

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FASES INTERMETALICAS EN ALEACION ASTM F75
PARA PROTESIS

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN
CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES

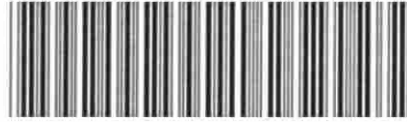
PRESENTA:

MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNANDEZ RODRIGUEZ

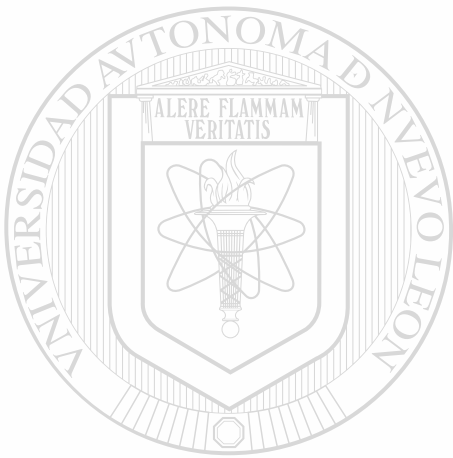
CD. UNIVERSITARIA

MAYO DE 2001

TM
Z5853
.M2
FINE
2001
H475



1020146078



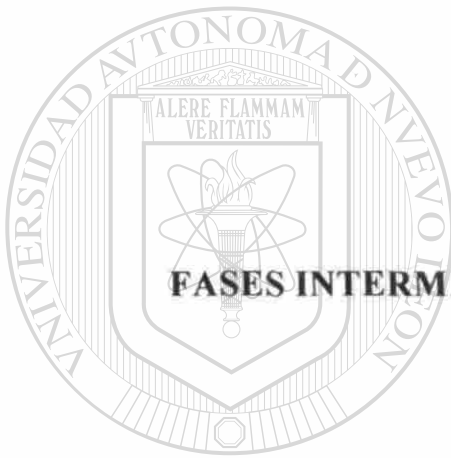
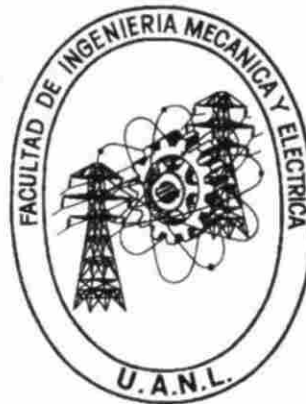
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FASES INTERMETÁLICAS EN ALEACIÓN ASTM F75 PARA PRÓTESIS

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS MATERIALES

PRESENTA

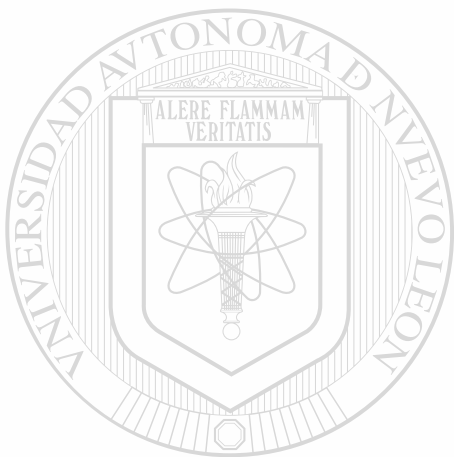
MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRÍGUEZ

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

0150-59860

TH
Z5853
•M2
FIME
2001
H475



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

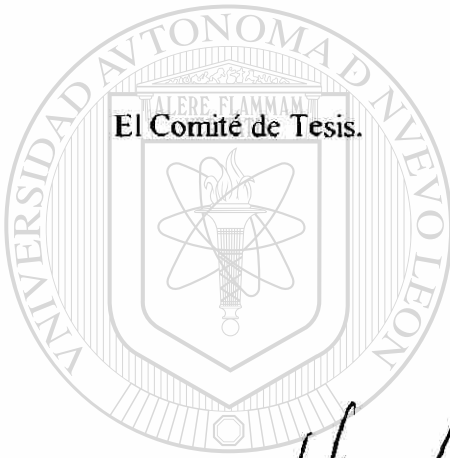
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Fases Intermetálicas en Aleación ASTM F75 para Prótesis" realizada por el alumno Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, matrícula 806660 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



Asesor

Dr. Alberto Pérez Unzueta

Coasesor

Dr. Zygmunt Haduch Suski

Coasesor

Dra. Dora Irma Martínez Delgado

Vo. Bo.

M.C. Roberto Villareal Garza

San Nicolás de los Garza, N.L., Mayo del 2001

DEDICATORIA

A “DIOS” QUE NUNCA ME HA ABANDONADO

A MI HIJA ALEJANDRA QUIEN ME MOTIVA A SER MEJOR

AL AMOR DE MI VIDA: GABRIELA

**CON MUCHO CARÍÑO, A MIS PADRES Y A MI HERMANO
DAVID**

A FERNANDO CHAPA.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



AGRADECIMIENTOS

A “Dios” por haberme dado salud para la realización de este trabajo.

A mis padres Marco Antonio Hernández U. y Blanca Elia Rodríguez por su gran apoyo a lo largo de mi vida.

A mi esposa quien me ha comprendido durante la elaboración de este trabajo y me ha apoyado incondicionalmente.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta quien además de asesorarme en mi trabajo de tesis me brindó su apoyo durante momentos difíciles de esta etapa.

A la Dra. Dora Irma Martínez quien además de participar valiosamente en este trabajo me brindó su noble amistad a lo largo de esta etapa.

Al Dr. Zygmunt Haduch S. por su gran participación en este trabajo.

A los doctores del DIMAT de quienes aprendí mucho durante y fuera de los cursos de maestría.

A la familia Partida Álvarez quienes me han apoyado invariablemente.

A mis compañeros de generación. En especial a Jacobo, Gil, Jorge G, Manuel, Julián, Eliud, Fernando, El Coatza, Rodrigo, Andrés, el Macho, Luis, quienes juntos conocimos las altas montañas.

Al CONACyT por su generoso apoyo.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica Y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León.

A COMIMSA por su apoyo de infraestructura para la elaboración de este trabajo.

PREFACIO

Una de las características del ser humano ha sido la de tratar de aliviar sus enfermedades. Perdidos en la historia de la humanidad se encuentran los primeros usos de remedios para dichos fines. Los grandes avances que vemos hoy en día en el campo de la medicina, reflejan esta inherente necesidad del ser humano. Uno de los 12 avances más importantes en la medicina en la segunda mitad del siglo XX, fue el reemplazo total de cadera usando prótesis metálicas y de polietileno. A pesar de este gran avance, aun se encuentran algunos problemas, principalmente el aflojamiento de la prótesis en el hueso en el que se ha insertado y el desgaste de los componentes artificiales.

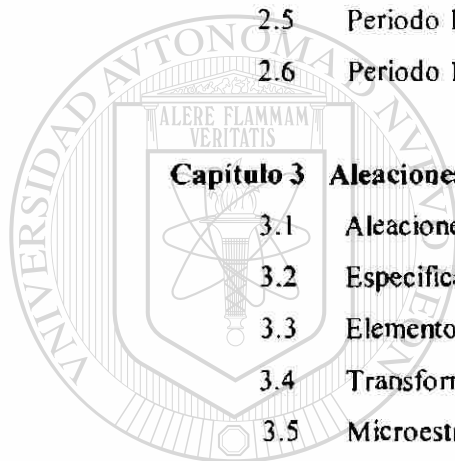
El presente trabajo se enfoca a contribuir de manera indirecta en el segundo problema mencionado: el desgaste, el cual esta influenciado entre otros factores por las características superficiales de ambos componentes. En este estudio se observa el efecto de la formación de fases frágiles durante el tratamiento térmico de solución con respecto a la rugosidad. Estas fases frágiles, debido a su baja energía de adhesión con la matriz caen fácilmente durante el pulido lo cual crea discontinuidades en la superficie afectando a la rugosidad.

La contribución de este trabajo, ha sido una disertación sobre el origen de las fases intermetálicas, su dependencia con los parámetros del tratamiento térmico y su efecto en la calidad superficial de las prótesis, en términos de rugosidad.

El presente trabajo es bienvenido como un aporte necesario en el amplio espectro del análisis científico y en particular de la ciencia e ingeniería de los materiales que actualmente esta realizándose a nivel internacional en este tipo de aleaciones.

Indice

Capítulo 1	Introducción	1
Capítulo 2	Los Implantes Ortopédicos a Través del Tiempo	5
2.1	Mundo antiguo (400 A.C.)	5
2.2	Periodo 1800-1850	6
2.3	Periodo 1850-1920	6
2.4	Periodo 1920-1950	9
2.5	Periodo 1950-1970	12
2.6	Periodo 1970-1990's	13
Capítulo 3	Aleaciones de Cobalto	16
3.1	Aleaciones de base cobalto para uso quirúrgico	16
3.2	Especificaciones ASTM para aleaciones Co-Cr-Mo-C	17
3.3	Elementos microaleantes	22
3.4	Transformación alotrópica del cobalto	23
3.5	Microestructura	24
3.6	Fases TCP (Topologically compact phases)	24
3.7	Tratamientos térmicos en aleaciones base cobalto para uso quirúrgico	28
Capítulo 4	Aspectos Médicos	33
4.1	Evolución de la artroplastia de cadera cementada	33
4.2	Oseointegración de algunos biomateriales	35
4.3	Cirugía de implante de cadera	37
4.3.1	Planificación preoperatoria	37
4.3.2	Incisión de la fascia	39
4.3.3	Exposición inicial	40
4.3.4	Capsulotomía posterior	40
4.3.5	Resección femoral	41
4.3.6	Capsulotomía anterior	42



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

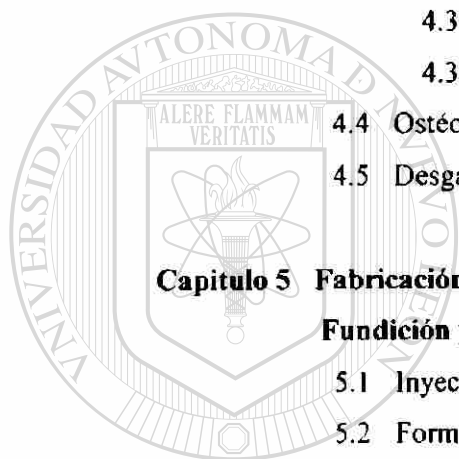
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



4.3.7	Preparacion acetabular	42
4.3.8	Limadura (reaming)	43
4.3.9	La prueba acetabular	44
4.3.10	Colocación de los tornillos de fijacion	45
4.3.11	Asentamiento de la prótesis acetabular permanente	46
4.3.12	Inserto de prueba acetabular	48
4.3.13	Colocación de la prótesis	49
4.3.14	Preparacion femoral	50
4.3.15	Inserto acetabular permanente	52
4.3.16	Ensamble de la cabeza femoral	54
4.3.17	Evaluación de la movilidad de la cabeza	55
4.3.18	Cierre	56
4.4	Ostéolisis	56
4.5	Desgaste y condrólisis poshemiartroplastia de cadera	59

Capitulo 5 Fabricación de Prótesis por el Proceso de Fundición y Vaciado de Precisión

		65
5.1	Inyección de cera	66
5.2	Formación de árboles de colada	67
5.3	Recubrimiento cerámico y secado	68
5.4	Evacuación de la cera con autoclave	70
5.5	Sinterizado	71
5.6	Fusión y vaciado	72
5.7	Subprocesos finales	74
5.7.1	Corte de prótesis del arbol de colada	74
5.7.2	Sand Blast	74
5.7.3	Pruebas de calidad	74
5.7.3.1	Inspección visual	74
5.7.3.2	Microestructura	74
5.7.3.3	Análisis químico	75
5.7.3.4	Propiedades mecánicas	75
5.7.3.5	Dimensional	76
5.7.4	Acabado final	76

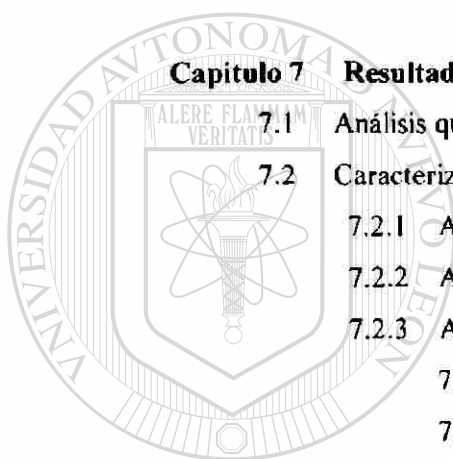


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Capítulo 6	Experimentación	77
6.1	Procedimiento experimental	77
6.2	Obtención de las muestras ASTM F75	79
6.3	Tratamiento térmico de solución	84
6.4	Caracterización	87
6.4.1	Análisis químico	87
6.4.2	Análisis metalográfico	88
6.4.3	Microscopía electrónica de barrido	89
6.4.4	Medición de rugosidad	89
Capítulo 7	Resultados y discusión	91
7.1	Análisis químico	91
7.2	Caracterización realizada en estructura de colada	92
7.2.1	Análisis metalográfico	92
7.2.2	Análisis de microscopía electrónica de barrido	96
7.2.3	Análisis de imágenes	98
7.2.3.1	Fracción de porosidad	98
7.2.3.2	Fracción de carburos	99
7.2.4	Análisis de rugosidad en la muestra de colada	99
7.3	Muestras tratadas térmicamente con diferentes velocidades de calentamiento	100
7.3.1	Caracterización de las muestras tratadas térmicamente	101
7.3.1.1	Análisis metalográfico	101
7.3.1.2	Análisis superficial. Porosidad, carburos y rugosidad	107
7.3.1.3	Análisis de microscopía electrónica de barrido	111
7.4	Porosidad, rugosidad y comportamiento tribológico.	126
Capítulo 8	Conclusiones	128
	Recomendaciones	129



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN

Uno de los problemas que aun no se han resuelto en los implantes quirúrgicos para articulaciones, es el desgaste de alguno de los componentes en contacto, esto propicia severos problemas de salud teniendo que reintervenir. El sistema tribológico está constituido de dos componentes: El vástago, generalmente fabricado de aleación base cobalto y la copa acetabular que principalmente se ha fabricado con polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE). Las características superficiales, entre ellas la rugosidad de ambos materiales están ampliamente relacionadas con el comportamiento de desgaste

El siguiente trabajo esta enfocado en la parte metálica hecha de aleación ASTM F75 (Co-Cr-Mo-C), se describe uno de los métodos alternos de fabricación de prótesis (Fusión y vaciado de precisión) donde uno de los subprocesos es el incremento de propiedades mecánicas mediante un tratamiento térmico de solución.

Tomando en cuenta que la esfera acetabular es pulida durante el proceso de fabricación y que durante el tratamiento térmico se pueden formar fases intermetálicas, en el siguiente trabajo se investigó la relación de la velocidad de calentamiento del tratamiento térmico de solución a una temperatura de 1220°C con respecto a las siguientes variables: formación de fases intermetálicas, porosidad y la rugosidad.

Para obtener la correlación entre dichas variables se caracterizó la microestructura antes y después de tratamientos térmicos utilizando microscopía electrónica de barrido y microscopía óptica, se utilizó un software de análisis de imágenes para cuantificar las partículas de diversas fases presentes así como los poros. Se obtuvo el comportamiento entre los parámetros mencionados pudiendo predecir en tratamientos térmicos de solución la microestructura con respecto a la formación de fases intermetálicas que a su vez se desprenden formando poros e incrementando la rugosidad.

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 solucionado 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.

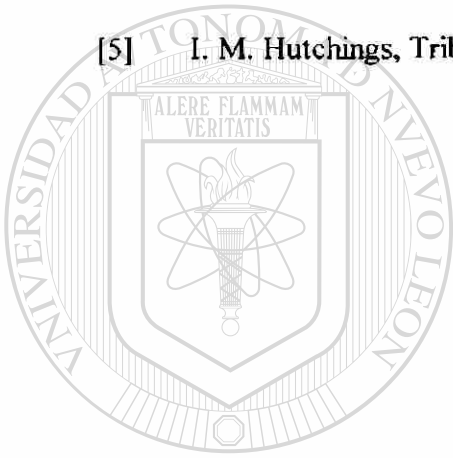
Hipótesis: El comportamiento tribológico (fricción y desgaste) de los materiales de prótesis (aleación ASTM F75) depende de la rugosidad de la superficie de contacto. A su vez, la rugosidad depende de las técnicas de fabricación, fases presentes y operaciones de pulido. Existen fases frágiles que se 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. Hemiartroplastia de cadera tipo Lazcano para fracturas intertrocánticas, Ed. JGH, 1998
- [4] D. Downson, ENGINEERING NEWS, july 1992
- [5] I. M. Hutchings, Tribology, ed. Edward Arnold. 1992



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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 Hipócrates

Hipócrates también trabajó con las curvas fisiológicas y sus funciones en la espina dorsal. Además, propuso el tratado 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

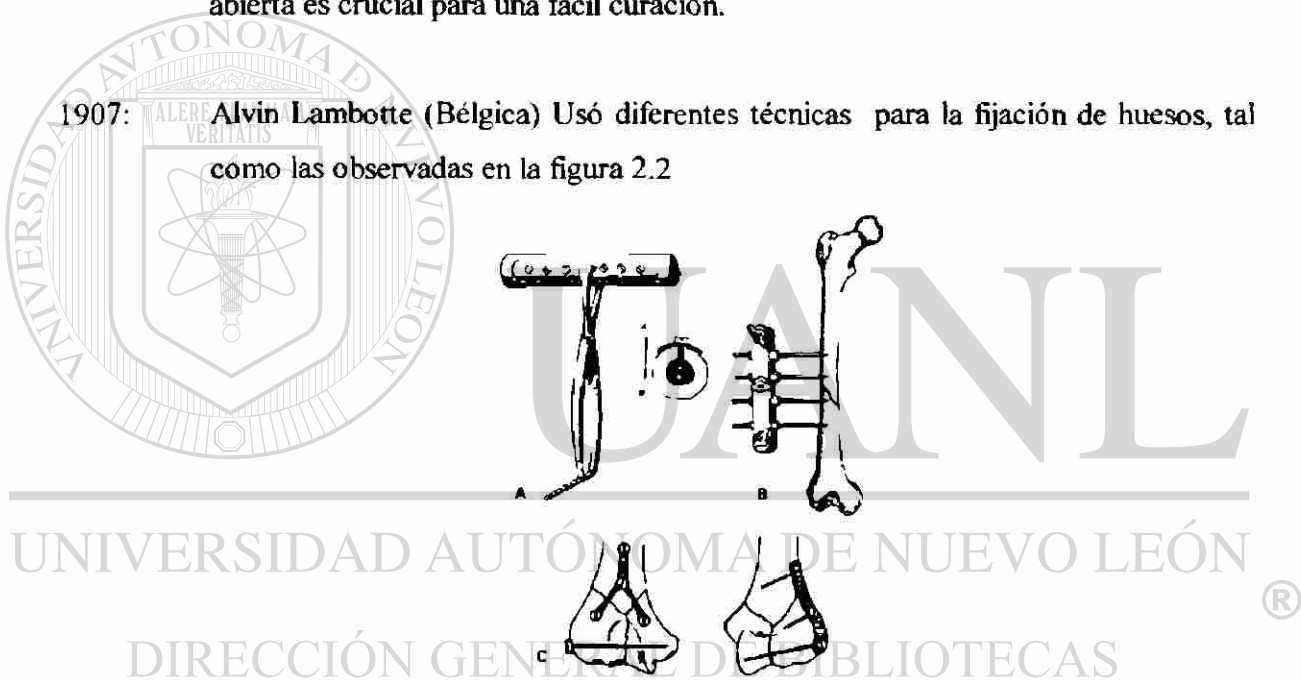


Figura 2.2 A) Fórceps y placas curvas para mejor acoplamiento de placa-hueso con fijación de tornillos. B) Fijación externa C) Fijación interna .

- 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.

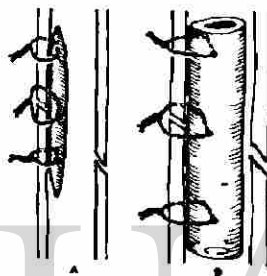


Figura 2.3 Estabilización de hueso mediante sutura con ganchos

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

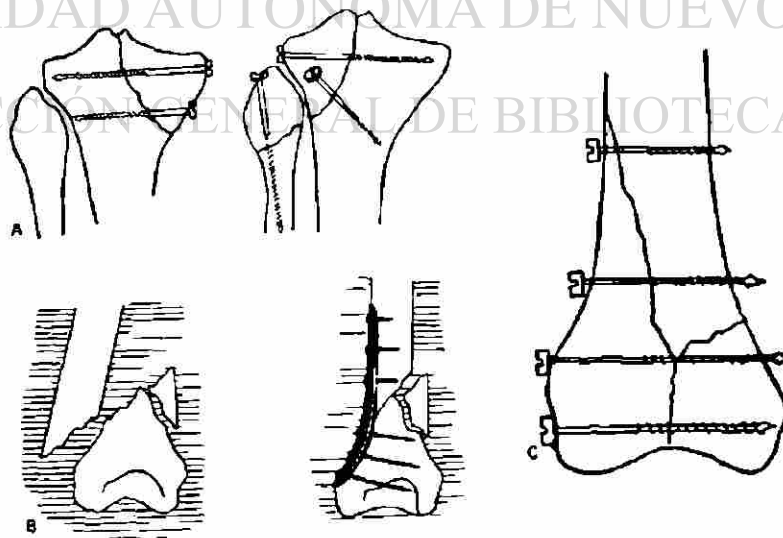


Figura 2.4 Fijación interna de fracturas intra-articulares de la tibia

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 mecánicas.
- 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 acetabular 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 observó en radiografías una evidente pérdida 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 desarrollo 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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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

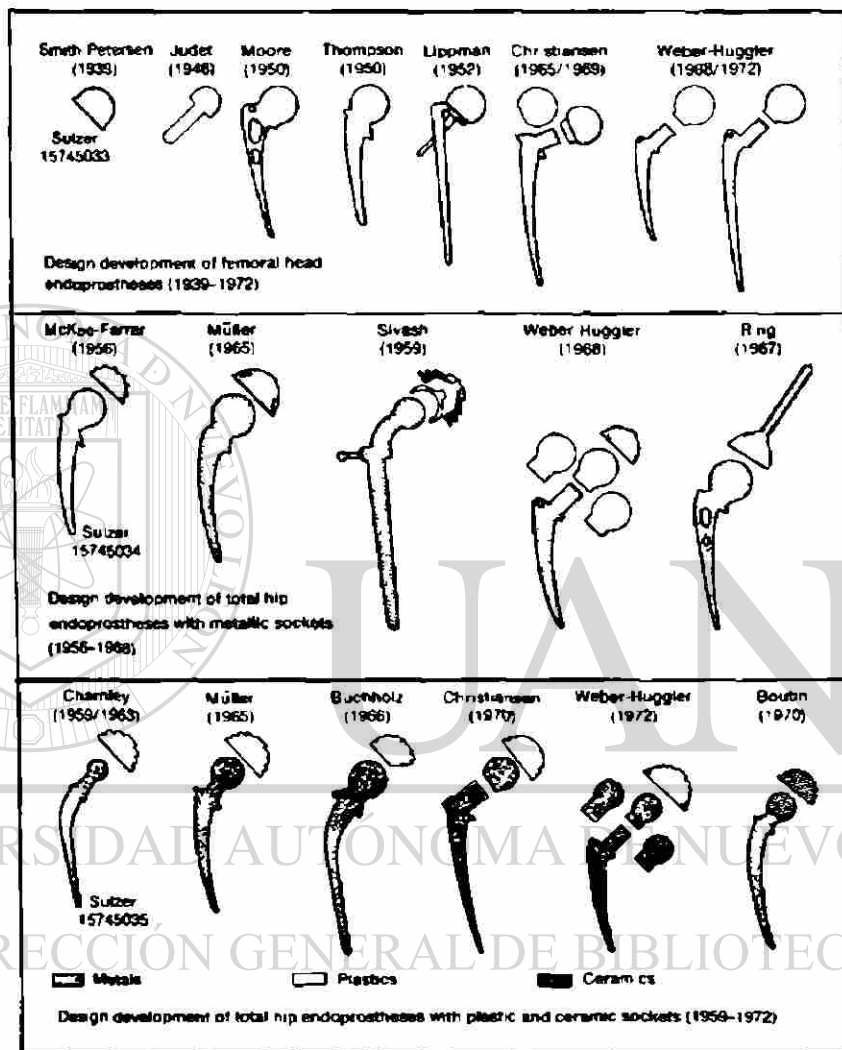
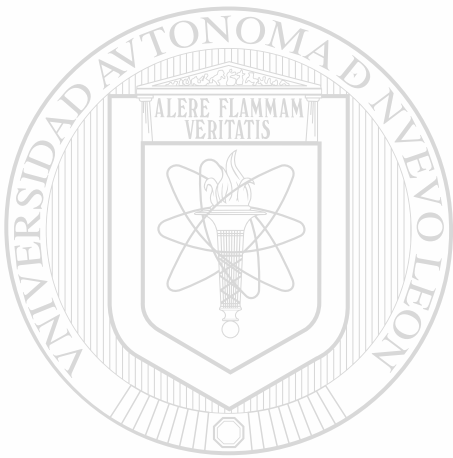


Figura 2.5 Diseños para implante de cadera total (Sulzer Bros Ltd Winterhur, Switzerland)

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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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 malévolo 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 limite
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 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 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 extiende 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.

