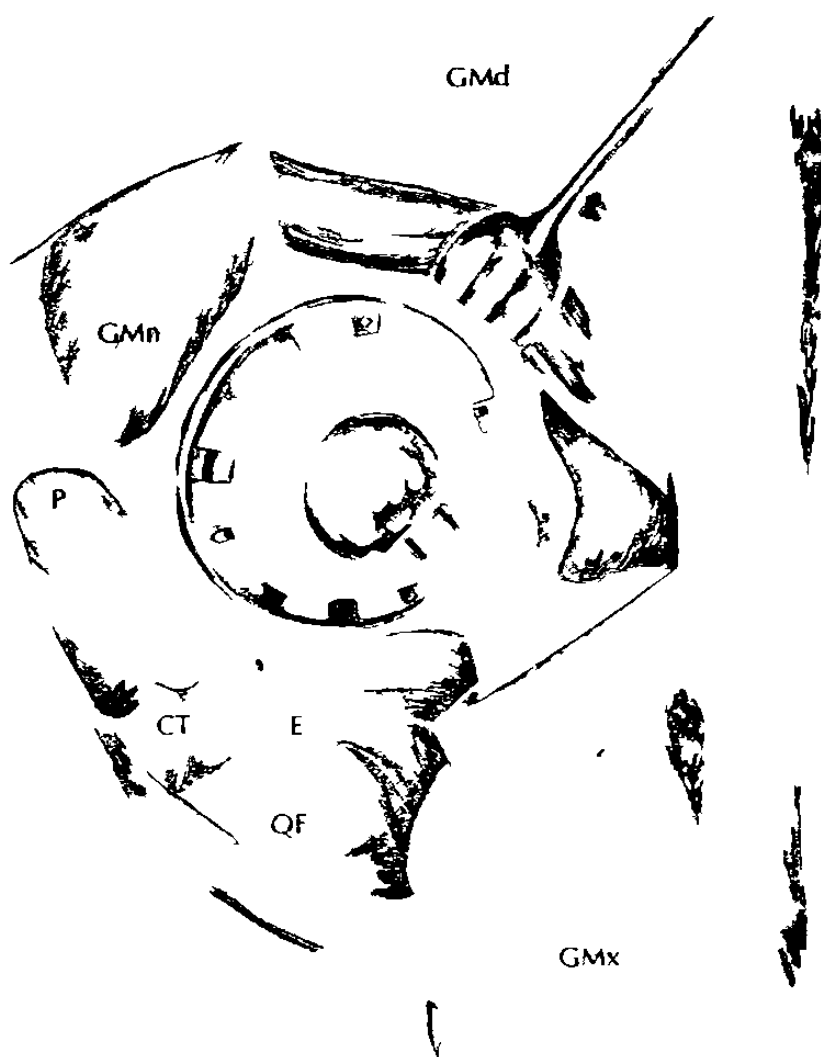


Figura 4.14 Evaluación de movilidad.

En la extensión completa y abducción neutral, no debe haber impedimento de rotación externa por culpa de la orilla posterior de polietileno a 45 grados. Si falla esto, se recoloca el inserto de polietileno para acomodar esta discrepancia. Donde sea indicado se sustituye un inserto de labio de 20 grados para aliviarte este impedimento.

Si fuera necesario remover o colocar nuevamente el inserto protésico permanente, se aplica secuencialmente el instrumento extractor apropiado en las muescas en los cuatro cuadrantes de la copa y se libera el anillo de fijación.

4.3.18 Cierre

Se irriga la herida completamente y se colocan drenajes. Donde se preservó el colgajo capsular superior, se sutura al margen posterior del glúteo medio a la altura del margen superior del trocánter mayor. Alternativamente se asegura a través de los agujeros trocántéricos taladrados. Se suturan el tendón piriformis y los tendones internos conjuntos gemelli-obturador al margen posterior del glúteo medio en forma similar. La bursa trocántérica, fascia glútea, fascia lata, tejido subcutáneo y piel son reapproximados anatómicamente en capas.