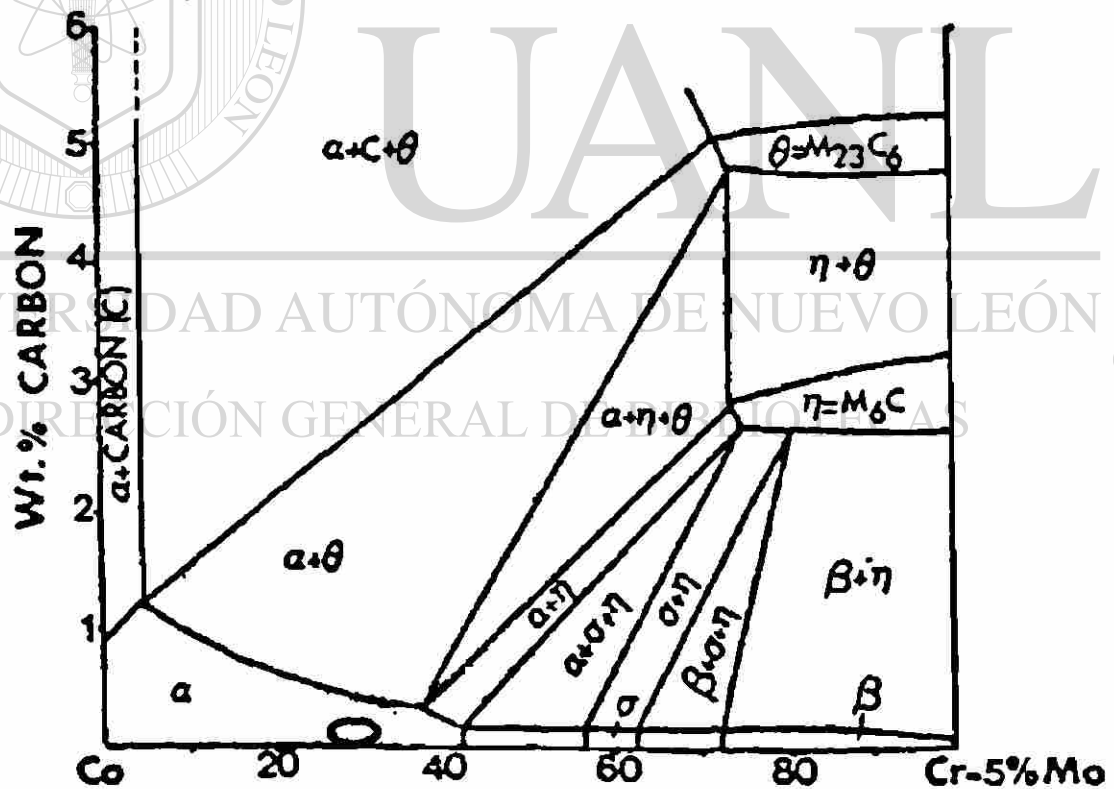


Figura. 3.1 Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C.

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.

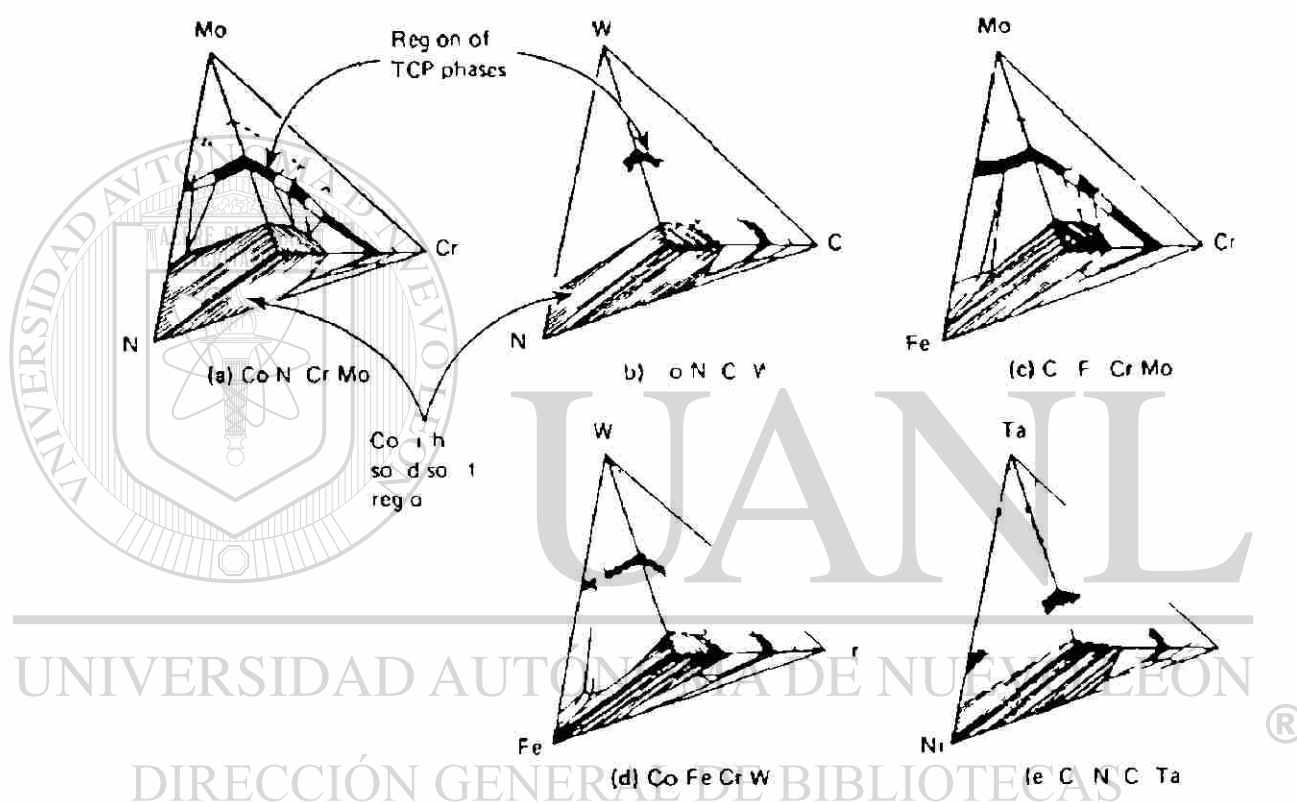


Figura 3.2 Diagramas de fase cuaternarios a 1200 C mostrando principalmente la ubicación de fases TCP.

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].

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

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.

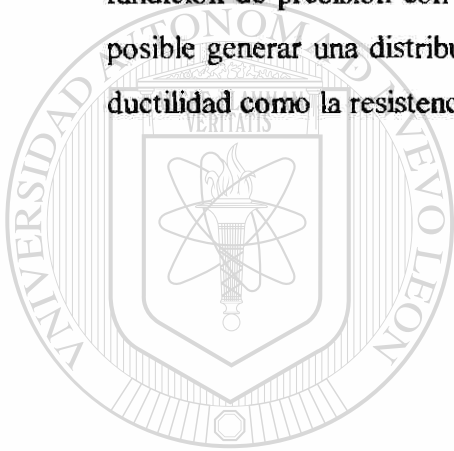
Dobbs y Robertson [11] estudiaron el efecto sobre las propiedades mecánicas de la aleación Co-Cr-Mo-0.25% C en muestras con tratamientos térmicos de solución

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 térmicos 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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 Rodriguez, 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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 sustratos 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.

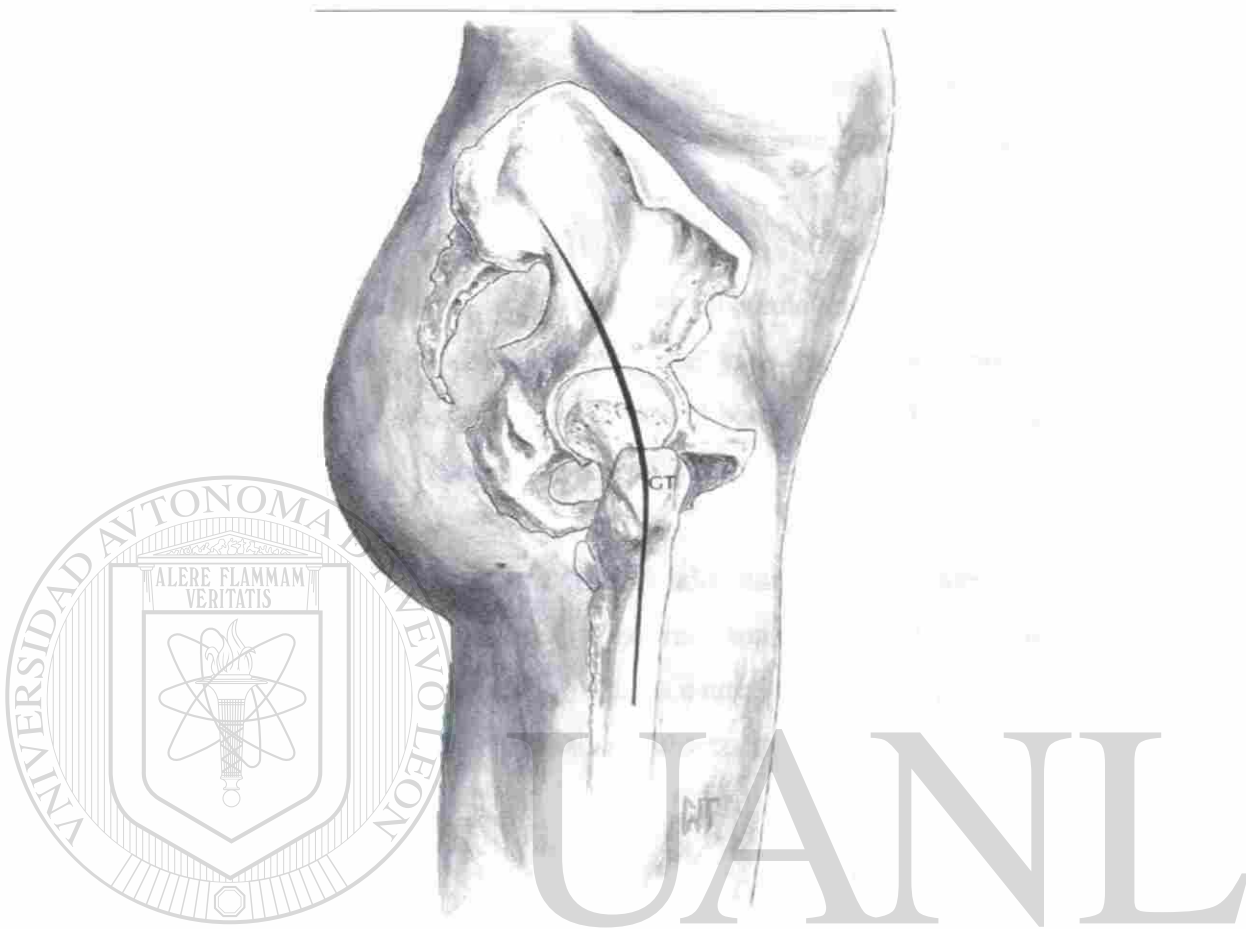


Figura 4.1 Abordaje posterolateral (paciente colocado en posición de decúbito lateral).

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.

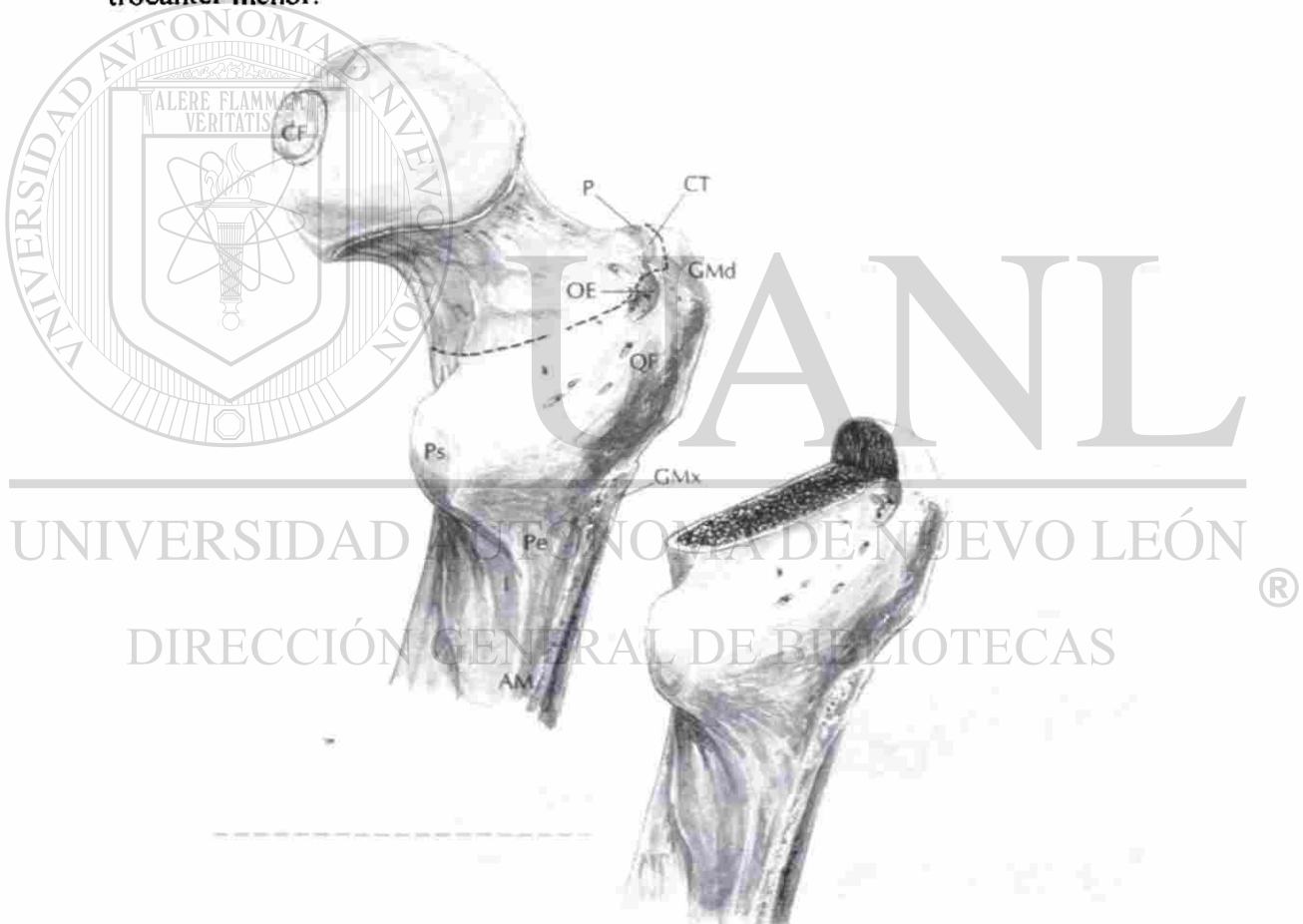


Figura 4.2 Corte del hueso femoral para implante de prótesis total de cadera

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 isquiál 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 fíleon, 2 cm por encima del margen superior del labrum acetabular. De esta forma se obtiene una vista sin obstrucciones del acetábulo. 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 fôvea 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 acetabular.

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.

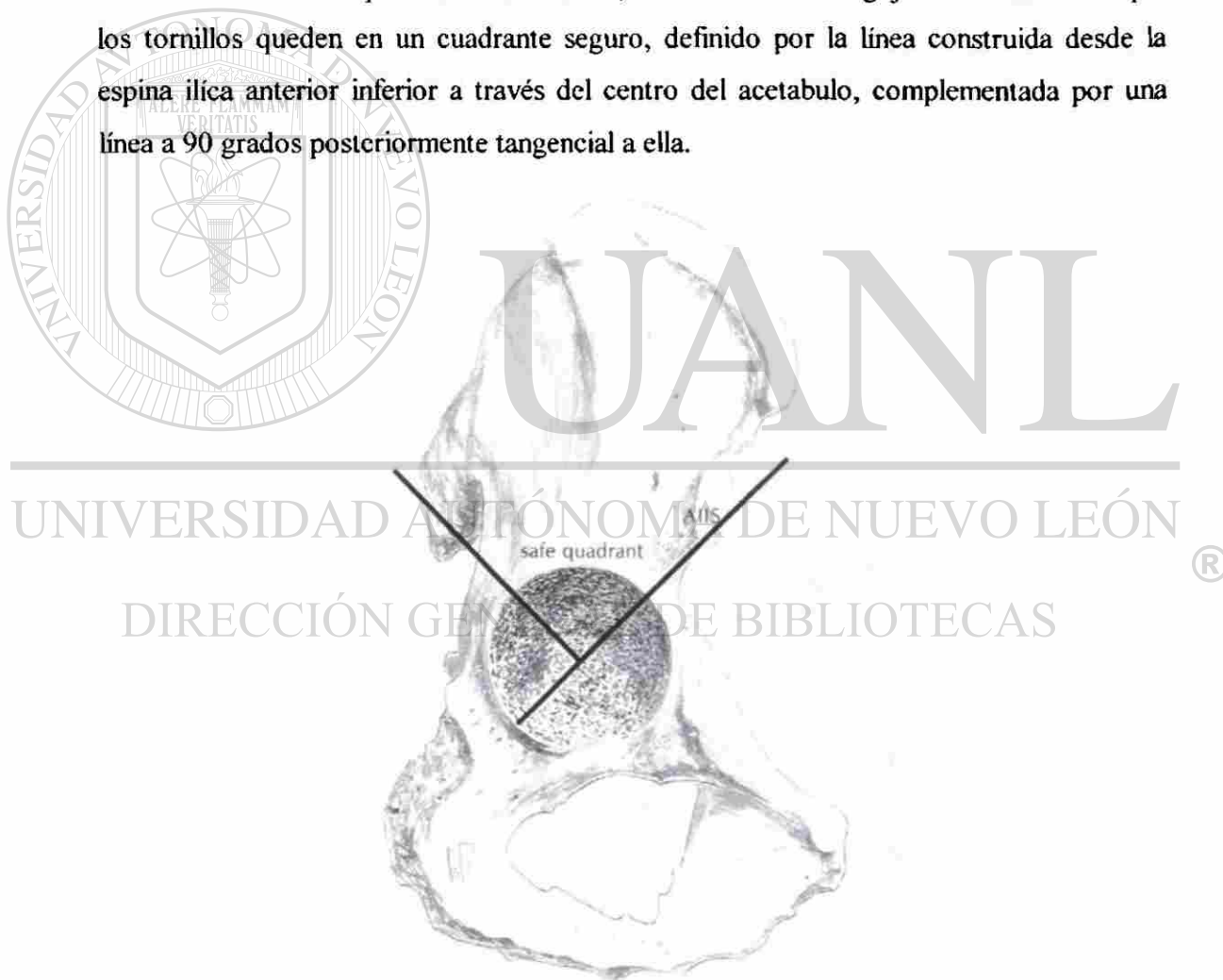


Figura 4.6 Colocación de tornillos.

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 transverso, 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.

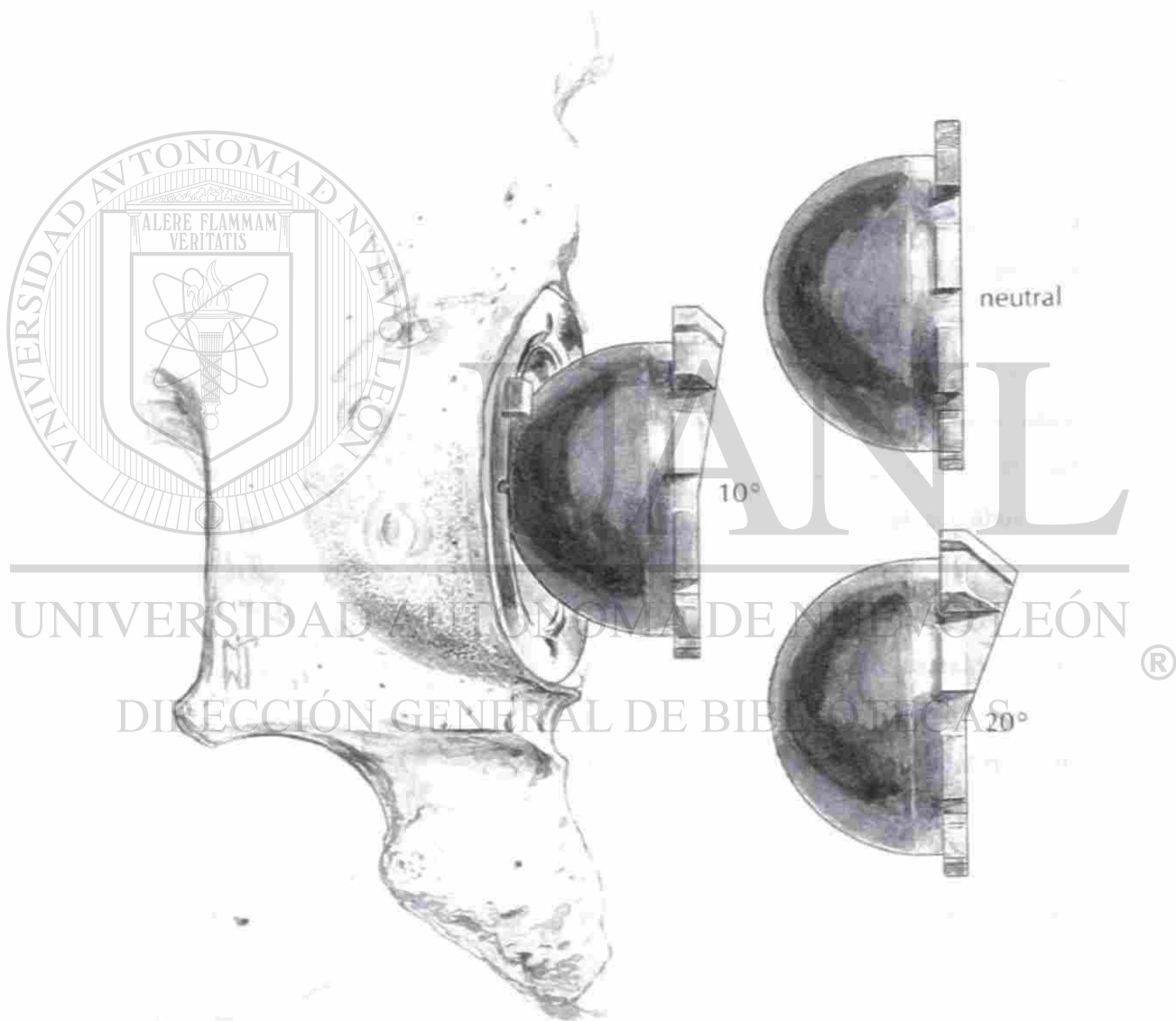


Figura 4.9 Inserto de prueba acetabular.

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 prótesis

En preparacion para una prótesis acetabular cementada, el acetábulo es limado al mismo diametro del tamaño de la prótesis 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 irrigación a presión 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 alineación. 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).

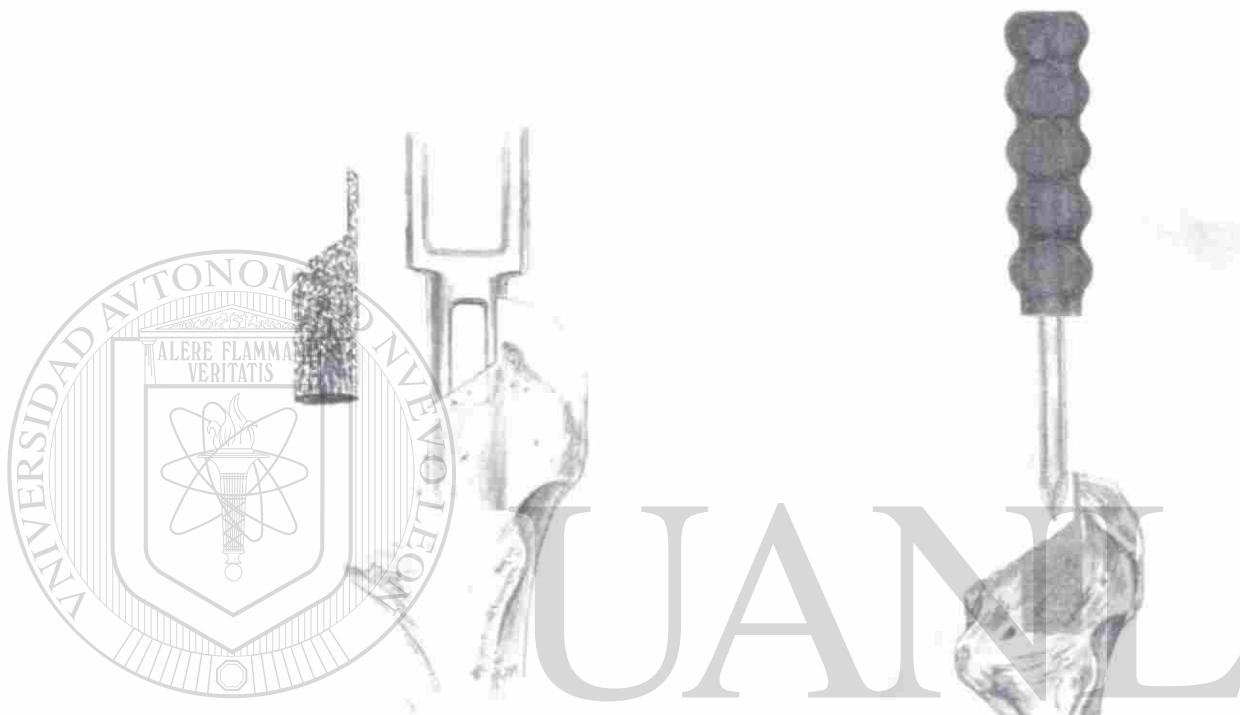


Figura 4.10 Preparación femoral.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 empaqueta 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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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. ®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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.

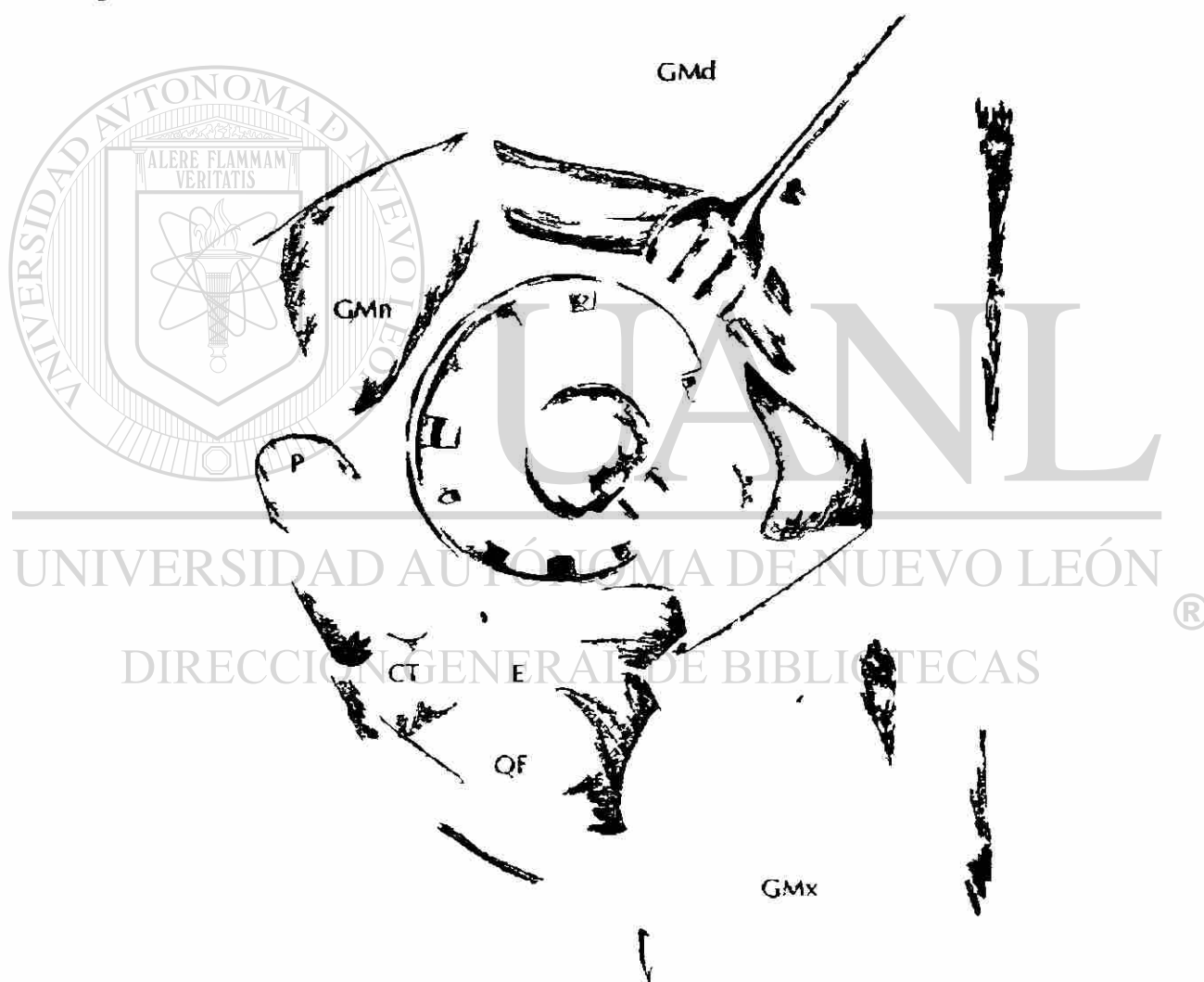


Figura 4.14 Evaluación de movilidad.

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 gluteo medio en forma similar. La bursa trocántérica, fascia glútea, fascia lata, tejido subcutáneo y piel son reaproximados anatómicamente en capas.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

4.4 Ostéolisis

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 linfoplásmatica (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 (prostglandina 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 metilmetacilato

(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 linfocíticas y macrofágicas 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 reacción del sistema inmunológico ante la presencia de materiales extraños. La conclusión 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”.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

4.5 Desgaste y Condrolisis Posheмиartroplastia de Cadera

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El desgaste y condrolisis acetubular ha sido poco estudiada, sin embargo, existen en la literatura artículos importantes al respecto. Si recordamos la prótesis tipo Smith Petersen mostró desgaste mínimo 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 produciéndose 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 resecado 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 Reid [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.

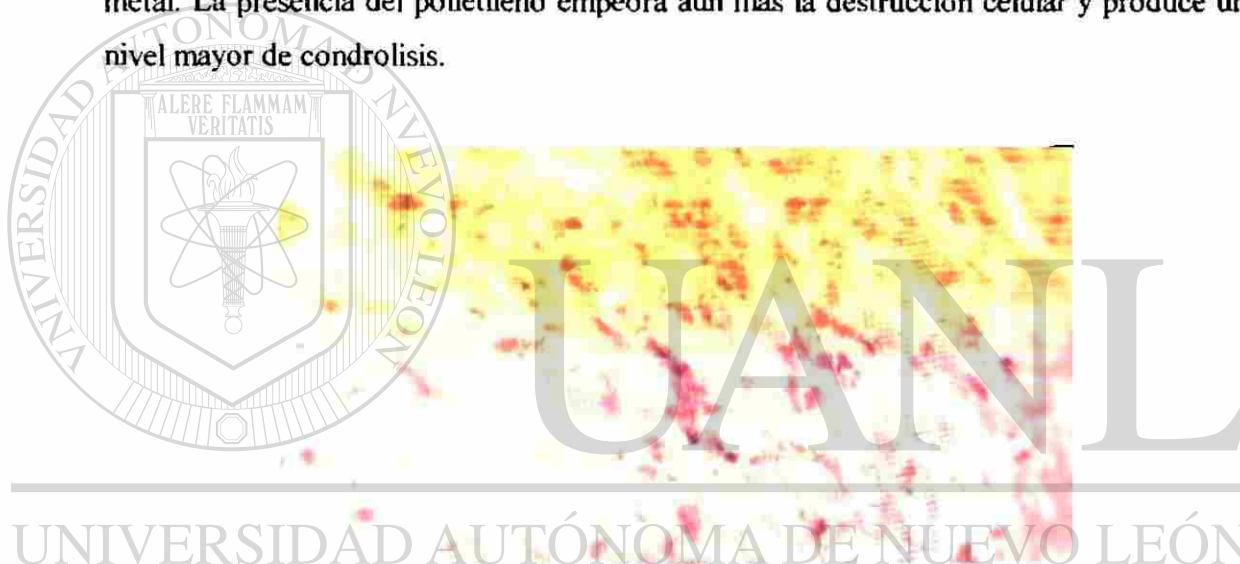


Figura 4.16 Estudio histopatológico del cartílago necrótico del acetábulo. ®

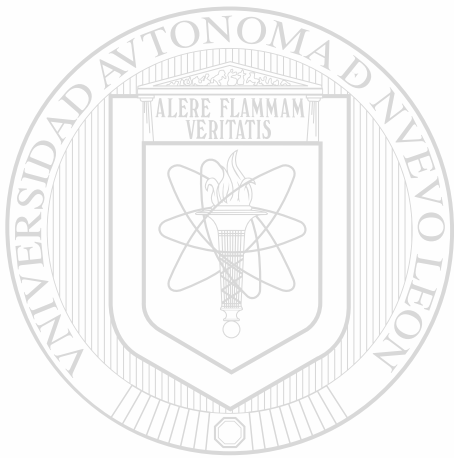
(Necrosis. Partículas de metal).

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

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



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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. Sharjrawi, 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.

Capítulo 5

FABRICACIÓN DE PRÓTESIS POR EL PROCESO DE FUSIÓN Y VACIADO DE PRECISIÓN

El proceso de fusión y vaciado de precisión es uno de los métodos que ofrece grandes ventajas en el acabado superficial de las piezas vaciadas. Esto significa que los pasos posteriores para obtener las dimensiones finales del producto terminado son mínimos citando como ejemplo el maquinado, el cual solamente es superficial lo cual disminuye costos y tiempos de procesos. Por otra parte algunas piezas que tienen formas muy irregulares y huecos en su interior, donde es difícil colocar corazones se puede utilizar este método con éxito. Es así como el método de fundición por cera pérdida compite fuertemente con otros procesos y se puede aplicar para producir prótesis de cadera.

El proceso de fundición por cera pérdida esta formado por los siguientes subprocesos:

- Inyección de cera
- Formación del árbol de colada
- Recubrimiento cerámico y secado
- Evacuación de cera en el autoclave
- Sinterización
- Fusión y vaciado
- Subprocesos finales

Para la fabricación de prótesis donde los prototipos son muy elaborados, se puede utilizar este método con éxito. Esto se debe a que el método ofrece una gran

versatilidad para la fabricación de modelos con morfologías muy irregulares que difícilmente se pudieran realizar con otros métodos de fundición y vaciado. En la figura 5.1 se observan tres tipos de prótesis realizadas con este método, la prótesis situada en la parte izquierda es un modelo Austin Moore el cuál fue diseñado en 1950, en el centro un modelo Lazcano (falta la copa superior) de la década de los 90's y en la derecha se observa el modelo tradicional de Thompson el cual también surgió en 1950.



Figura 5.1 Modelos de prótesis.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

5.1 Inyección de cera

Para la fabricación de prótesis por el método de fundición y vaciado de precisión ó cera pérdida, es necesario hacer una prótesis de cera igual a la que se requiere como producto terminado en metal.

Para hacer el prototipo en cera es necesario contar con una máquina de inyección de plástico que tenga la capacidad de llenar con cera líquida un molde que actúa como negativo del prototipo de la prótesis, ver figura 5.2 a). El molde tiene un orificio en el cual, la boquilla de la máquina inyectora se conecta para alimentar la cera líquida al molde que puede estar fabricado de aluminio entre otros materiales, ver figura 5.2 b).



a) Máquina de inyección



b) Molde para inyección de prótesis de tipo Lazcano

Fig. 5.2 Equipo para inyección de cera (Cortesía COMIMSA)

5.2 Formación de árboles de colada

El diseño de colada juega un importante papel en el proceso de cera pérdida, un buen diseño de colada puede evitar defectos como rechupes, porosidad por gases atrapados, semí llenado, puntos fríos, choques de frentes de solidificación entre otros defectos. Por otra parte debemos tener un diseño fácil de realizar y de cortar al finalizar el vaciado de la pieza.

La formación de árboles para colada parte de las prótesis hechas de cera. Antes de llegar al lugar donde se integrarán a un árbol de colada se observa que no tengan rebabas o otros defectos del subproceso anterior (inyección de cera). Si tiene algún defecto se reparan o definitivamente se desechan del proceso. Para la formación del árbol de colada en cera se necesita una espátula, un mechero, un extractor para los gases despididos por la cera derretida e instrumentación dimensional.

La formación del árbol es un arreglo geométrico con un cierto número de prótesis de cera, ver figura 5.3 . A continuación se describen los pasos de este subproceso. Primero se preparan las prótesis, después se calienta la espátula para derretir la superficie de los alimentadores de la prótesis para pegarla al alimentador del árbol de colada. La cera tiene la propiedad de polimerizar en poco tiempo a temperatura ambiente permitiendo formar fácilmente el árbol de colada.



Figura 5.3 Diferentes tipos de árboles de colada (Cortesía COMISA).

5.3 Recubrimiento cerámico y secado

El subproceso parte del árbol de colada en cera previamente lavado con una solución de ácido perclórico para quitar grasas o suciedades en la superficie de la cera, además el lavado con esta solución crea una porosidad en la superficie de la cera lo cual permite una mejor adhesión del recubrimiento cerámico. Posteriormente el árbol de colada se sumerge en la primera tina que contiene una solución acuosa de zirconia y sílice previamente aglutinada con sílica gel (25% ZrO_2 , 25% SiO_2 , 50% primcote). Al estar el árbol empapado de este lodo cerámico, por el método de lluvia se espolvorea una mezcla de zirconia y sílice (número de malla 200) en partes iguales, el árbol se deja

reposar durante 4 horas para repetirse el ciclo 6 veces. A partir del tercer ciclo después de sumergir el árbol en el lodo cerámico, se empieza a bombardear el molde fresco únicamente con arena sílica de número de malla 30/40 con el fin de aumentar la resistencia y el espesor del molde, ver figura 5.4

El molde debe llegar aproximadamente a tener 6 mm de espesor durante los 6 ciclos de recubrimiento, lo cual proporciona la resistencia necesaria para soportar las cargas del metal líquido durante el vaciado. Por otra parte durante el reposado del molde cerámico por un periodo de 4 horas debe mantenerse el cuarto a una temperatura de 25°C. Solo en la última capa debe reposar un tiempo no menor de 14 horas.



Figura 5.4 Recubrimiento cerámico (Cortesía COMIMSA).

5.4 Evacuación de cera con autoclave

El objetivo de este subproceso es evacuar la cera que se encuentra situada en el interior del molde cerámico. Esto se logra calentando el molde cerámico con el fin de derretir la cera trasladándose por acción de la gravedad entre los alimentadores del árbol, hasta el exterior del molde donde cae en un recipiente de almacenamiento. Esto se debe obtener sin que el cerámico se fracture recordando que la resistencia de este es baja debido a que no se ha sinterizado. La fractura se puede generar debido a esfuerzos provocados por la cera al momento de dilatarse mientras se calienta. Debido a este problema, es necesario contrarrestar la presión ejercida por la dilatación de la cera en la pared interna del molde cerámico. Esto se puede lograr aplicando vapor de agua presurizado de tal manera que se igualen las presiones entre la pared del molde cerámico lo cual provoca un equilibrio en la pared evitando la ruptura del mismo. La cápsula o autoclave se alimenta de vapor por medio de un generador de vapor, ver figura 5.5.

Los principales factores que hay que controlar son los siguientes:

- Presión del autoclave
- Propiedades mecánicas del molde cerámico
- Tiempo de permanencia dentro del autoclave



Fig. 5.5 Autoclave (Cortesía COMIMSA)

5.5 Sinterizado

El subproceso de sinterizado es indispensable para el molde cerámico debido a que la sinterización proporciona las propiedades mecánicas necesarias para soportar el metal líquido durante el vaciado.

La sinterización del molde cerámico esta en función de la composición del material, temperatura y tiempo de permanencia en el horno. Generalmente la temperatura de sinterización es aproximadamente de 1000°C la cual puede ser proporcionada por un horno de gas durante tres horas, ver figura 5.6. Con estos parámetros se ha logrado el grado suficiente de sinterización para soportar el peso del metal líquido que en este caso es la aleación base cobalto para implante quirúrgico.



Figura 5.6 Horno de sinterizado con árboles de colada en su interior
(Cortesía COMIMSA)

5.6 Fusión y vaciado

La práctica de fusión para este metal debe ser muy controlada para evitar la formación de óxidos, contaminaciones de metales o cerámicos no compatibles con el cuerpo humano.

Los factores más importantes de la práctica de fusión y vaciado son los siguientes. Temperatura de vaciado, temperatura de molde, fundición al vacío ó bajo una atmósfera protectora y el diseño de colada. En algunas compañías productoras de implantes quirúrgicos emplean enfriadores los cuales propicia una solidificación direccional, esto eleva gradualmente las propiedades mecánicas del producto final. En la sección a) de la figura 5.7 se esquematiza la diferencia entre la solidificación convencional y la direccional. El horno que se utiliza para este metal debe tener la capacidad de fundir en vacío o bajo una atmósfera proporcionada por un gas inerte. En la figura 5.7 b) se observa el proceso de vaciado de un horno de inducción alimentando metal líquido a un árbol de colada.

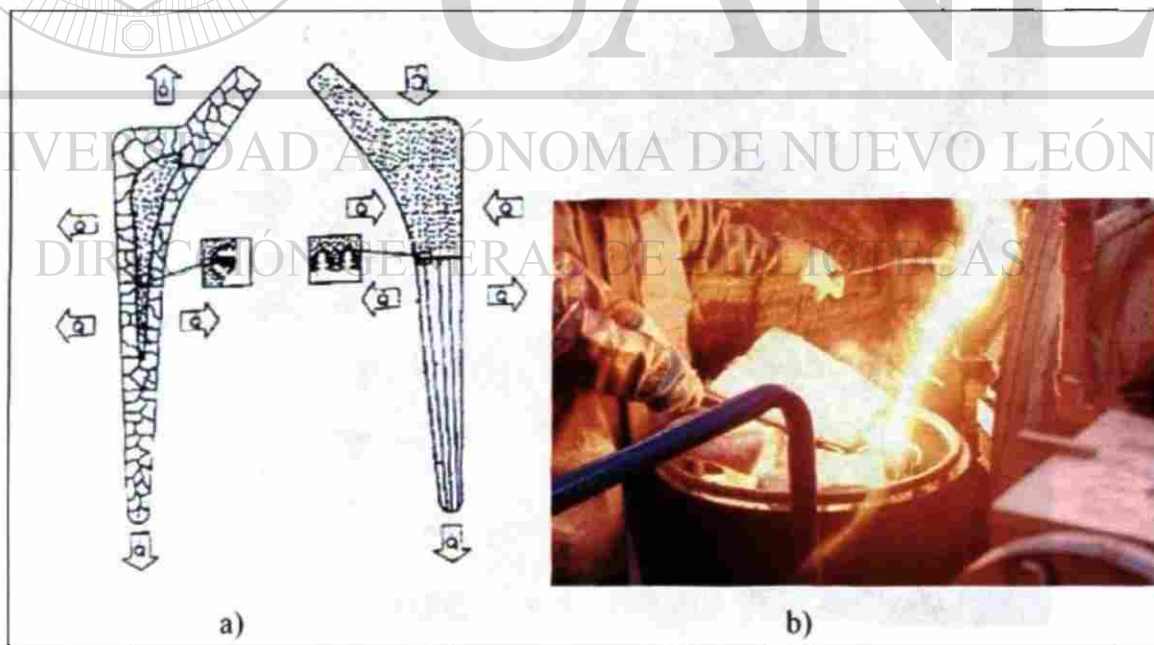


Fig. 5.7 a) Se observa el método convencional sin enfriamiento y el método de solidificación direccional. b) Vaciado de aleación ASTM F-75 (Cortesía COMIMSA).

Cuando no se tiene el equipo disponible para vaciar con cámara de vacío se puede integrar una cápsula que se le inyecta en su interior un gas inerte (argón), el cual tiene la finalidad de desplazar el aire que esta en contacto con el metal líquido. Se debe lograr un buen desplazamiento de aire para evitar la formación de óxidos.

El control de temperatura puede ser proporcionado por el sistema del horno, sin embargo se recomienda utilizar un pirómetro en forma de lanza con cartuchos desechable para medición de temperatura del metal líquido, ver figura 5.8. El principal problema por un incremento de temperatura puede ser la formación de óxidos y la pérdida de metales que conforman la aleación.

Por otra parte el molde debe estar a la temperatura ideal antes de vaciar previniendo problemas de solidificación como rechupes, puntos fríos entre otros. Es recomendable colocar un filtro de cerámica para esta aleación con el fin de evitar el paso de contaminantes sólidos mientras se vacía el metal.



Figura 5.8 Horno de inducción con cámara de vacío (Cortesía COMIMSA)

5.7 Subprocesos finales

5.7.1 Corte de prótesis del árbol de colada

El corte de las prótesis es un paso laborioso debido a que la aleación ASTM-F75 tiene una dureza aproximadamente de 30 HRC, sin embargo el corte se puede realizar con una cortadora de cinta sierra ó con una cortadora de discos que pueden ser de carburo de silicio.

5.7.2 Sand blast

El sand blast sirve para proporcionar un acabado en la superficie, el subproceso consiste en disparar cantidades masivas de partículas contra la prótesis, estas partículas pueden ser granallas, arena, etc. El tipo de partícula determina el tipo de acabado en la prótesis, para un acabado fino se utilizan partículas finas.

5.7.3 Pruebas de calidad

5.7.3.1 Inspección visual

La inspección visual es un filtro del proceso y consiste en observar la prótesis detalladamente tratando de encontrar defectos superficiales. La norma ASTM 370 indica que la inspección debe realizarse de acuerdo la norma ASTM F-86-91.

5.7.3.2 Microestructura

La microestructura de la aleación ASTM-F75 esta ampliamente relacionada con las propiedades finales de la prótesis, sin embargo la norma ASTM-F75 no presentan especificaciones para la microestructura. Algunas instituciones de salud pública

importantes en nuestro país exigen prótesis con algunos parámetros en la microestructura entre ellos el tamaño de grano.

5.7.3.3 Análisis químico

El análisis químico debe cumplir con la tabla 5.1 y debe realizarse de acuerdo a la norma E-354 de las especificaciones ASTM.