4.4 Ostéolisis

La acumulación de partículas de materiales extraños en la superficie de interface hueso-prótesis implantada produce un patrón de reacción uniforme e independiente de las características químicas del material [19,20,21]. Este patrón comprende a la formación de una membrana interfacial compuesta de macrófagos (respuesta granulomatosa), acompañada por una infiltración linfoplásmica (respuesta inflamatoria) y proliferación fibroblástica (respuesta cicatrizante) Estas respuestas, mediante un proceso similar a la encapsulación de materiales extraños, crean una membrana interfacial que se interpone entre el hueso y el implante. El crecimiento de

esta membrana puede continuar por un tiempo indefinido, siempre y cuando exista una concentración de partículas poliméricas y o metálicas [20].

La evolución progresiva de esta membrana interfacial afecta negativamente el funcionamiento del implante a través de los efectos adversos que las respuestas granulomatosa e inflamatoria tienen sobre la recuperación del tejido óseo. La membrana interfacial no solo adopta la morfología de la membrana sinovial, sino también sus características funcionales. Los tejidos interfaciales de la membrana producen potentes sustancias inflamatorias, tales como eicosanoides (prostglándina E-2), citoquinas (Interleukin-1) y metaloproteinasas (colagenasas), las cuales pueden servir como agentes promotores de la reabsorción ósea en la superficie del implante [22,23].

El espesor de la membrana interfacial, así como la intensidad de las respuestas inflamatoria, granulomatosa y cicatrizante de los tejidos, determinan el papel biomecánico de la interfase con respecto al funcionamiento del implante [24]. Inicialmente, las membranas interfaciales no son patológicas. Las capas colaginosas rimarias, denominadas comúnmente como membranas interfaciales fisiológicas, tienen un espesor de unas cuantas micras y no impiden el funcionamiento efectivo de las prótesis. Teóricamente las membranas fisiológicas interfaciales pueden presentar ciertas ventajas funcionales; ya que pueden amortiguar y distribuir más uniformemente los esfuerzos impuestos sobre la unidad hueso-implante. En contraste, la evolución de membranas patológicas con espesores que varían unos cuantos milímetros hasta más de un centímetro, generalmente están asociados con la inestabilidad mecánica y la pérdida de la integridad de la estructura hueso-implante. Esto se debe a que este tipo de membranas permiten el macromovimiento entre la prótesis y el hueso, lo cual produce dolor en el paciente, e interfieren con la deseada transferencia de esfuerzo entre los componentes de la prótesis y el tejido óseo adyacente.

Actualmente existe una gran controversia con relación a la patogénesis de membranas patológicas interfaciales. Algunos investigadores [25,26] han propuesto que, en el caso de las artroplastias cementadas, los efectos nocivos del metilmetacrilato

(en estado monomérico ó polimérico), así como el calor producido durante la polimerización, resultan en la destrucción del tejido adyacente al implante. De acuerdo con esta hipótesis, la evolución de una membrana tisular interfacial blanda ocurre como consecuencia de los procesos recuperativos del tejido secundario óseo dañado. Una vez que la membrana superficial patológica se ha formado y la estabilidad de la prótesis se ha perdido, la membrana puede continuar creciendo progresivamente debido a que el micromovimiento y macromovimiento posterior aceleran los procesos de desgaste y corrosión de los biomateriales. Esto produce un incremento en la concentración de partículas poliméricas y metálicas en la interfase. La dinámica de este proceso permite explicar el crecimiento de las membranas superficiales patológicas en función de las alteraciones inflamatorias, granulomatosas y cicatrizantes asociadas con la presencia de partículas en la interfase hueso-implante.

Tradicionalmente las partículas de metilmetacrilato han sido asociadas con el proceso de desintegración del tejido óseo adyacente al implante y, en consecuencia, de la eventual pérdida de integridad de la estructura hueso-implante [27,28]. A este mecanismo se le ha dado el nombre de “enfermedad del cemento” y sus efectos nocivos dieron origen al desarrollo de implantes no cementados en los cuales la unión del implante al hueso se logra mediante el crecimiento del tejido óseo sobre recubrimientos porosos superficies microtexturizadas [11]. Sin embargo la artroplastia no cementada no ha resuelto el problema de la desintegración del tejido óseo. Reportes clínicos sobre hemi-artroplastias no-cementadas [29,30] que datan de la década de los años 50s, involucrando materiales como el nylon, el polietileno y el PMMA, indican fracasos después de tiempos post-operativos muy cortos. Estas fallas fueron atribuidas al desgaste abrasivo generalizado de la articulación y a la destrucción masiva del tejido óseo que se observó durante el proceso. Existen reportes recientes [31,32] de este fenómeno el cual ocurre también rápidamente en los diseños contemporáneos de prótesis no cementadas.