Tabla 5.1 Composición química para aleación fundida de ASTM-F75
(Designación F75-92)

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

5.7.3.4 Propiedades Mecánicas

La realización de las pruebas para obtener las propiedades mecánicas deben realizarse según la norma ASTM F75 estipuladas en el punto 6. Las propiedades mecánicas se muestran en la tabla 5.2 .

Tabla 5.2 Propiedades mecánicas para la aleación ASTM-F75 en condición de colada

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

5.7.3.5 Dimensional

La verificación de las dimensiones en la prótesis fabricada debe estar dentro de las especificaciones de la norma ASTM 370.

5.7.4 Acabado Final

Las características admisibles para la superficie de la prótesis se encuentran en la norma ASTM F 86 donde habla principalmente de los tipos de defectos superficiales que no son permitidos en la prótesis.

La esterilización de la prótesis debe realizarse de acuerdo a la norma ASTM F86 así como el método de marcaje y el tratamiento de pasivación de la prótesis.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Referencias

Proyecto que actualmente se realiza en COMIMSA Saltillo coah.

Formación de un grupo precompetitivo de especialistas en materiales biocompatibles, diseño y fabricación de implantes ortopédicos.

Capítulo 6

EXPERIMENTACIÓN

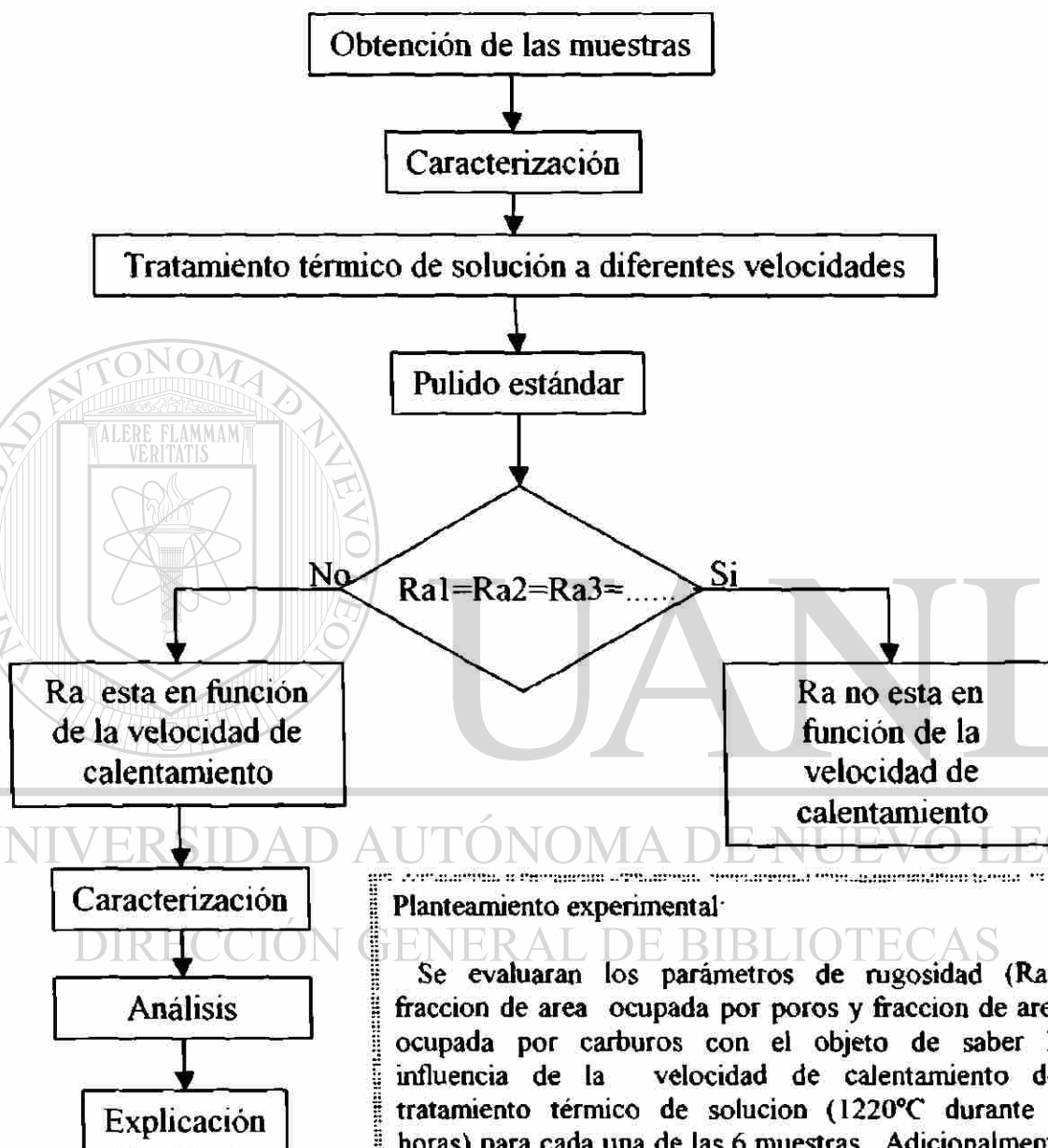
6.1 Procedimiento experimental

La experimentación realizada en el presente trabajo, fue diseñada para obtener las condiciones óptimas del tratamiento térmico con respecto a la formación de fases extremadamente frágiles que influyen en la rugosidad, esto es debido a que estas fases se desprenden dejando huecos en la superficie, afectando la rugosidad.

La primera parte de la experimentación fue la obtención de muestras en forma de anillos cilíndricos obtenidos con el método de fundición y vaciado por precisión, posteriormente se caracterizó la pieza cilíndrica en condición de colada realizando las siguientes técnicas experimentales: análisis metalográfico, microscopía electrónica de barrido, análisis de imágenes, análisis químico y análisis de rugosidades. Después se realizaron los cortes y se prepararon las muestras recubriéndolas con pintura base zirconia para evitar la oxidación durante el tratamiento térmico, además se insertó un termopar a cada muestra un milímetro por debajo de la superficie antes de introducirlas al horno.

La segunda etapa de la experimentación consistió en la realización de tratamientos térmicos de solución a diferentes velocidades de calentamiento. Continuamente se caracterizaron las muestras con las técnicas experimentales mencionadas en el párrafo anterior con el objetivo de observar las diferencias microestructurales debidas al tratamiento térmico.

En el siguiente esquema se presenta la manera en que se fueron realizando los experimentos del presente estudio.



Planteamiento experimental:

Se evaluarán los parámetros de rugosidad (Ra), fracción de área ocupada por poros y fracción de área ocupada por carburos con el objeto de saber la influencia de la velocidad de calentamiento del tratamiento térmico de solución (1220°C durante 3 horas) para cada una de las 6 muestras. Adicionalmente se experimentará una muestra a una alta velocidad de calentamiento con el objeto de maximizar sus efectos en los parámetros mencionados.

Cada parámetro se obtendrá de un promedio de 10 mediciones en las respectivas técnicas experimentales empleadas.

6.2 Obtención de las muestras ASTM F75

Las muestras para la experimentación fueron obtenidas por el método de fundición y vaciado por precisión, el cual está formado por una serie de subprocesos, entre los cuales los más importantes son: inyección de cera, formación de moldes, evacuación de cera, fundición y vaciado (ver capítulo 5).

Este método se ha desarrollado para vaciar un metal líquido obteniendo una mejor calidad en la superficie, ya que el molde está formado por partículas finas de cerámicos en la primera capa interna lo cual beneficia al acabado superficial. Los cerámicos finos son fortalecidos con arenas sílicas más gruesas en las capas posteriores, de tal manera que los moldes cerámicos tienen un acabado muy fino en la parte interna y un acabado grueso pero más resistente en la parte externa. Este método permite minimizar trabajos subsecuentes para obtener las dimensiones finales que requiere una pieza.

El primer paso fue la inyección de cera a un molde de aluminio el cual nos permitió obtener cilindros con un diámetro exterior de 41 mm y un diámetro interior de 20 mm. Después de obtener los cilindros en cera se armó el árbol de colada al cual se le aplicó un recubrimiento cerámico en capas hasta alcanzar un espesor aproximadamente de 5 mm (ver figura 6.1). Posteriormente se introdujo a una cámara (autoclave, ver figura 5.5) a la cual por medio de una caldera se le inyectó vapor de agua ayudando a no fracturar el cerámico durante la extracción de la cera. El molde cerámico, al no contener cera en su interior se sinterizó a una temperatura de 1000°C durante 3 horas en un horno de gas. El quemado del cerámico se realizó con el fin de incrementar sus propiedades mecánicas y poder soportar fácilmente la presión metalostática ejercida por el metal líquido.

La fusión se realizó en un horno de inducción con capacidad de 60 Kg bajo una atmósfera protectora de gas argón (ver figura 6.2). La temperatura de vaciado estuvo en

un rango de 1450 a 1490°C mientras que el molde se precalentó a 800°C, en la figura 6.3 se observa una fotografía de la práctica de fusión y vaciado.

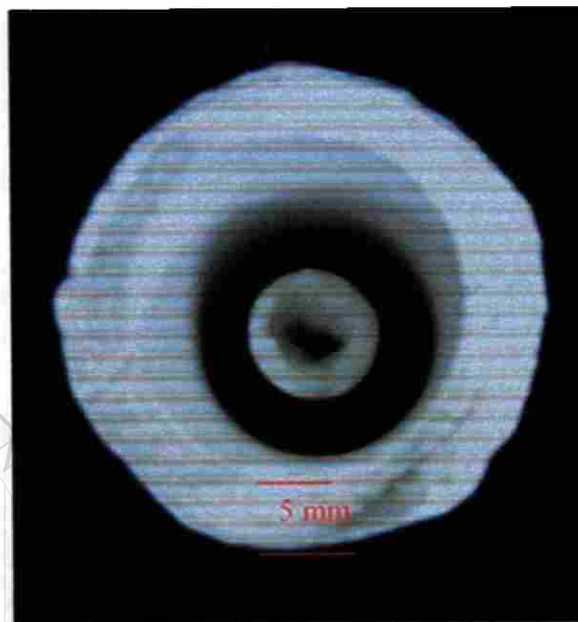


Figura 6.1 Recubrimiento cerámico en uno de los cilindros.

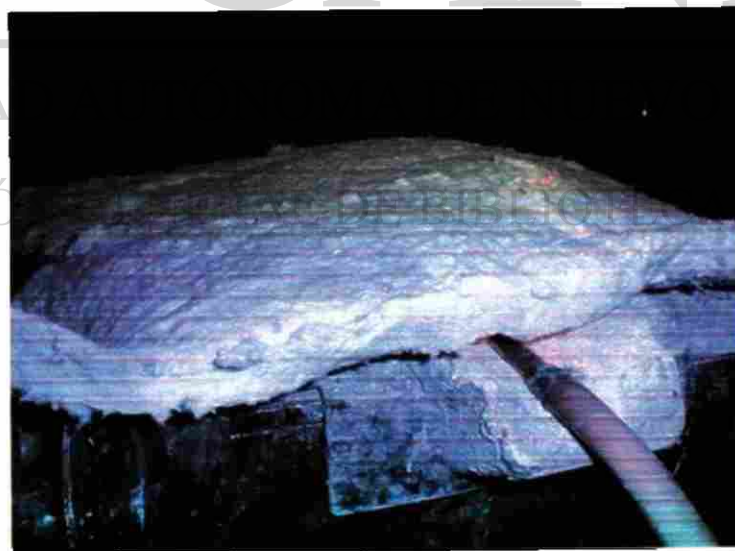


Figura 6.2 Inyección de argón en crisol durante la fusión de aleación ASTM F75



Figura 6.3 Vaciado de metal líquido.

Después de vaciar el metal, se dejó enfriar el árbol de colada durante 24 horas. Posteriormente se desmoldó rompiendo el cerámico y obteniendo los cilindros de aleación ASTM-F75. Se realizó un análisis metalográfico en la parte superior y en la parte inferior de los cilindros, donde se encontraron microrechupes en la parte superior (ver figura 6.4). Este defecto de solidificación en la parte superior pudo haber tenido lugar por una deficiente alimentación en esa zona. En la parte inferior de los cilindros no se observó este tipo de defectos por lo que se procedió al corte de la siguiente manera: se cortó la parte inferior de los anillos en rondanas de 8 mm de espesor para posteriormente realizarles un segundo corte como lo indica la figura 6.5 obteniendo de cada rondana 4 partes iguales. Con el corte a dos rondanas se obtuvieron 8 muestras de las cuales se utilizaron 7 para es el presente estudio. En la figura 6.6 se observa la fotografía del árbol de colada así como el dibujo dimensionado.

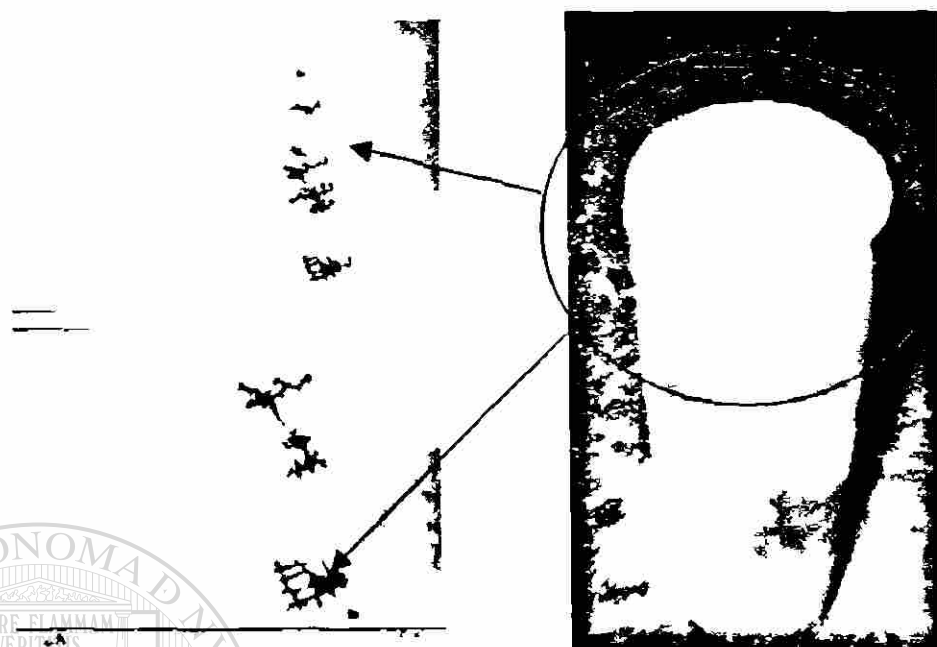


Figura 6.4 Microrrechupes en la parte superior del cilindro

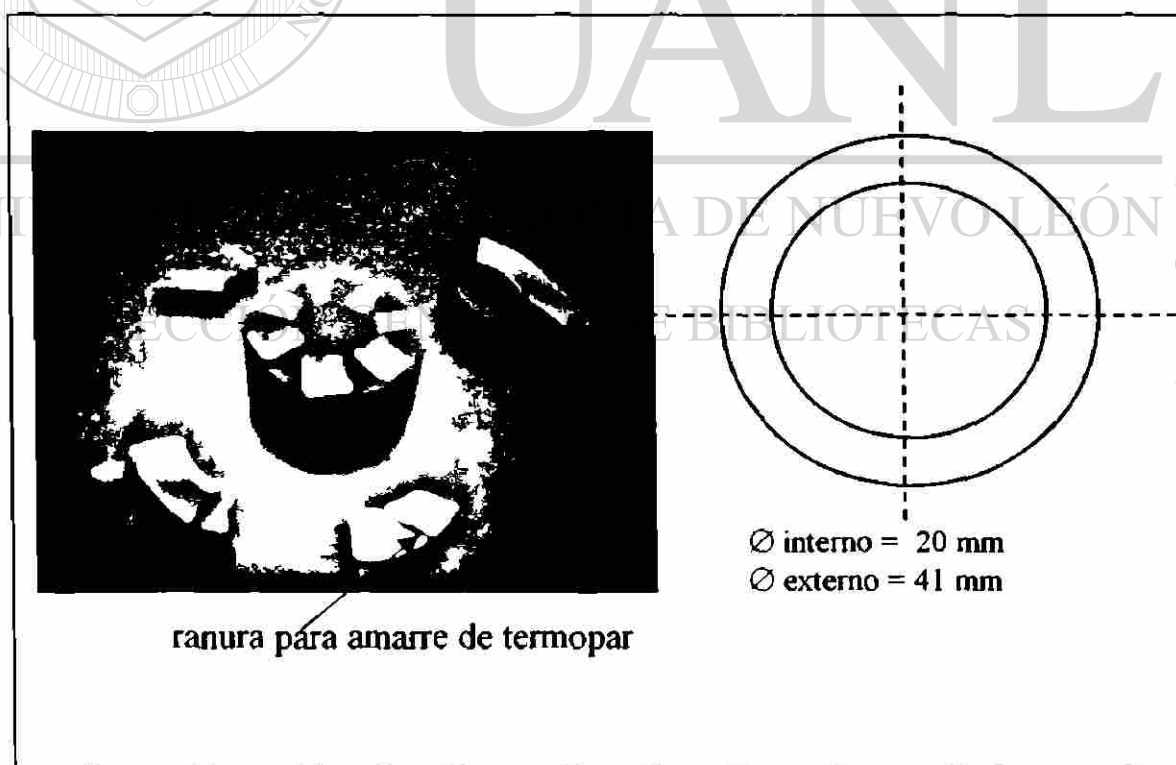


Fig. 6.5 Corte de anillos para la obtención de muestras



Para la elaboracion del arbol de colada se tomo en cuenta los siguientes factores

- Canales primarios de mayor área transversal que la pieza
- Experiencia de operarios
- Columna de 80mm (presión metalostática en la superficie de los cilindros)

Los canales que están situados entre la parte superior de los cilindros y la copa de alimentación son comúnmente llamados vientos y su función es desalojar el aire del interior del molde. Estos canales miden 6 mm x 6 mm.

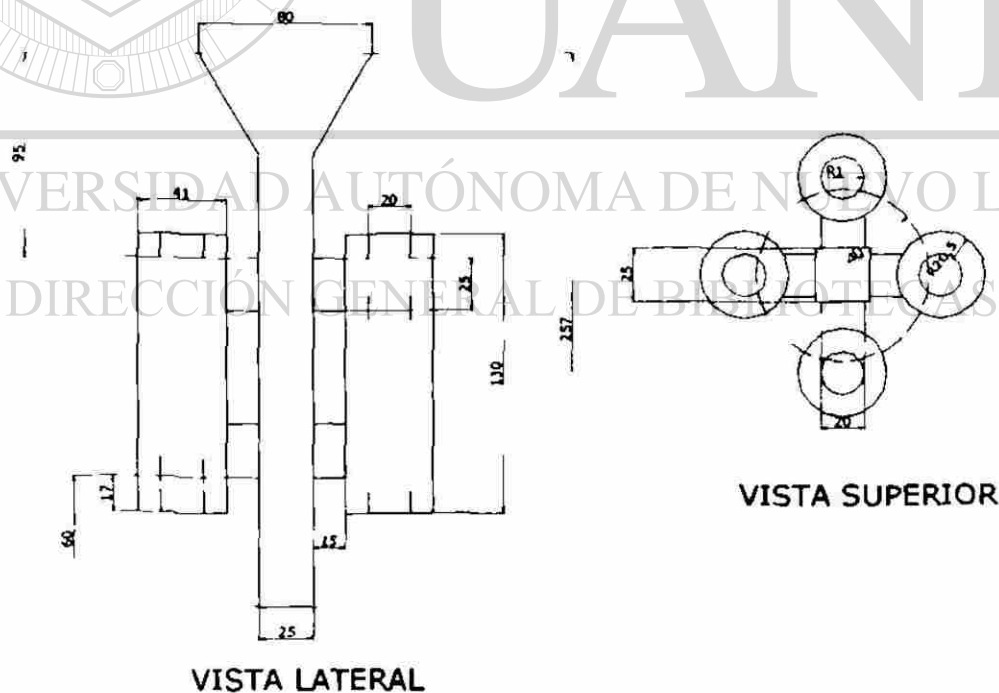


Figura 6.6 Diseño de colada utilizado (acotaciones en mm)

6.3 Tratamiento Térmico de solución

El tratamiento térmico de solución se realizó en un horno eléctrico con capacidad de elevar la temperatura hasta 1500°C, el control de temperatura del horno es manual por lo cual se requirió la constante operación del horno durante el tratamiento térmico. Para seleccionar las velocidades de calentamiento de cada probeta fue necesario realizar pruebas preliminares para obtener el tiempo de respuesta del horno.

El tratamiento térmico de solución aplicado en las muestras de aleación ASTM-F75 consistió en calentar las muestras a diferentes velocidades hasta una temperatura de 1220°C donde permanecieron por un tiempo de tres horas. Posteriormente se enfrió en agua con el fin de congelar la microestructura. Para la selección del tratamiento térmico y sus parámetros se realizaron diversos tratamientos térmicos exploratorios de envejecido y solución a juegos de tres probetas para cada tratamiento, estas probetas fueron sometidas a la máquina de tensión donde se evaluaron las propiedades mecánicas revelando que los mejores tratamientos térmicos para esta aleación son los de solución a diferentes tiempos (ver figura 6.7).

Para este estudio se seleccionó arbitrariamente el tiempo de solución de 3 horas debido a que no se observan diferencias sustanciales en las propiedades mecánicas con respecto a los tiempos de solución entre 4 y 8 hrs. (ver figura 6.7). La temperatura de 1220°C fue utilizada debido hay una gran coincidencia entre varios autores que este valor de temperatura esta por debajo de la fusión incipiente de carburos primarios. Tomando en cuenta que el horno eléctrico (ver figura 6.8) esta calibrado y que el termómetro digital tiene una precisión para termopar tipo R de +/- 3°C podríamos garantizar un buen control y una buena lectura durante el experimento. El termómetro digital utilizado fue un Fluke serie 54 al cual se le conecto un termopar tipo R (Platino-Platino-Rodio) de 1/8 de pulgada con capacidad de medición cercana a los 1800°C además de contar con un recubrimiento flexible de alúmina (ver figura 6.9). Las curvas de calentamiento se pueden observar en la figura 7.9 del capítulo 7.