J. H. Boss [20] menciona que en las membranas interfaciales de prótesis cementadas, la cantidad de partículas PMMA depositadas en la interfase y la intensidad

de la respuesta granulomatosa resultantes son minimas en comparacion con los procesos reactivos generalizados producidos por las grandes cantidades de particulas de polietileno y metal depositadas en las interfaces patológicas de prótesis no cementadas [33]. Estos investigadores también han presentado evidencia experimental sobre la similitud de las características morfológicas y funcionales de las membranas interfaciales producidas en prótesis cementadas y no-cementadas. El deposito en las partículas en la interfase induce reacciones linfociticas y macrofagicas con efectos adversos sobre los tejidos adyacentes, especialmente sobre el tejido óseo. La intensidad de estas reacciones depende de la producción de sustancias celulares inflamatorias, que a su vez, son independientes de la naturaleza química de los agentes que la provocan.

Clarke [19] revisó los problemas clínicos asociados con la destrucción del tejido óseo debido a la reaccion del sistema inmunológico ante la presencia de materiales extraños. La conclusion de este trabajo fue que “cualquier partícula después de ser fagocitada por macrófagos, producida durante el desgaste y la corrosión de cualquier material de implante, puede contribuir significativamente al proceso de destrucción del tejido óseo”.

4.5 Desgaste y Condrólisis Poshemiartroplastia de Cadera

El desgaste y condrólisis acetubular ha sido poco estudiada, sin embargo, existen en la literatura artículos importantes al respecto. Si recordamos la prótesis tipo Smith Petersen mostró desgaste minimo en la parte acetubular, los problemas principales a largo plazo fueron en la parte femoral, debido a que durante la operación se lesionaban las arterias circunflejas produciendose una necrosis avascular de cabeza femoral con reabsorción del cuello. Aufranc [34], estudiando los resultados a largo plazo de las copas de vitallium, encontró que en el acetabulo en donde se había resecaado el cartilago articular, se formaba un fibrocartilago sin erosion acetabular.

En las operaciones de reintervenciones por copas de vitallium fallidas, se encontro un fibrocartilago sano en el acetabulo y una reabsorcion de la cabeza y cuello femorales, que contrasta con la membrana necrotica que se encuentras cuando se opera una hemiprotesis, en la cual no se ha resecado el cartilago articular.

Mahalingan y Reidi [35], comunicaron un caso de 45 años de evolucion de una copa tipo Smuth Petersen que había sido operada por Mr. Alexander Law en el London Hospital en octubre de 1949, que llevo una vida normal hasta enero de 1995 en que se reportó este caso. Sin embargo, tenía un acortamiento de 6 cm debido a que la cabeza y el cuello femoral se habian reabsorbido; el acetábulo se encontraba sin desgaste.

En el Instituto Nacional de Ortopedia, el Dr. Enrique Escalante opero varios pacientes que en la actualidad tienen 30 años de evolucion que si bien han tenido una reabsorcion osea de la cabeza y del cuello femoral, no han tenido desgaste acetabular.

En un estudio de Sauri y Lazcano de hemiartroplastias de Thompson entre dos y nueve años de evolucion, se encontro desgaste acetabular en el 80% de las caderas y 5% de protusion acetabular



Figura 4.15 Protusion acetabular.

Phillips [36], en 72 caderas estudiadas entre 3 y 14 años de evolución encontró desgaste en 34 de los 38 pacientes activos y ninguno de los pacientes inactivos.

El desgaste en las prótesis bipolares fue estudiado por Katsuya Nakata y colaboradores [37], habiendo encontrado en 65 caderas con un promedio de 7 años de evolución (5 a 13) un promedio de 65% de buenos resultados y migración en 75%, la cual fue progresiva en el 62% de los casos. La progresión de la migración y erosión, estaba en relación directa con la osteólisis acetabular. En los últimos estudios histopatológicos en la pseudocápsula, se encontraron fagocitadas numerosas partículas de metal. La presencia del polietileno empeora aún más la destrucción celular y produce un nivel mayor de condrolisis.

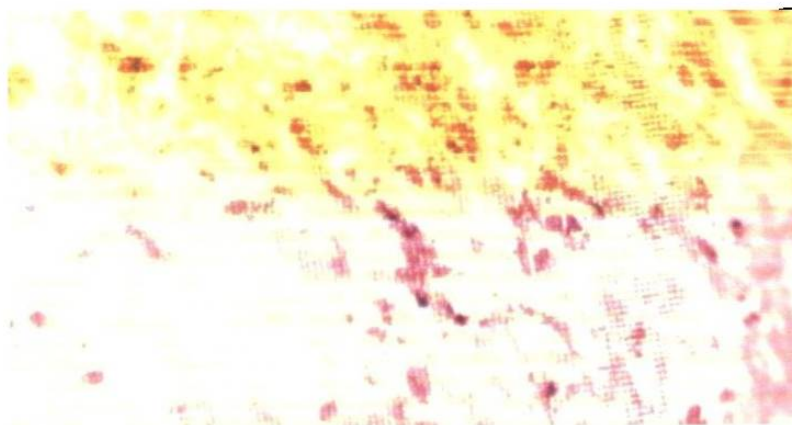


Figura 4.16 Estudio histopatológico del cartílago necrótico del acetábulo.
(Necrosis. Partículas de metal).

En la Universidad de Mc Gill, Crues [38], realizó un estudio muy completo en 26 perros a los cuales se les colocó una prótesis parcial de cadera, estudiadas hasta por intervalos de 24 semanas. Se encontró, una pérdida de proteoglicanos, seguida de una destrucción progresiva del cartílago articular, con una actividad subcondral intensa sugiriendo que el esqueleto se había remodelado a la forma de la prótesis.

Seral Iñigo y colaboradores [38] en la revista española de ortopedia y traumatología comunican dos casos de erosión acetabular posartroplastia parcial de

cadera. A corto plazo (10 meses) el cartílago aparece recubierto de pannus, conservando su integridad. A mediano plazo (7 años), en otro caso el pannus subcondral y precondral han eliminado el cartílago en la mayor parte del acetábulo.

De todos los estudios antes mencionados se puede concluir que: La condrólisis acetabular poshemiarthroplastia de cadera es un síndrome doloroso que se origina por la presión que la cabeza femoral metálica ejerce sobre el cartílago articular del acetábulo, casos de prótesis unipolares, metalosis y osteólisis más severa en casos de prótesis bipolares.

Referencias

- [1] Charnley J. Low fricción artroplasty of the hip, Spring Verlag, 1972.
- [2] Tanger M, Malone W, J Bone Joint Surg March 1972; Vol T4-A N°3
- [3] Galante JO. Local responseto biomaterials Bone loss in cementlessfemoral stems. Instruccional course N° 103. American Academy Of Orthopedic Surgeons, 1993
- [4] Eftekhar n. S. Charnley low fricción torque arthroplasty. A study of Long Term Results. Clin Orthop 1991; 81-93
- [5] Salvati E, Wilson PD and AS. A Then years follow up study of our first one hundred conservative Charnley total hip J Bone Joint Surg 1981; 63A:753
- [6] Kavanaugh BF, Dewitz MA, Stauffer RN, Coventry MB. Charnley total hip artroplasty with cement. J Bone Joint Surg 1989; 71-A: 1496-1503
- [7] Kavanaugh BF, Wallrichs S, Dewitz MA et al. Charnley low fricción arthroplasty of the hip. Twenty year results with cement. J Arthroplasty 1994.
- [8] Armando Salinas Rodríguez. Avances y Perspectivas. Vol 13. (1994)
- [9] J. Charnley: Acrilic Cement in Orthopedic Rugery, (Edinburgh, 1970) p. 2; J. Surg. 42B,28 (1960); ibid, 46B, 618 (1964); 47B, 354 (1965).
- [10] L.linder, en Bicompatibility of Orthopeadic Implants, ed. D.F. Williams (CrC Press, Boca Ratón, FL, 1982) Vol. 2 , p.1
- [11] R. M. Pilliar, Clin. Orthp. 42 176,(1983).
- [12] R.G.T Geesink, K. de Groot y C. P. A. T. Klein, Clin. Orthop., 255,147 (1987)
- [13] J.E. Davis, en Handbook of Bioactive Ceramics, eds. T. Yamamuro, L. L. Hench y J. Wilson, (CRC Press, Boca Raton, F. L, 1990) Vol. 1, p. 195.
- [14] M. Ogura, T. Sakae y J. E. Davies, en Biceramics, eds W. Bonfield, G. W. Hastings y H. E. Tafer (Butterworth Heinemann, London, 1991) Vol. 4
- [15] J. E. Davies, P. Ottensmayerm X, Shen, M. Hashimoto y S.A.F. Peel en The Bone Material Interface, ed. J. E. Davies (Univ. Of Toronto Press,1991) p. 214
- [16] N. A. Coombs, (Mater Res. Soc. Symp. Proc., 110, 349, (1987).
- [17] J. E. Davies, R. M. Pilliar, D. C. Smith y R. Chernecky en Bioceramics, op. cit.
- [18] J. E. Davies, N. Nagai y D. C. Smith, en The Bone Material Interface, op. cit.