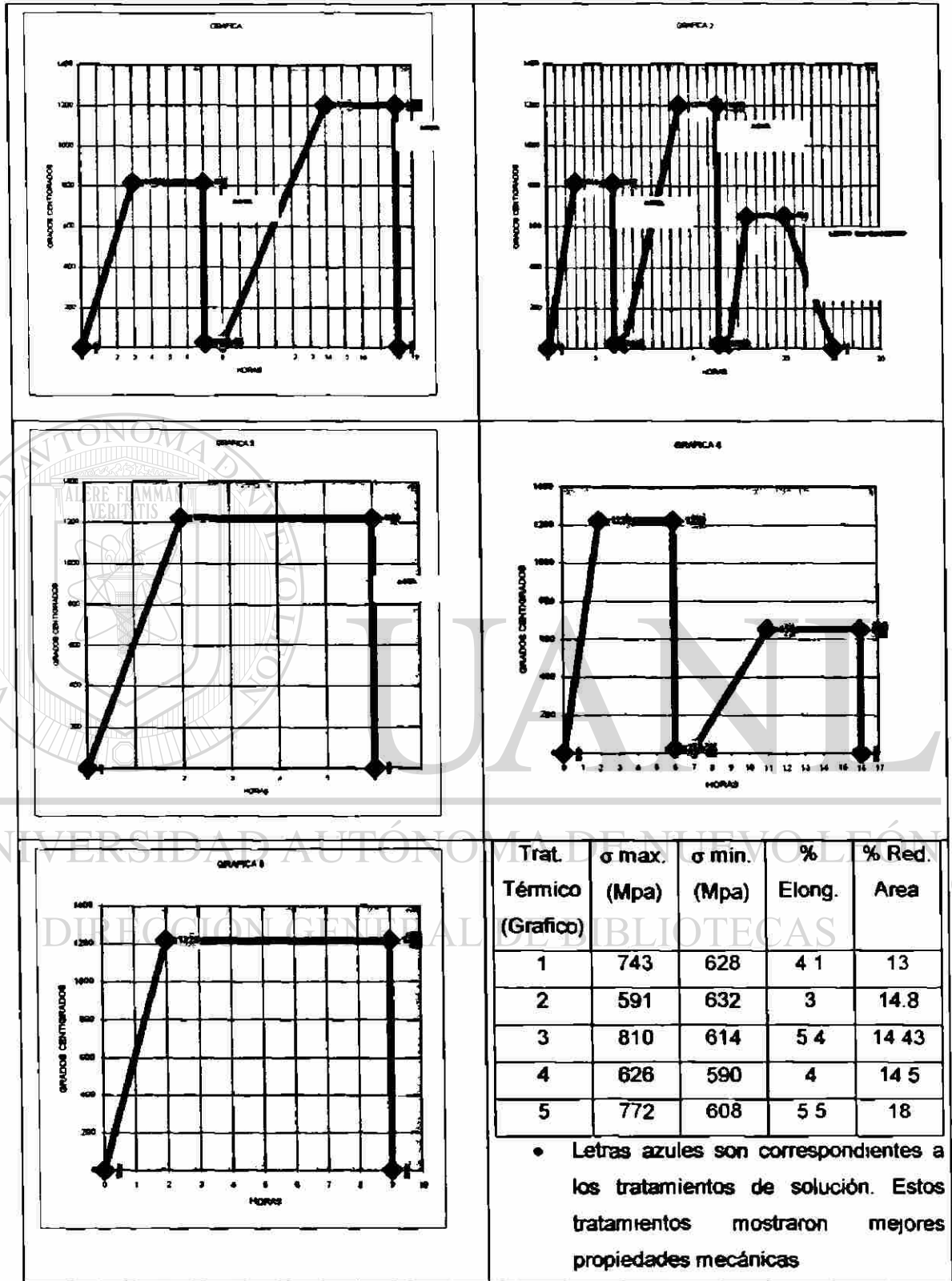


Fig. 6.7 Curvas y tabla comparativa (propiedades mecánicas) de tratamientos térmicos de envejecido y solución de aleación ASTM-F75.

Para evitar la oxidación de muestras y del horno se utilizó una pintura de base zirconia con la cual se le proporcionaron tres capas de pintura secándose con fuego.



Figura 6.8 Horno eléctrico

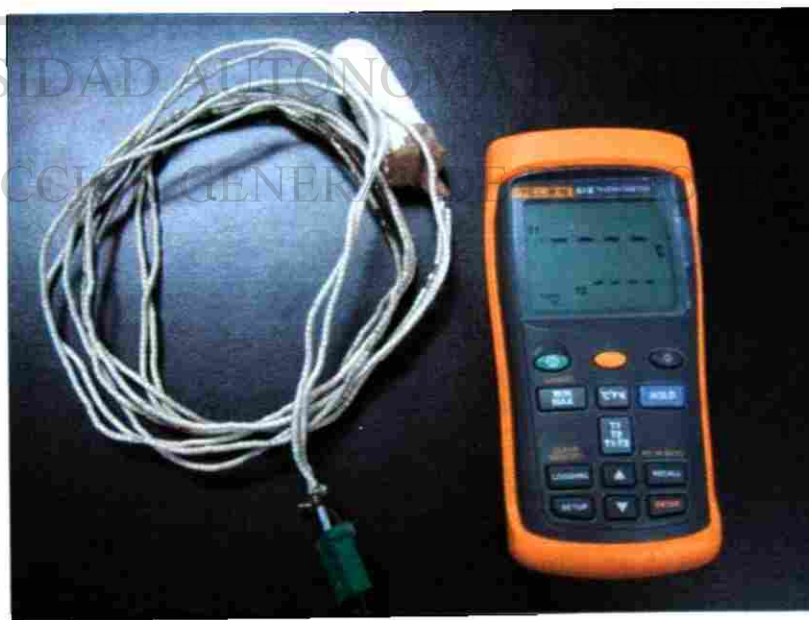


Figura 6.9 termopar tipo "R" y termómetro digital fluke serie 54

6.4 Caracterización

La caracterización del material fue realizada con diversas técnicas experimentales citadas en los siguientes puntos. El objeto de caracterizar las muestras de la aleación ASTM F75 fue observar los cambios físicos entre las muestras a diferentes condiciones de tratamiento térmico.

6.4.1 Análisis Químico

El análisis químico define la composición de la aleación, por lo tanto es de suma importancia la confiabilidad de los datos que resulten del equipo empleado.

Para este estudio, se utilizó un espectrómetro de rayos X Rigaku 3270 y un determinador Leco 444 certificados por el SINALAP. El equipo utilizado está ubicado en COMIMSA unidad Saltillo, Coahuila.

La operación que se siguió fue la siguiente:

1. Se pule la pieza con lija de óxido de aluminio grano 50 hasta obtener un acabado limpio y plano.
2. Se limpia la probeta con alcohol etílico.
3. Se introduce al equipo de rayos X.
4. Se programa el equipo para aleaciones cobalto y la identificación de la muestra.
5. Se corre el programa obteniendo los resultados de la muestra.
6. Para el carbón y azufre se prepara de la siguiente manera.

7. La muestra se presenta en rebaba la cual se lava con acetona en ultrasonido y después se le extrae la humedad con aire a presión.
8. Se analiza en el equipo 1 gramo de rebaba y se le agrega aceleradores para la combustión.
9. Obtención de reporte impreso.
10. Se vuelve a realizar este mismo análisis para promediar el resultado.

11. Se verifica con los estándares

ECO: E1090 ASTM

Cobalto: Gramer Estándar Company.

6.4.2 Análisis Metalográfico

El análisis metalográfico se realizó a los cilindros en condición de colada y a las muestras después del tratamiento térmico siguiendo la siguiente metodología:

- Corte de piezas
- Desbastado
- Pulido
- Ataque Químico
- Microscopía óptica

El corte de las piezas se realizó con una cortadora de disco utilizando un disco de carburo de silicio y refrigerante con el fin de no sobrecalentar la muestra y modificar la microestructura.

El desbastado se realizó según los siguientes pasos. Primero se utilizó una máquina desbastadora para proporcionar planeza en la superficie de interés cuidando no quemarla. Después se utilizaron las siguientes lijas consecutivamente: números de grano de 80, 120, 220, 320, 500, 800, 1200, 2400. Se continuó con el pulido en paño con alúmina de 1 micra, 0.3 micras, y 0.05 micras obteniendo un acabado especular. El ataque químico a las muestras en condición de colada se realizó electrolíticamente con ácido clorhídrico al 10% en agua usando una fuente de poder con parámetros de 3 volts y 4 amperes por aproximadamente 4 segundos, como cátodo se utilizó una barra de grafito. El ataque más efectivo para las muestras después de tratamiento térmico fue electrolítico con ácido crómico preparado con 5 gr. de CrO_3 y 100 ml de agua, se utilizaron 3 Amperes y 6 voltios por 10 segundos.

Por último se realizó la inspección de la muestra en el microscopio óptico registrando fotográficamente las estructuras representativas a diferentes aumentos.

6.4.3 Microscopía Electrónica de Barrido

En la experimentación se utilizaron dos microscopios; el primero fue un LEO modelo 440 ubicado en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL. El segundo microscopio electrónico de barrido fue un Leica modelo 360 ubicado en COMIMSA. En el análisis de microscopía electrónica de barrido se observaron las muestras en condición de colada y después de los tratamientos térmicos. En todos los casos las muestras estuvieron sin ataque químico con el fin de observar la morfología de los poros.

6.4.4 Medición de rugosidad

La rugosidad fue medida con un rugosimetro marca Taylor Hobson Ltd ubicado en la empresa Nematik. El rugosimetro se ajusto para realizar recorridos longitudinales de 4.806 mm y de 8.0 mm. Cada muestra se sometió a 10 mediciones con el fin de obtener una rugosidad promedio. El parámetro medido fue "Ra" que es un promedio de

la suma de los picos y valles en base a una línea imaginaria establecida por el rugosimetro. En la figura 6.10 se observa un ejemplo de una gráfica reportada por el rugosimetro utilizado.

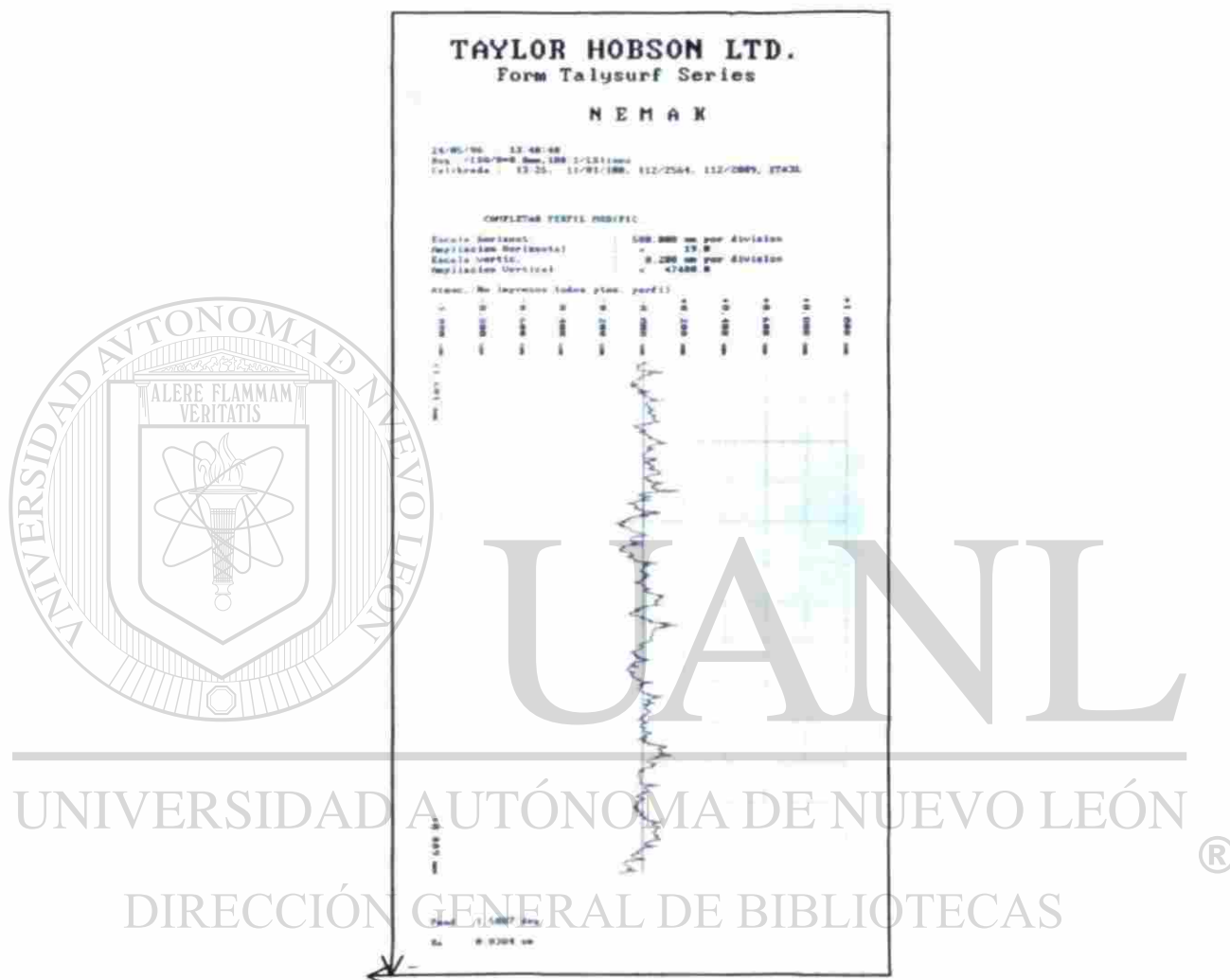


Fig 6 10 Resultados de rugosidad (Ra) del rugosimetro Taylor Hobson.

Capítulo 7

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presentan la discusión así como los resultados obtenidos en este estudio. En la primera parte se presentan los resultados y discusión del análisis de estructura de colada. Como segunda parte, se presentan los resultados y discusión después del tratamiento térmico en las diferentes muestras.

7.1 Análisis químico

El análisis químico de la aleación vaciada fue obtenido por espectrometría de rayos X. En la tabla 7.1 se presentan tanto el análisis obtenido como los valores de la especificación ASTM-F75/98.

Tabla 7.1 Análisis químico (% en peso)

	C	S	Mn	Si	P	Cr	Ni	Mo	Nb	W	Fe	Co
Muestra	0.16	0.004	0.24	0.66	0.004	28.3	0.43	6.25	0.03		0.80	Balance
ASTM	0.35	0.004	1.00	1.00	0.005	27.00	1.00	5.00	-	0.04	0.75	Balance
F75	max.	max.	max.	max.	max.	a	max.	a		max.	max.	
						30.00		7.00				

Comparando los valores se observa que la aleación empleada cumple con la mayoría de los elementos, excepto el hierro el cual esta 0.05% por arriba. La misma norma acepta variaciones de composición cuando se realiza un análisis químico en una muestra del producto terminado. La variación aceptada es de +/- 0.03% para este elemento por lo que la muestra sobrepasa la mínima cantidad de 0.02% en peso de la especificación ASTM. Se considera que esto no afecta los resultados de la investigación.

7.2 Caracterización realizada en estructura de colada.

7.2.1 Análisis metalográfico

Las muestras analizadas presentan una microestructura típica de colada formada por una matriz de base cobalto (alfa) con carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ en forma laminar y de bloque. Las figura 7.1, 7.2 y 7.3 muestran las micrografías de la estructura de colada.

En la figura 7.1 se observa la formación de carburos interdendríticos embebidos en la matriz de base cobalto alfa. La dispersión de carburos primarios es heterogénea, se observa segregación de carburos del tipo laminar (zonas oscuras) que proviene de un eutéctico entre la fase $M_{23}C_6$ y la fase alfa. Generalmente estos carburos se ubican en la frontera de grano durante la solidificación, lo cual da como resultado una concentración de partículas duras (alrededor de 40 HRC) afectando la resistencia a la fatiga de esta aleación.



Figura. 7.1 Estructura de colada de la aleación
Co-Cr-Mo-C a 50x 50 μ m

Las estructuras de colada observadas en las figuras 7.1 a 7.3 fueron atacadas electrolíticamente con una solución de ácido clorhídrico (ver Capítulo 6).

La figura 7.2 muestra el mismo espécimen que la figura 7.1 pero a mayor aumento, se aprecia con mayor claridad el limite de grano, los carburos laminares (zonas oscuras) están ubicados preferentemente en las fronteras de grano mientras que los carburos en bloque no muestran preferencia en la matriz o en los límites de grano.



Figura. 7.2 Mismo espécimen que la figura 7.1 a 200x. 50 μm

La figura Fig. 7.3 muestra el mismo espécimen que la figura 7.1 a mayores aumentos. Se aprecia con mayor claridad la morfología de los carburos de bloque (pequeñas zonas claras) dentro de los granos de la matriz de cobalto.

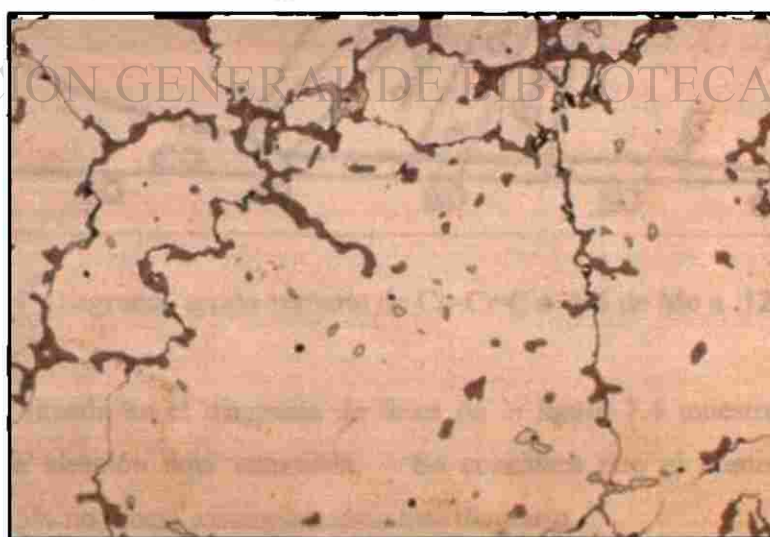


Figura. 7.3 Mismo espécimen que la figura 7.1 a 400x 25 μm

Las estructuras observadas en las figuras 7.1 a 7.3 son las esperadas para este tipo de aleación. Los carburos primarios se forman durante la solidificación y tienden a segregarse en los límites de grano. Se diferenciaron dos tipos de carburos, los carburos tipo bloque y los carburos tipo laminar. Los carburos tipo bloque están presentes tanto en el límite de grano como en la zona intra-granular. En la figura 7.4 se muestra el diagrama pseudo-ternario a una temperatura de 1210°C [1].

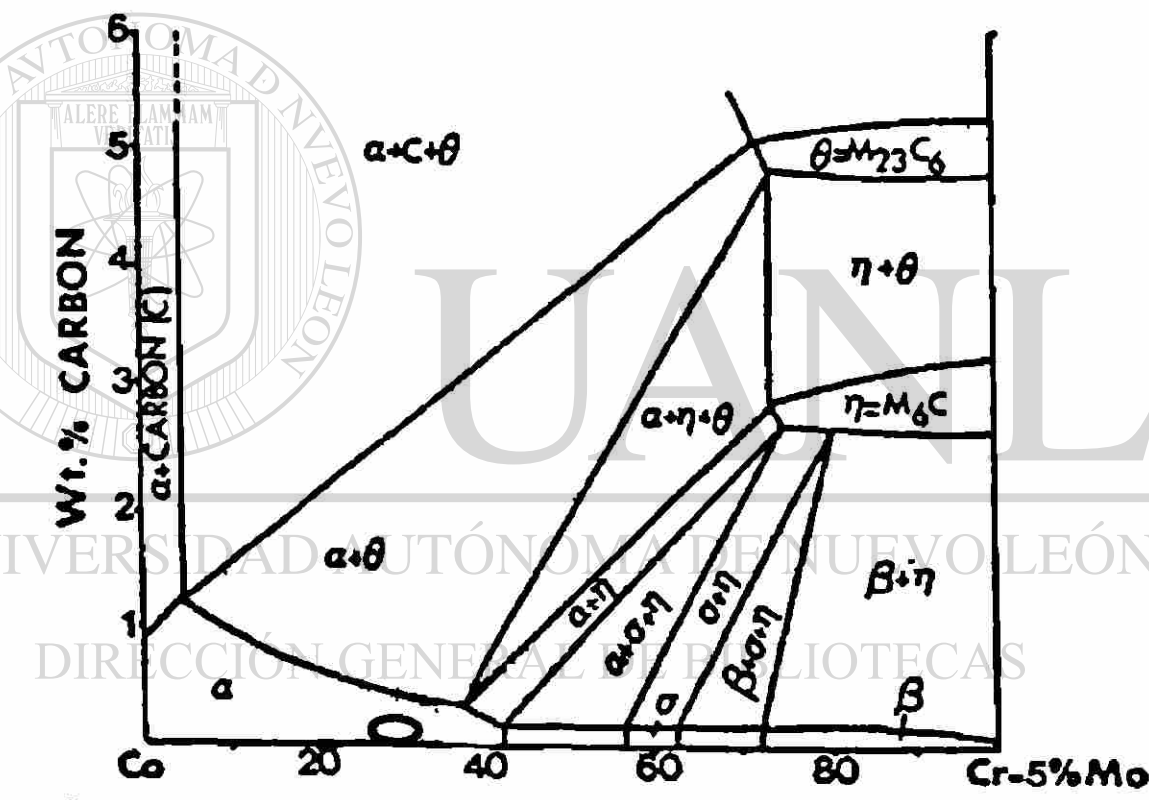


Figura. 7.4 Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C

La elipse situada en el diagrama de fases de la figura 7.4 muestra la posición aproximada de la aleación aquí estudiada. Se considera que el contenido real de molibdeno de 6.25% no afecta sustancialmente este diagrama.

Otros investigadores de la UANL están realizando diagramas ternarios y cuaternarios para la identificación de estas variaciones [2] y han reportado que no existe variación de fase entre 5 y 6.25% de molibdeno en el rango de la aleación utilizada.

De la figura 7.4 se observa que la aleación empleada presenta una sola fase a la temperatura de 1210°C, sin embargo debido a la segregación química ocurrida en el frente de solidificación existe una mayor concentración de carbono y cromo, lo que da origen a la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ (θ) que pueden presentarse en forma de bloque o en forma de laminillas. Estas últimas están asociadas al final de la solidificación, la cual ocurre en el eutéctico entre la fase " α " y la fase " θ ", por ende se presenta con morfología laminar en los límites de granos. Por lo anterior, la estructura de colada esta formada por la matriz de fase " α " y carburos de fase " θ ".

En el diagrama de fase de la figura 7.4 se observan otras fases. Entre ellas, son de particular interés la fase " η " (M_6C) y la fase inter metálica σ . Los carburos M_6C no se forman durante la solidificación, pero se forman durante los subsecuentes tratamientos térmicos a que se someten las piezas con estructura de colada. Lo mismo ocurre con la fase sigma, al disolverse una molécula de carburo del tipo $M_{23}C_6$ se tendría un total de 23 átomos metálicos (Co, Cr y Mo) y 6 átomos de carbono (C). Dado que la disolución de carburos se realiza a altas temperaturas (1000-1230°C), los átomos metálicos y de carbono podrían difundir debido a su tamaño relativo y a su posición reticular en la red cristalina de α (fcc). Los átomos metálicos tendrán poca movilidad por lo cual difunden hacia la matriz en tiempos largos. Los átomos de carbono, de menor diámetro atómico comparado con los átomos metálicos, tendrán mayor movilidad ya que se ubican como átomos intersticiales en la red fcc. El diagrama de la figura 7.4 muestra la línea de solubilidad de carbono en α en una concentración de 1%.

7.2.2 Análisis de microscopía electrónica de barrido

En la observación de las muestras en condición de colada se detectaron poros semi-esféricos los cuales han sido asociados a gases atrapados durante la solidificación. En las figuras 7.5 a 7.9 se muestran las foto-micrografías por microscopía electrónica de barrido.

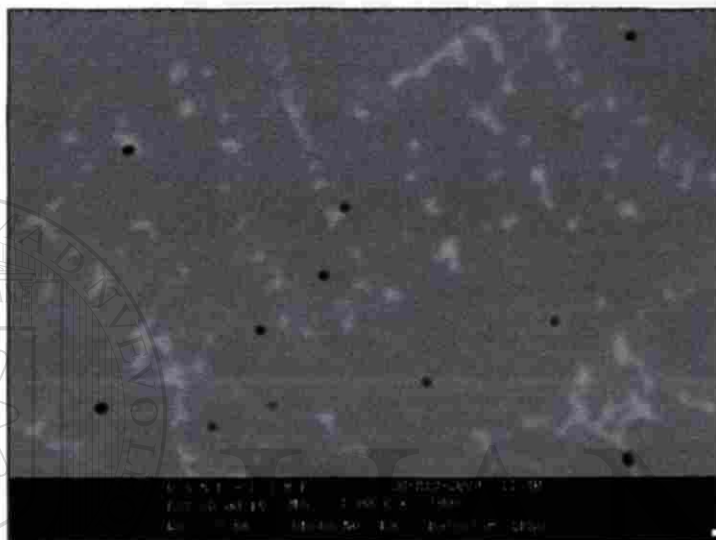


Fig. 7.5 Se observa una matriz de cobalto alfa, carburos primarios (zonas claras) y poros redondos (puntos oscuros). La muestra esta sin ataque químico.



Fig. 7.6 Misma muestra que en la figura 7.5 pero a mayor magnificación. Se aprecia claramente un poro esférico debido a gas atrapado. El poro esta aislado dentro de la matriz de cobalto.

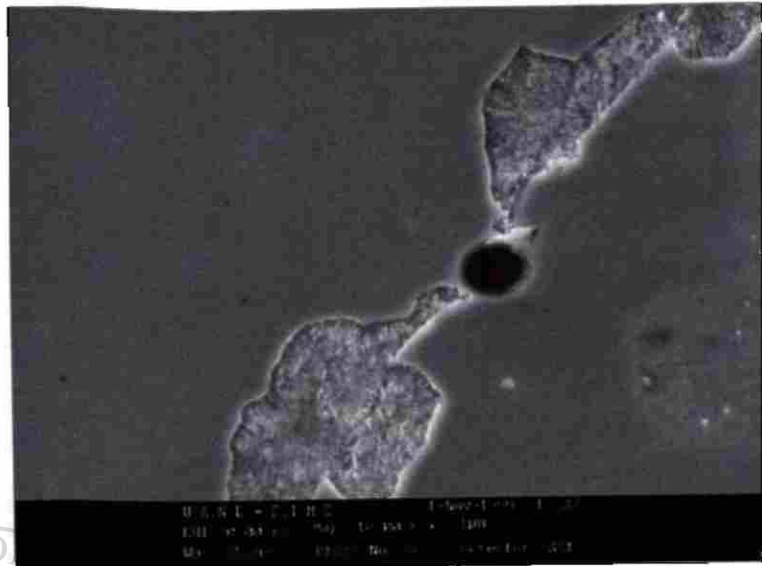


Fig. 7.7 Misma muestra que 7.5 Se observa un poro ubicado entre dos partículas de carburos primarios laminares, al igual que en la figura 7.6 el poro es semi-esférico.

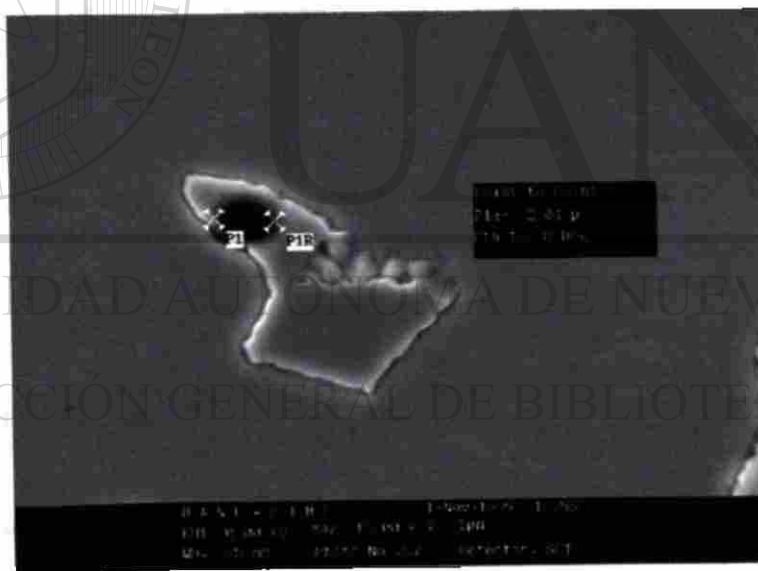


Fig. 7.8 Misma muestra que 7.5 a mayor aumento. Se observa un poro dentro de una partícula de carburo primario tipo bloque, el poro es ligeramente elíptico. El diámetro mayor de la elipse es de $2.04 \mu\text{m}$.



Fig. 7.9 Misma muestra que la fig. 7.5 a mayor aumento. Se observa un poro elíptico entre la partícula de un carburo primario tipo bloque y la matriz de cobalto alfa. El diámetro mayor de la elipse es de $4.25\ \mu\text{m}$.

En todas las muestras observadas, tanto en el microscopio óptico como en el microscopio electrónico de barrido, se observaron poros esféricos y elípticos. No se encontró material dentro de los poros y la superficie interna del poro es tersa. Lo anterior indica que son poros asociados a gases atrapados durante la solidificación.

7.2.3 Análisis de imágenes

7.2.3.1 Fracción de porosidad

La fracción de porosidad se determinó en el analizador de imágenes a una magnificación de $100\times$. La tabla 7.2 muestra los valores encontrados del porcentaje de fracción de área de los poros. Se tomaron 10 campos encontrando una variación de $\pm 0.067\ \mu\text{m}$ por lo que se puede considerar que la porosidad se presenta en forma homogénea en toda la muestra.

Tabla 7.2 Fracción de área de los poros encontrados en la estructura de colada.

Mediciones	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Promedio	σ
Fracción de área de poros (%)	0.2	0.2	0.2	0.2	0.1	0.2	0.1	0.2	0.2	0.2	0.18	0.067

7.2.3.2 Fracción de carburos

La tabla 7.3 muestra la fracción de área de carburos primarios determinada en el analizador de imágenes a una magnificación de 100x.

Tabla 7.3 Fracción de área de los carburos presentes en la estructura de colada.

Mediciones	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Promedio	σ
Fracción de área de carburos (%)	9.9	13.1	11.9	7.7	10.6	10.3	9.5	11.6	12.6	12.7	10.9	3.685

Debido a la solidificación dendrítica y segregación se tiene una distribución heterogénea de los carburos, teniendo una mayor distribución de los mismos en las zonas interdendríticas.

7.2.4 Análisis de rugosidad en la muestra de colada.

La rugosidad de las muestras se obtuvo en un perfilómetro usando el método de deslizamiento línea de 4.8 mm y 8.009 mm obteniendo el parámetro Ra. El promedio de un total de 10 mediciones fue de 0.0356 con una variación de +/- 0.01466 μm . Los valores fueron medidos en la superficies con pulido metalográfico.

7.3 Muestras tratadas térmicamente con diferentes velocidades de calentamiento.

Con el propósito de determinar los efectos del calentamiento se procedió a calentar 6 muestras con diferentes velocidades, tal como se muestra en la figura 7.10. El calentamiento fue hasta los 1220°C (temperatura de solución de carburos utilizada). Las muestras permanecieron durante 3 horas y después fueron templadas en agua. Se realizó una muestra adicional la cual se trato a diferentes condiciones. La velocidad de calentamiento fue de 250°C/min hasta alcanzar 1300°C por 10 minutos. Este último experimento (identificado como la muestra 2) trató de maximizar los efectos de un calentamiento muy rápido. La curva del calentamiento de esta muestra no se encuentra representada en la figura 7.10.

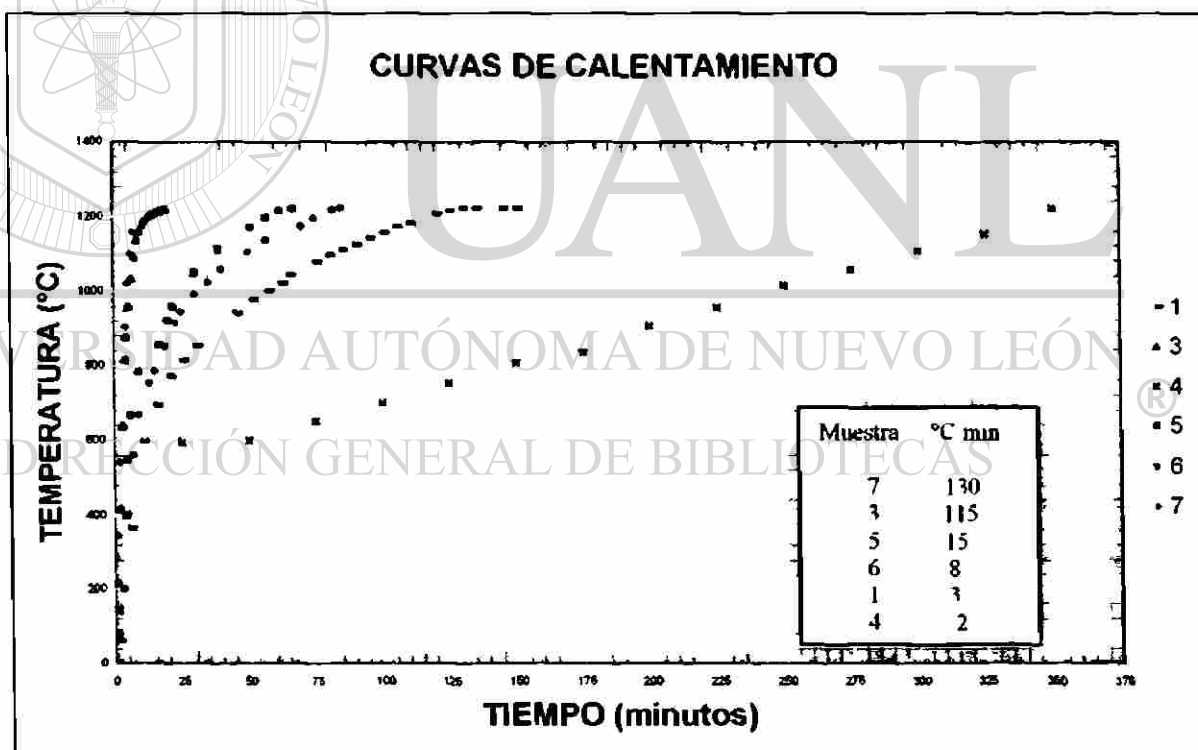


Figura 7.10 Curvas de calentamiento para alcanzar la temperatura de solución de 1220°C

7.3.1 Caracterización de las muestras tratadas térmicamente.

7.3.1.1 Análisis metalográfico

La figura 7.11 muestra la microestructura antes del tratamiento térmico. Como ya fue explicado, la estructura de colada esta formada por una matriz de cobalto alfa, y carburos primarios en forma laminar o en bloque.



Fig. 7.11 Microestructura de colada a 400x

Después de un tratamiento térmico de solución a $1220^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ se observa una microestructura formada por una matriz de cobalto alfa con carburos secundarios del tipo M_6C globulares (figura 7.12-7.17). A la temperatura de 1220°C la mayoría de los carburos primarios M_{23}C_6 se transforman a carburos M_6C los cuales empiezan a disolverse en la matriz de cobalto alfa, sin embargo esta reportado que la fase alfa en este tipo de tratamientos en solución sólida se alcanza a tiempos muy largos [1].

En las micrografías de la figura 7.12 a la figura 7.17 se observan las fases presentes de las muestras tratadas térmicamente a diferentes velocidades de calentamiento por un tiempo de 3 horas de solución. Mediante un análisis metalográfico

observamos que los carburos primarios de bloque y laminares transformaron a carburos secundarios globulares tal como esperábamos. Estos carburos se han caracterizado por la técnica de difracción de rayos x por algunos autores [1]. La disolución de los carburos podía haber sido afectada por las velocidades de calentamiento, debido a en los calentamientos lentos los carburos primarios empezaron a transformar antes de llegar a la temperatura seleccionada para el tratamiento de solución ($1220 \pm 3^\circ\text{C}$) lo cual prolonga el tiempo de solución. Los carburos empiezan a transformar desde temperaturas cercanas a los 1000°C por lo que en las muestras de calentamiento lento (muestras 1 y 4) tuvieron mayor tiempo de solución. Sin embargo esto no afectó drásticamente los resultados, la variación de fracción de área ocupada por carburos globulares del tipo M_6C entre las muestras tratadas a velocidades distintas de calentamiento fue de $1.5 \pm 0.235\%$ de área siendo el valor más alto el de 1.75% de área y el valor más bajo el de 1.28% de área.

Por otra parte los carburos que se observan en las micrografías de las figuras 7.12 a la 7.17 son globulares por lo que tienen mayor estabilidad y concentran menos esfuerzos que los carburos primarios. Los carburos globulares observados fueron encontrados dispersos en la matriz tanto en los límites de grano como en el interior de los granos. La ductilidad ha sido uno de los problemas en condición de colada, esto es debido a la gran cantidad de carburos interdendríticos ubicados en los límites de grano. Este tratamiento aunque no logra reubicarlos por completo, mejora la ductilidad debido a la redistribución y a la morfología redondeada que presentan los carburos. Se tomaron lecturas de dureza en las muestras de tratamiento térmico (1220°C , 3 hrs) siendo los valores muy similares (32 HRC) quedando por arriba de las especificaciones ASTM-F75.

Durante el análisis se observaron algunos poros en forma de "hueso", estos poros provienen de la inhibición de la transformación a carburos secundarios M_6C . La inhibición de carburos secundarios pudo originar la formación de fases intermetálicas con baja fuerza de sujeción hacia la matriz debido a su fragilidad.



Fig. 7.12, muestra 7 (400x) Ataque electrolítico con ácido crómico velocidad de calentamiento: 130 °C/min. Se puede observar partículas con morfología globular (carburos M_6C) ubicados en el límite de grano. Estas partículas miden entre 3 y 10μm.

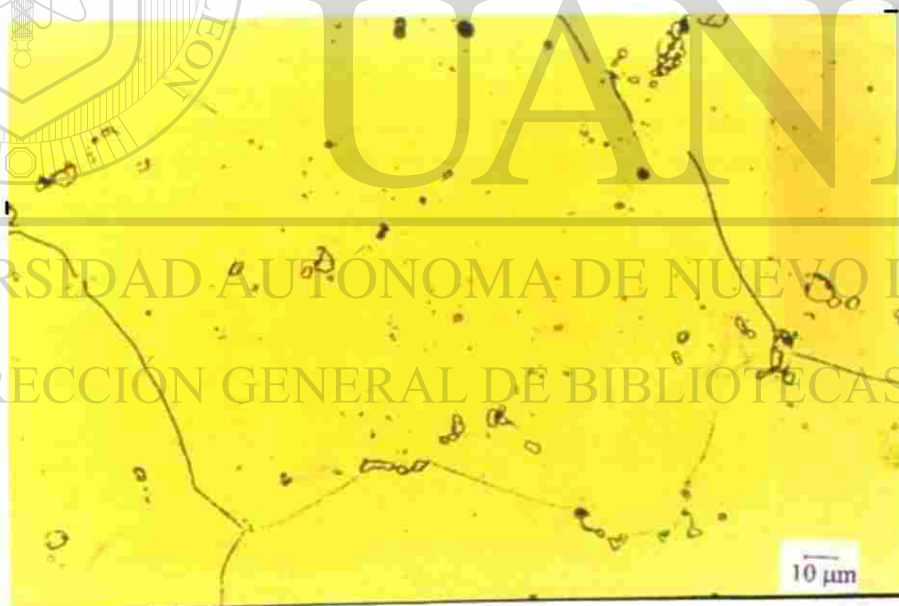


Fig. 7.13 Muestra 3 (400x) Ataque electrolítico con ácido crómico, velocidad de calentamiento: 115° C/min. Se observan partículas similares a las de la figura anterior tanto en el límite como dentro del grano.

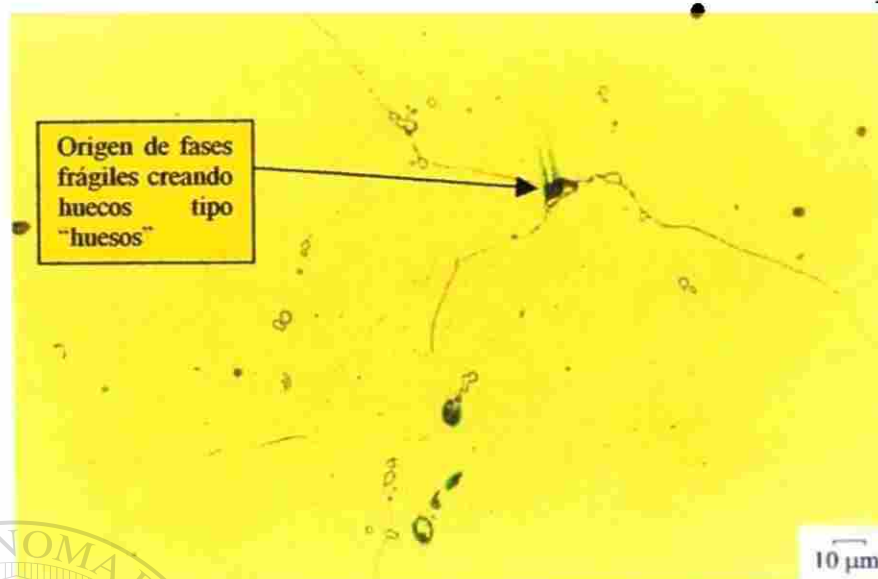


Fig. 7.14 muestra 5 (400x) Ataque electrofítico con ácido crómico velocidad de calentamiento: 15° C/min. Además de las partículas de carburos M_6C se observan poros. En la micrografía se puede observar como se originan los poros tipo huesos debido al desprendimiento durante el pulido.

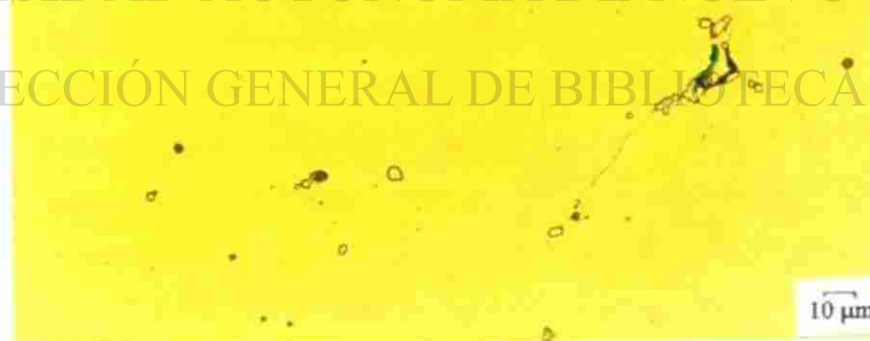


Fig. 7.15 muestra 6 (400x) Ataque electrofítico con ácido crómico velocidad de calentamiento: 8° C/min. Se observa el mismo fenómeno que en la muestra 5 en una isla de carburos secundarios.

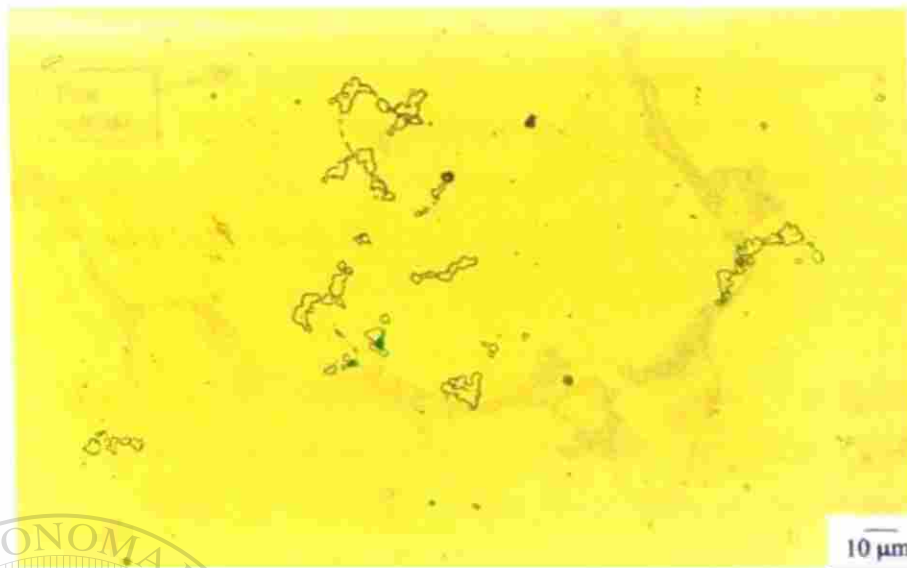


Fig. 7.16 muestra 1 (400x) Ataque electrolytico con ácido crómico velocidad de calentamiento: 3° C min. Se observan carburos globulares del tipo M_6C ubicados en el límite de grano, la micrografía fue tomada en una zona de límite de grano donde había una segregación interdendrítica de carburos primarios los cuales durante el tratamiento térmico se disolvieron y transformaron a carburos secundarios (M_6C). Esto indica que los carburos primarios transforman a carburos secundarios y después disuelven a fase alfa. Es por esta razón que para lograr reubicar intra-granularmente se tiene que formar la fase alfa y envejecer para propiciar precipitación de carburos con una mejor distribución.

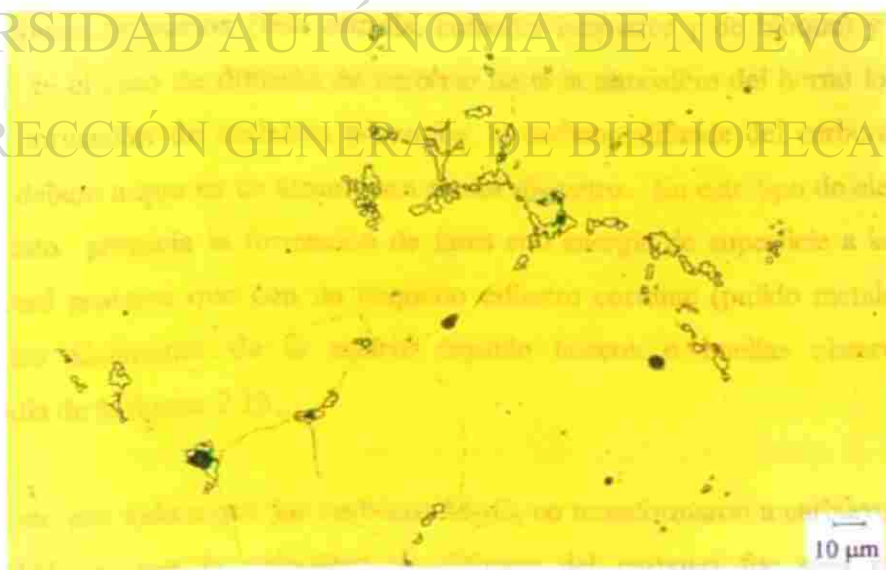


Fig. 7.17 muestra 4 (400x). Mismo ataque, velocidad: 2 °C/min.

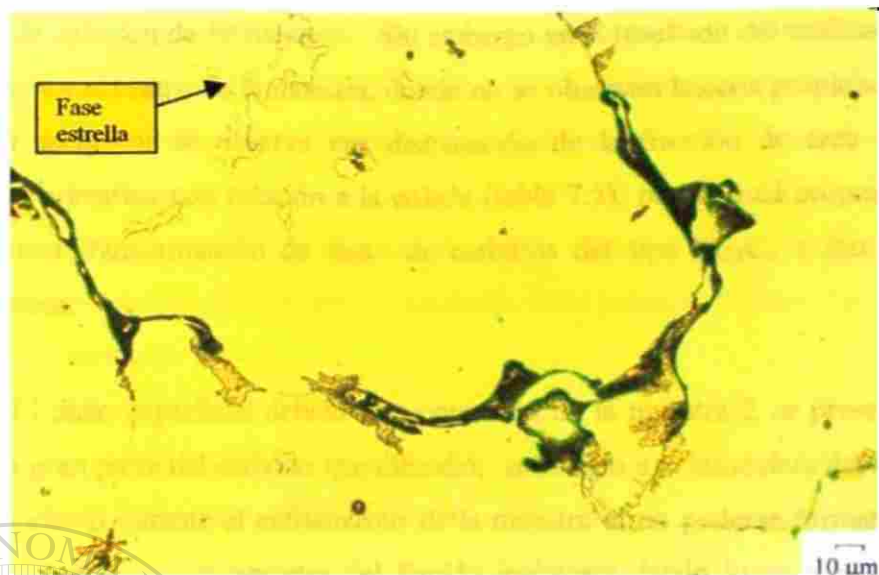


Fig. 7.18 muestra 2 (400x) Ataque electrolítico con ácido crómico
Velocidad de calentamiento: 250 °C/min

La muestra 2 (figura 7.18), como ya se había mencionado, estuvo tratada a diferentes condiciones, la temperatura registrada en el termopar fue de 1300°C y permaneció 10 minutos en el horno enfriándose rápidamente en agua. En la metalografía se observan carburos similares (zonas claras) a los carburos de estructura de colada (Fig. 7.3, 7.11), los carburos presentaron fusión incipiente debido a la alta temperatura de tratamiento, durante el enfriamiento en agua los carburos resolidificaron como carburos primarios (fase estrella, carburos laminares y de bloque) y como intermetálicos en el caso de difusión de carbono hacia la atmósfera del horno lo cual inhibió la nueva formación de carburos primarios, el carbono difunde del carburo con mayor facilidad debido a que es un átomo con menor diámetro. En este tipo de aleaciones base cobalto esto propicia la formación de fases con energía de superficie a la matriz muy baja lo cual provoca que con un pequeño esfuerzo cortante (pulido metalográfico) se desprendan fácilmente de la matriz dejando huecos o huellas observados en la micrografía de la figura 7.18 .