- [19] I. C. Clarke, P. Campbell y N. Kossovsky, ASTM-STP 1144, ed. Kenneth R. St. John (ASTM, Philadelphia, P.A, 1992) p.7.
- [20] J. H. Boss, I. Sharjawi, M. Soundry y G. Mendes, en ASTM-STP 1144, OP.
- [21] S. B. Goodman y V. L. Foumasier: en ASTM-STP 1144, op. Cit.
- [22] M. Spector, S. Shorthkroff, H-P Hsu, N. Lane, C. B. Sledge y T. S. Thornill, Clin. Orthop. 261 140 (1990).
- [23] A. M. Appel, W. G. Sowder, C. N.Hopson y J. H. Herman, en Proc. 34th Annual Meeting of the Orthopedic Research Society, Atlanta,, GA, 1998, p.362
- [24] M. A. R. Freeman, G. W. Bradley, J. Bone Jt. Surg. 64B, 489 (1982)
- [25] H. U. Debrunner, A. Wettstein y P. Hofer en Advances in artificial Hip and Knee joint Surgery, eds. M. Shaldach y D. Omán (Springer-Verlag, NY. 1976) p. 294.
- [26] P. R. Meyer, E. P. Lautenschlager, J. Bone Jt. Surg., 55A. 149 (1973).
- [27] W. H. Harris, A. L. Schiller, , Bone Jt. Surg. 58A, 612 (1976)
- [28] W. H. Harris, The New England Journal of Medicine, 223 (1990) 534.
- [29] P.H Newman y J. T. Scales: J. Bone and Joint Surg., 33B (1951) 392.
- [30] J. T. Scales. Biological and Mechanical Factors in Prosthetic Surgery, en "ModernTrend in Surgical materials (Butterworth, London, 1958) p. 70.
- [31] S. D. Cook, K. A. Thomas y R. J. Jr. Haddad: Clin. Orthop. Rel. Res., (1986) 127.
- [32] M. Jasty, W. J. Maloney, W. H. Harris, J. O. Galante y J. J. Callaghan: ASTM-STP 1144, ed. Kennet R. St. John (ASTM, Philadelphia, P.A. 992). P. 61.
- [33] N.A. Johanson, P. G. Bullough, Xlin, Orthop. Rel. Res., 218 (1987) 123.
- [34] Aufranc OE. JW Edwards. Instructional course, Lectures II: 163 Ann Arbor, Am. Acad. Orthop Surg 1954.
- [35] Ma. Haligam K. and Reidy D. Smith Petersen Vitallium Mould Arthroplasty a 15 years follow up. J. Bone joint surg. (Br). 1996; 78-B: 496-479.
- [36] Phillips TW. Thompson Hemiarthroplastyand acetabular erosion . J. Bone jint Surg 1989; July Vol. 76 A N°6
- [37] Nakat5a k and col. Acetabular Osteolysis and Migration in Bipolar Arthroplasty of the hip. Jour Bone Joint Surg (Br) 1997; 79-B: 258-64.
- [38] Crues RL, and Co.. J. Bone Joint Surg August 1984; Vol. 66-B.