Esto nos indica que los carburos $M_{23}C_6$ no transformaron a carburos secundarios M_6C debido a que la velocidad de difusión del carbono fue más rápida en las condiciones de calentamiento de 250 C/min y una temperatura de 1300°C durante un

tiempo de solución de 10 minutos. Sin embargo en el resultado del análisis de imágenes realizado en el centro de la muestra, donde no se observan huecos propiciados por fases de inter metálicos se observa una disminución de la fracción de área ocupada por carburos primarios con relación a la colada (tabla 7.5), por lo cual proponemos que si existió una transformación de fase de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a fase alfa a estas condiciones.

El daño superficial debido a la porosidad en la muestra 2 se presentó debido a que una gran parte del carbono que difundió, se escapó a la atmósfera del horno lo cual tuvo su efecto durante el enfriamiento de la muestra al no poderse formar nuevamente carburos primarios provenientes del líquido incipiente dando lugar a la formación de intermetálicos, mientras que en el centro de la muestra, el carbono no tuvo el tiempo necesario para difundir hasta la superficie de la muestra y escapar hacia el horno, por lo que durante el enfriamiento se resolidificaron carburos primarios semejantes a los de la micrografía mostrada en la figura 7.11 los cuales tienen un enlace mayor con la superficie de matriz alfa y por ende no caen fácilmente durante el pulido.

Desde el punto de vista tribológico las condiciones de tratamiento térmico llevadas a cabo en la muestra 2 son perjudiciales debido a que esto genera un valor de rugosidad muy alto provocando desgaste excesivo durante la primer etapa de un sistema tribológico activo “runing in” el cual propicia una gran cantidad de partículas de la copa acetubular de polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) generando problemas de salud, entre la más importante la osteólisis (ver capítulo 4).

7.3.1.2 Análisis superficial. Porosidad, carburos y rugosidad.

Al fin de tener una correlación entre la porosidad, el porcentaje de área ocupada por los carburos y la rugosidad, se determinaron estos 3 parámetros en la misma muestra metalográfica. Para tal fin, las muestras fueron pulidas con acabado espejo de una manera uniforme e igual para todas. Esto con el propósito de evitar diferencias en la

rugosidad debido a diferente técnica de pulido. Una vez obtenida la muestra se determinó el parámetro de rugosidad Ra y en la misma superficie se determinó la fracción de área ocupada por porosidad y por carburos. La tabla 7.5 muestra los valores obtenidos para las muestras tratadas térmicamente a diferentes velocidades de calentamiento a un tiempo de solución de 3 hrs. además de presentar la muestra en condición de colada y el experimento adicional de la muestra 2 con el fin de realizar un estudio comparativo.

En esta tabla se observa que todas las muestras tratadas térmicamente presentan mayor fracción de área ocupada por poros que la muestra de estructura de colada sin tratamiento térmico. Esta última presenta un valor de 0.18%. La menor fracción de área de poros encontrada en las muestras tratadas térmicamente fue de 0.43% (más del doble que la muestra de colada). La muestra 4 presenta 1.47%, siendo casi un orden de magnitud (10 veces) mayor que la estructura de colada. Finalmente, la muestra 2 con velocidad de calentamiento de 250°C/min (1300°C por 10 minutos) presentó una fracción de área ocupada por poros de 12%, casi 2 órdenes de magnitud (100 veces) mayor que la estructura de colada.

En cuanto a los carburos, se observa que todas las muestras tratadas muestran una área parcial menor que la muestra de colada. Esto indica que efectivamente se logró una disolución de carburos. El área parcial de las muestras tratadas está en un rango de 1.28 a 1.75% lo cual está relativamente homogéneo. Destaca la muestra 2 (250°C/min, 1300°C por 10 minutos) que debido a la fusión incipiente y a la resolidificación, presentó un valor alto de fracción de área de carburos siendo esta 4.94%. En la muestra 2 no hubo transformación de carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ a carburos secundarios del tipo M_6C .

La rugosidad (Ra) de la muestra de colada fue de 0.035µm. Las muestras tratadas térmicamente a distintas velocidades de calentamiento con un tiempo de solución de 3 horas a 1220°C, presentan una rugosidad (Ra) de 0.031 a 0.093µm, nuevamente la muestra 2 presenta un valor muy alto de 0.56µm. La figura 7.19

muestra la gráfica de estos valores. Aunque la rugosidad este afectada por los picos de los carburos superficiales y por los valles de los poros, en la gráfica de la figura 7.19 se observa que la rugosidad esta afectada principalmente por los poros que por la diferencia entre los carburos debido a la velocidad de calentamiento, excepto en la muestra que se calentó a 2°C/min donde se observa que a pesar de una alta fracción de porosidad la disolución de carburos hacia la matriz propició una superficie mas tersa.

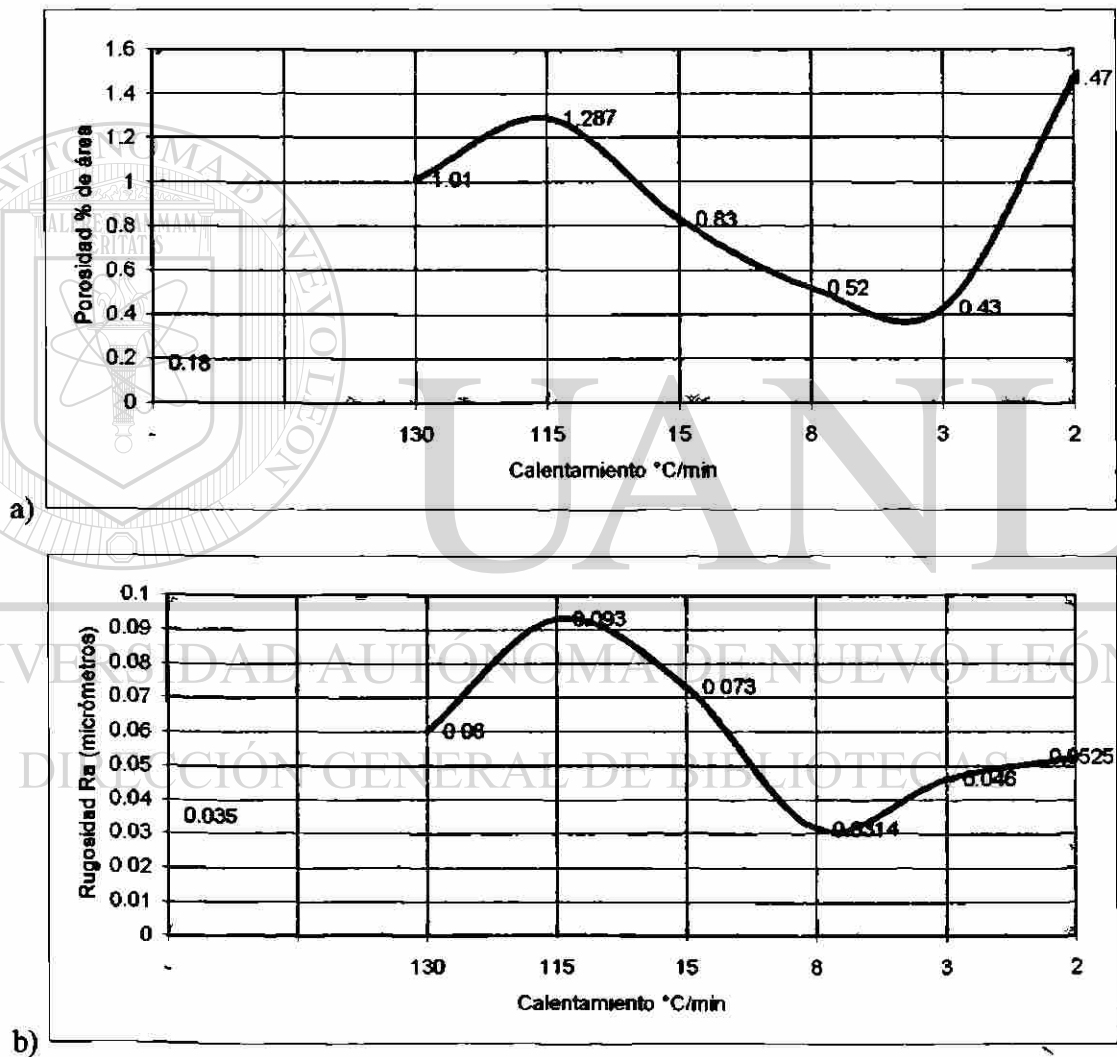


Figura 7.19 Graficas de porosidad y rugosidad con respecto a la velocidad de calentamiento. a) Porosidad contra calentamiento. b) Rugosidad (Ra) contra calentamiento.

Durante el pulido, la fase más suave, es decir la fase alfa es la que se pule primero dejando las partículas mas duras (carburos) como protuberancias. Estas protuberancias normalmente son pequeñas debido al efecto de corte ejercido por las partículas de alúmina. Una gran parte de los carburos son cortados por el efecto mencionado dejando irregularidades superficiales (protuberancias) pequeñas en forma de “ puntas de icebergs”. Por otro lado cuando se ha formado la fase σ la cual es muy frágil y tiene una energía superficial muy baja, al pulir se desprenden de la superficie dejando el hueco de toda la partícula. El hueco de esta partícula es más grande que las protuberancias debido a los carburos. En la figura 7.20 se describe esquemáticamente lo anterior.

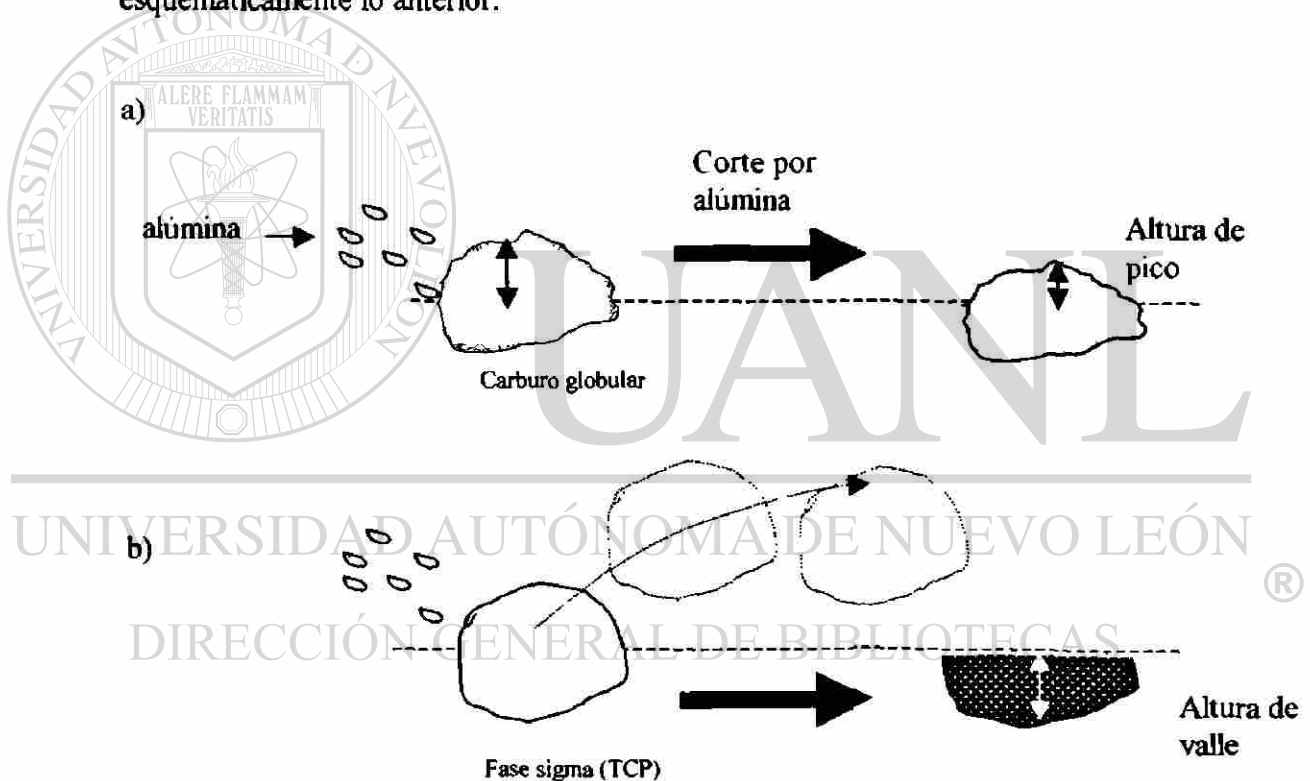


Figura 7.20 a) Esquema ilustrativo de lo que pasa con los carburos, el carburo globular es cortado disminuyendo la altura del pico de iceberg y por ende la rugosidad. b) Debido a que la fase sigma tiene una baja energía superficial, la partícula se desprende dejando el hueco de toda la partícula, esto propicia un valle más prolongado y una rugosidad mayor.

Tabla 7.5 Tabla de resultados de las muestras tratadas

MUESTRA	Colada	2	7	3	5	6	1	4
Calentamiento °C/min	-	250	130	115	15	8	3	2
% de área POROSIDAD	0.18	12	1.01	1.287	0.83	0.52	0.43	1.47
% de área CARBUROS	10.9	4.94	1.28	1.5	1.7	1.35	1.48	1.75
RUGOSIDAD Ra (micrómetros)	0.035	0.56	0.060	0.093	0.073	0.0314	0.046	0.0525

*La muestra 2 se calentó hasta 1300°C por 10 minutos. Las demás estuvieron 3 horas a 1220°C

7.3.1.3 Análisis de microscopía electrónica de barrido

Las siguientes micrografías presentan la superficie de las muestras tratadas térmicamente a diferentes velocidades sin ataque químico, con el fin de revelar la morfología de los poros inducidos por el tratamiento térmico.

El calentamiento más rápido realizado en los tratamientos de solución de 3 horas a 1220°C +/- 3°C fue hecho en la muestra número 7 la cual se calentó aproximadamente a 130°C /min. La probeta se analizó en el microscopio electrónico de barrido a 1000 aumentos. En la figura 7.21 se presenta una foto-micrografía de la muestra número 7 a 1000 aumentos nominal. En esta foto-micrografía se presenta una mayor cantidad de poros que en la pieza original (estructura de colada), lo cual nos indica que el proceso de tratamiento térmico ha inducido dicha porosidad.

La figura 7.22 muestra el mismo espécimen que en la figura 7.21 pero a mayores aumentos (5000 nominal). Aquí se observa una diferencia substancial. Los poros en las muestras de colada son semi-esféricos ó elípticos y sin material dentro de los poros (ver figuras 7.6-7.9). En esta figura también se observan otros poros tienen una forma de “hueso de perro”, por este motivo se le ha denominado a estos poros como “poros tipo hueso” ó “poros tipo galleta”. Otra característica de estos poros es que en algunos se

ha encontrado material dentro de los mismos. Esta foto-micrografía es muy indicativa de la diferencia entre los poros. En la parte inferior izquierda se observa un poro elíptico, típico de la estructura de colada, de aproximadamente un diámetro mayor de 4 μm y un diámetro menor de 3 μm . El poro se observa “limpio”, es decir no contiene material dentro del mismo y ha sido relacionado a gases atrapados en el metal al momento de solidificar. Por otra parte, en la misma figura pero al centro y en el extremo derecho se observa claramente la morfología de poros tipo “hueso” ó “galleta”. Además se aprecia materia dentro de los poros. Estos poros tiene diámetro de eje mayor de 15 μm y un eje menor de aproximadamente 4 μm .

Debido al hecho de que estos poros no existían en las muestras de colada y que su morfología no corresponde a ningún tipo antes observado, sólo nos queda discernir sobre una transformación de fase. Varios Autores, Sims [3], Clemow y Daniell [1], han identificado la formación de fases inter-metálicas en el sistema Co-Cr-Mo. Estas fases inter-metálicas conocidas genéricamente como fases TCP (Topologically Compact Phases) presentan una alta dureza y una alta fragilidad. Esto ocasiona que al momento de pulir, se desprendan fácilmente las partículas de fases TCP y originen los poros observados.

Las partículas TCP entre ellas la fase sigma tiene una energía interfacial muy baja con la matriz alfa por lo que se desprenden fácilmente. Debido a que son fases inter-metálicas ricas en cobalto estas no se distinguen con el ataque químico al igual que la fase alfa.

Según el diagrama de fases pseudo-ternario de la figura 7.4 propuesto por Clemow y Daniell [1], la fase sigma (σ) en el sistema Co-Cr-C a 5%Mo se forma en rangos de composición de 40 a 70% de cromo y de 0 a 0.25% de carbono. Durante el tratamiento térmico, al disolver el carburo se forman micro-áreas de segregación que cumplen con este rango de composición pudiéndose formar la fase sigma (σ). Al enfriar la muestra, parte de estas micro-áreas pueden precipitar carburos del tipo M_6C , pero parte de estas micro-áreas no forman carburos y se forma la fase sigma (σ).

La transformación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a carburos del tipo M_6C pudo ser inhibida dando lugar a la formación de intermetálicos.

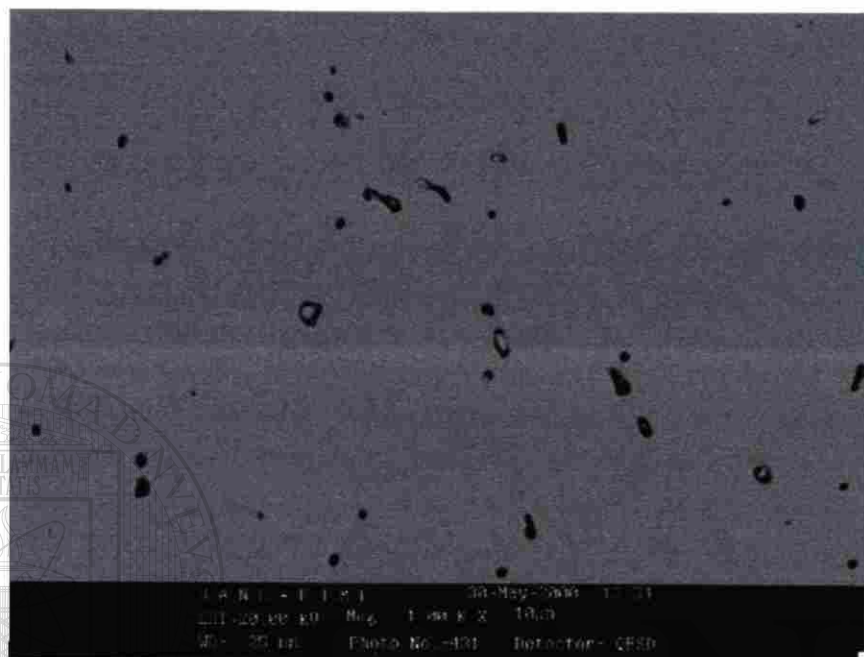


Figura 7.21 Foto-micrografía de la muestra numero 7 a 1000x Porosidad "tipo hueso" debido a fases intermetálicas



Figura 7.22. Misma figura que 7.21 a 5000x, muestra 7

En las figuras 7.23 y 7.24 se muestran las micrografías de la muestra 3, velocidad de calentamiento de 115°C/min.



Figura 7.23 500x muestra 3

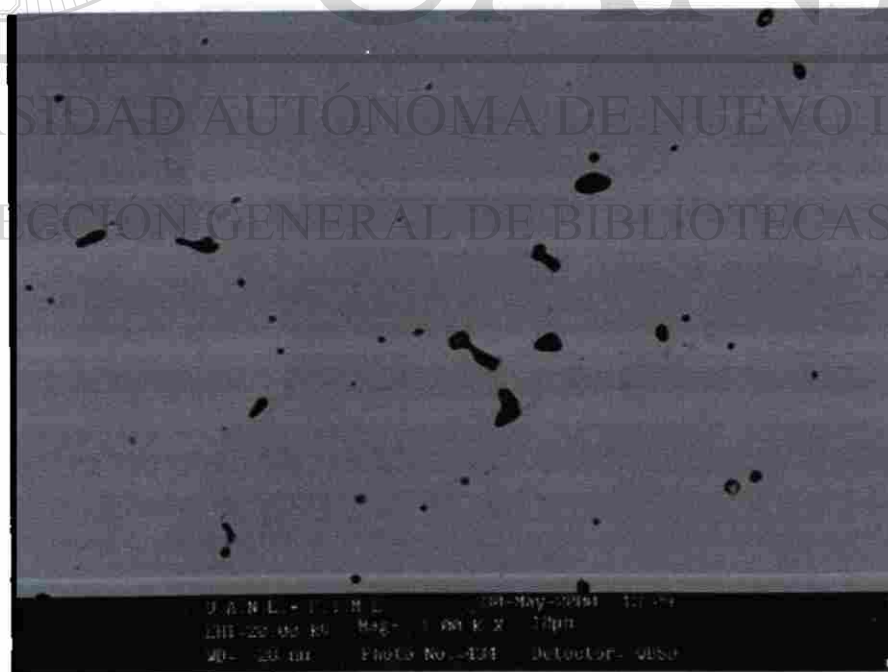


Figura 7.24 a 1000x muestra 3

Estas dos figuras muestran foto-micrografías similares a las figuras 7.21 y 7.22 (muestra 7) para probetas con diferente velocidad de calentamiento. En estas figuras se encuentra un comportamiento muy similar en cuanto a la formación de poros tipo "hueso".

Por otro lado en el análisis de imágenes (tabla 7.5) se observa, cómo la inhibición de transformación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ a M_6C propicia la formación de fases TCP entre ellas la fase sigma (σ), lo cual eleva la fracción de área ocupada por poros. Obviamente al tener más poros en la superficie de la muestra, el valor Ra de rugosidad aumenta de la condición inicial de $0.035\mu\text{m}$ a $0.093\mu\text{m}$, lo cual es alto entre las 6 muestras tratadas térmicamente a $1220^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$ (3 hrs con diferentes velocidades de calentamiento).

La siguiente muestra en analizar es la muestra 5 la cual se calentó a una velocidad promedio de $15^\circ\text{C}/\text{min}$ obteniendo los tipos de poros mostrados en las figuras 7.25 y 7.26.

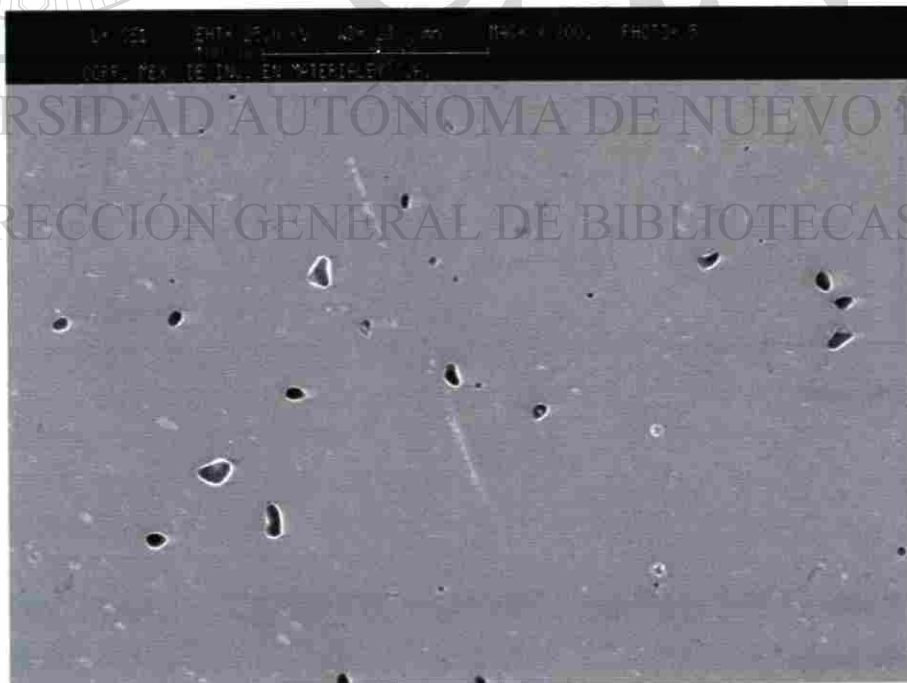
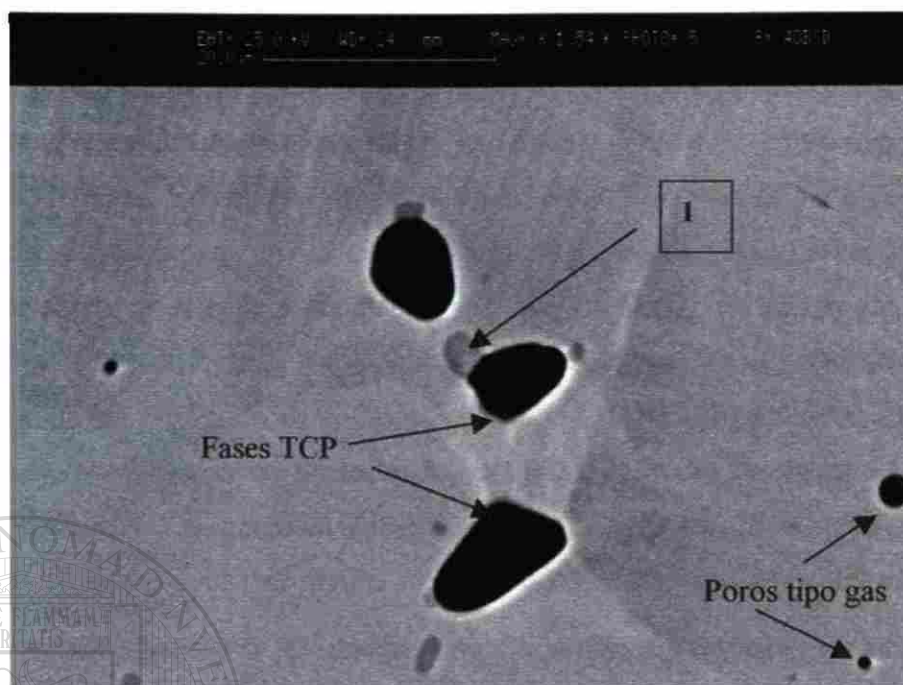


Figura 7.25 300x muestra 5



a)



b)

Figura 7.26 1540x a) Foto-micrografía de la muestra 5 (15°C/min.) mostrando poros tipo gas y poros de partículas de fases TCP. b) Espectro de dispersión de la fase TCP marcado con el número 1 en a).

La figura 7.26 es una comparación entre una foto-micrografía de la muestra 5 con una velocidad de calentamiento de 15°C/min, y un espectro semi-cuantitativo realizado en el microscopio electrónico de barrido. En la foto-micrografía se encuentran 3 poros irregulares provocados por fases TCP, en la parte central de la micrografía se percibe un poro en el que al lado se le observan algunas partículas de un color gris claro. A una de estas manchas (1), se le efectuó un análisis químico semi-cuantitativo reflejando tener composición rica en cromo, conteniendo cobalto, molibdeno y bajo contenido de carbono. Esta composición satisface la composición esperada de la disolución de un carburo del tipo $M_{23}C_6$. Al disolverse el carburo y difundir el carbono, se queda la composición de metales Co-Cr-Mo que satisface la formación de fase sigma (ver figura 7.4), esto es debido a que el carbono, con un diámetro atómico de 0.77 Å es un elemento que puede difundir entre los intersticios de la red atómica cúbica centrada en las caras (FCC) de la matriz de cobalto (α). Los átomos metálicos Co, Cr, Mo con radios atómicos de 1.253, 1.259 y 1.36 Å respectivamente, no pueden difundir fácilmente en la red FCC de cobalto (α) y por lo tanto forman esas micro-áreas de segregación rica en Co-Cr-Mo, siendo responsables de la formación de partículas de fase TCP entre la más importante para esta aleación, la fase sigma (σ).

La muestra número 6 se calentó a una velocidad promedio de $8^{\circ}\text{C}/\text{min}$ obteniendo las micrografías de las figuras 7.27 y 7.28. Las foto-micrografías no presentaron poros tipo “hueso” o “galleta”.



Figura 7.27 1000x muestra 6 (Poros debido a gas)

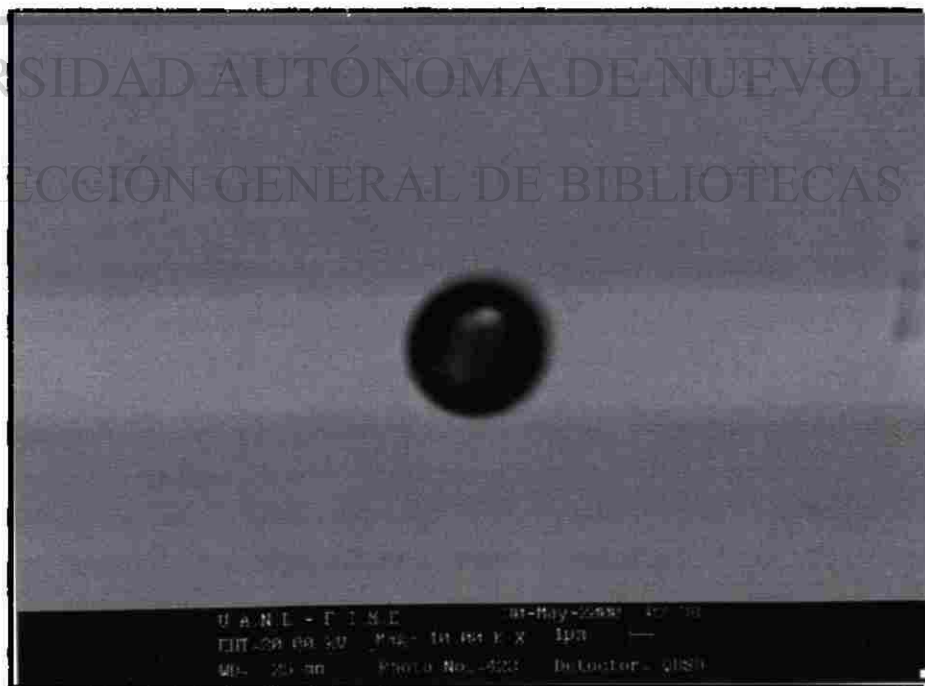


Figura 7.28 10000x muestra 6

En la foto-micrografía 7.27 (muestra 6) se observan poros semi-esféricos y elípticos provocados por gases en la solidificación, estos poros son similares a los encontrados en el espécimen original (estructura de colada), lo cual genera una baja porosidad (% de área de poros de 0.52%, ver tabla 7.5), que a su vez propicia una baja rugosidad ($R_a = 0.0314$). Este punto es interesante debido que la rugosidad no tuvo un cambio significativo entre la muestra de condición de colada y la muestra (6) con calentamiento de $8^\circ\text{C}/\text{min}$ en el tratamiento de solución. Hasta el momento podemos decir que existe una relación entre la formación de fases TCP, la fracción de porosidad-velocidad de calentamiento.

La muestra número 1 se calentó a una velocidad promedio de $3^\circ\text{C}/\text{min}$ obteniendo las micrografías presentadas en las figuras 7.29 y 7.30 donde se observa el típico poro tipo “hueso”.

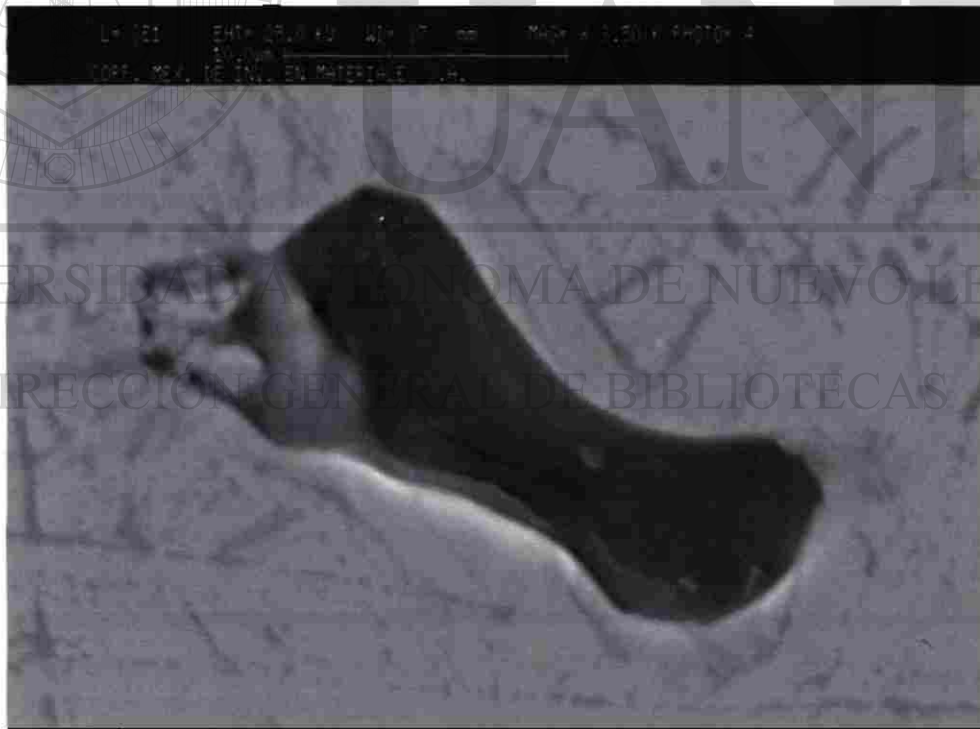


Figura 7.29 3,500x muestra 1

Poro tipo “hueso o galleta” con incrustaciones de material en su interior.



Figura 7.30 3,500x muestra 1

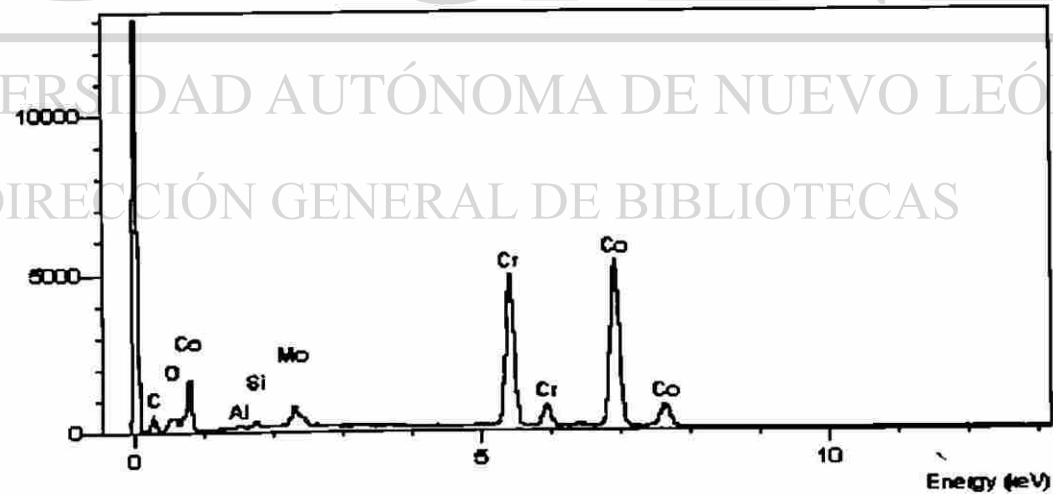


Figura 7.31 Espectro semi-cuantitativo en la parte 1 (matriz alfa) de la foto-micrografía de la Fig. 7.30

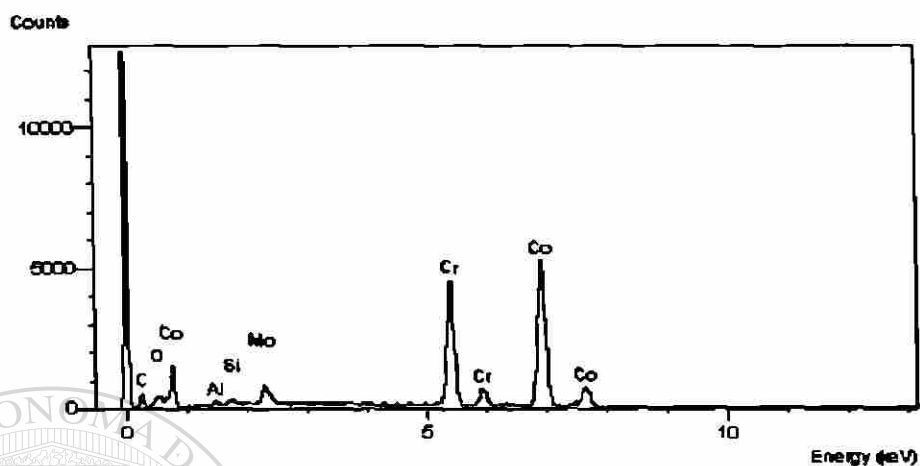


Figura 7.32 Espectro semi-cuantitativo en la parte 2 de la foto-micrografia de la Fig. 7.30

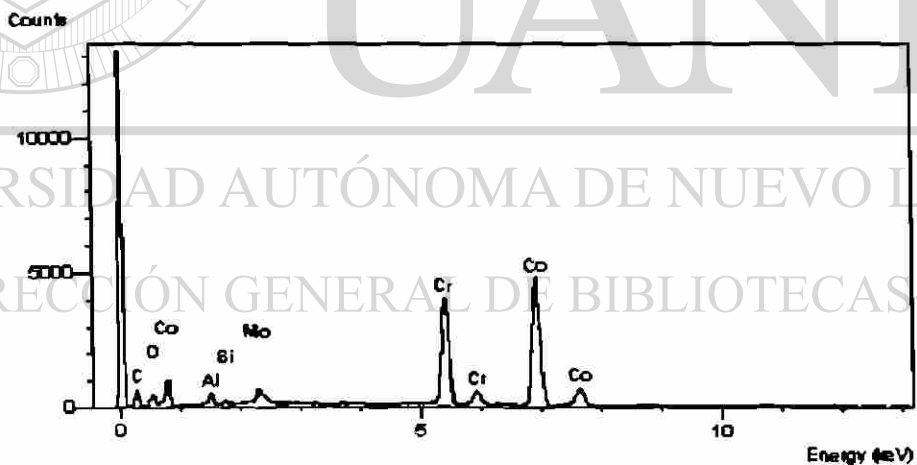


Figura 7.33 Espectro semi-cuantitativo en la parte 3 de la foto-micrografia de la Fig. 7.30

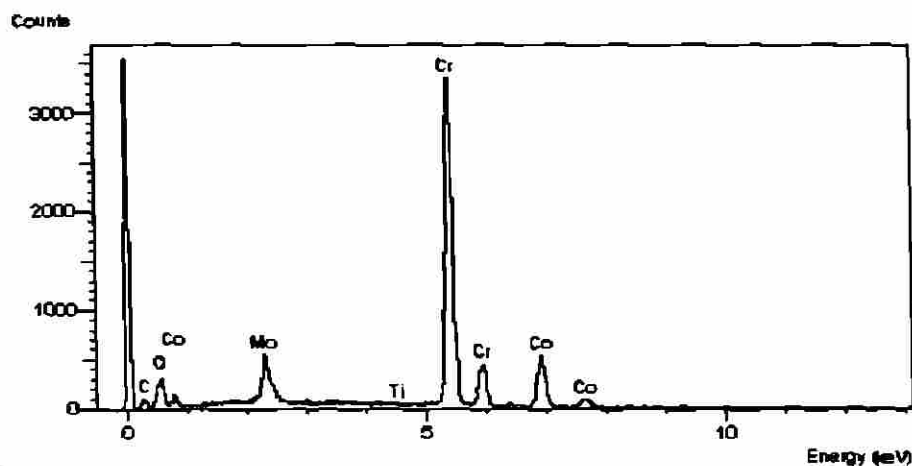


Figura 7.34 Espectro semi-cuantitativo en la parte 4 de la foto-micrografía de la Fig. 7.30

En la figura 7.30 se marcan diferentes zonas del número 1 al 4, en estas zonas se realizaron espectros de composición química y los resultados se muestran en las figuras 7.31 a la 7.34. El espectro de la figura 7.31 corresponde a la matriz (Co-Cr-Mo) y revela los picos de los elementos principales encontrados en la matriz, además estos espectros coinciden con las zonas 2 y 3 de la figura 7.30, lo cual nos indica que estamos hablando de partículas de fase alfa (α). Por otro lado se observa en el espectro de la figura 7.34 que la composición es mucho más rica en cromo y diferente a la matriz. Esta composición es típica de un carburo que ha tratado de disolverse en la matriz en el cual el carbono ha difundido dejando la composición idónea para la formación de fase sigma (σ).

La muestra número 1, aunque se le observo huecos tipo “hueso” ó “galleta” debido a fases TCP, presentó relativamente un bajo por ciento de área ocupada por poros según el análisis de imágenes realizado (ver tabla 7.5). Superficialmente la rugosidad es relativamente baja debido a la poca formación de fases intermetálicas frágiles, sin embargo creemos que en la velocidad de 3° C/min, empieza a difundir el carbono de los carburos ya formados del tipo M_6C , esto debido a que el carburo no tiene

la suficiente energía para retener tiempos largos la estructura del mismo a temperatura de 1220°C. De la misma manera la muestra 4 tuvo un mayor tiempo de disolución debido a que el tiempo necesario para obtener 1220°C a partir de los 1000°C (temperatura aproximada de transformación de carburos primarios) fue aproximadamente 2 horas lo cual prolongo el tiempo de solución relativamente a las demás muestras, en especial a las muestras con velocidad de calentamiento rápido. Esto tuvo su efecto en los carburos secundarios del tipo M_6C debido a que esta estructura no tiene la suficiente energía para retener al carbono el cual se difunde hacia la matriz, esto propicia la decarburización en la estructura del tipo M_6C dando lugar a la formación de partículas intermetálicas que como ya se había mencionado anteriormente, se desprenden fácilmente durante el pulido dejando huecos.

La muestra número 4 se calentó a una velocidad promedio de 2 °C/min obteniendo las siguientes foto-micrografías mostradas en las figuras 7.35 y 7.36

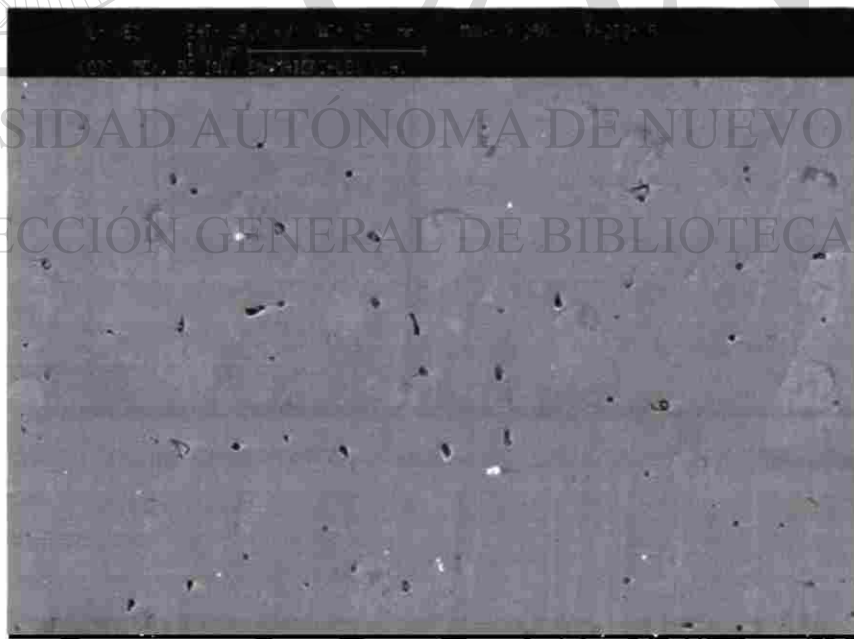


Figura 7.35 250x muestra 4

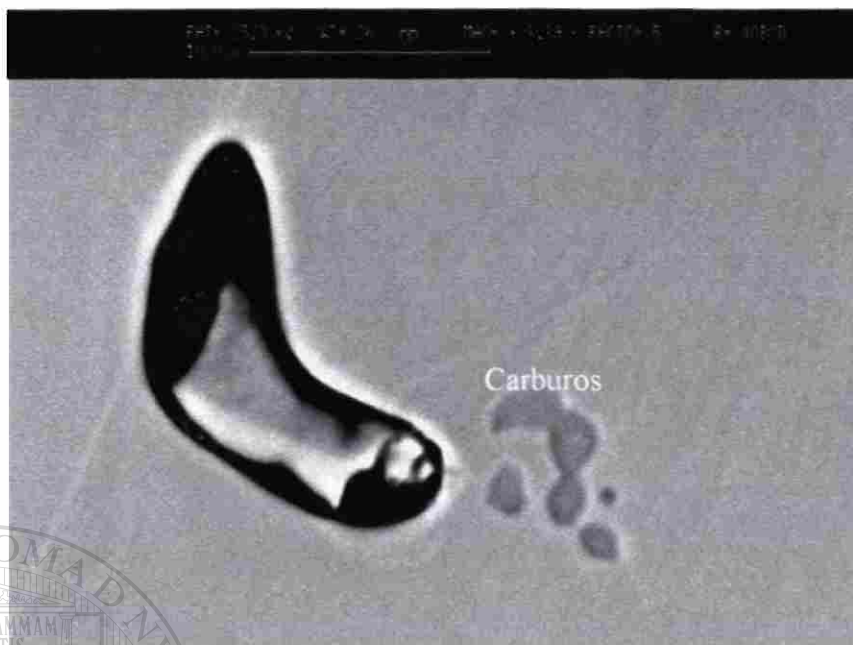


Figura 7.36 3390x muestra 4 (Imagen en retro-dispersados)
Velocidad de calentamiento de 2 °C/min durante tres horas.

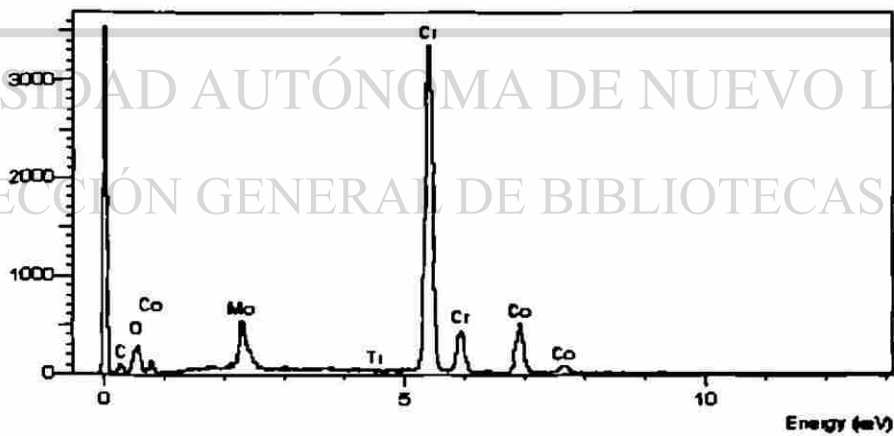


Figura 7.37 Espectro en el carburo señalado en la figura 7.36,
Se forma cerca del poro tipo “hueso”.



Figura 7.38 3390x muestra 4 (Imagen en secundarios)

Las figuras 7.35, 7.36 y 7.38 muestran foto-micrografías de la muestra 4, esta muestra fue calentada con una velocidad de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ a $1220^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ con un tiempo de solución de 3 hrs. En la foto-micrografía de la figura 7.36 se observa un poro junto a unas partículas redondas en forma de “cacahuete”, esto fue posible debido al empleo de electrones retro-dispersados del microscopio electrónico de barrido. Las manchas observadas corresponden a carburos M_6C , estos carburos se pueden observar con mayor claridad en las figuras 7.12-7.17 de la sección de análisis metalográfico en microscopía óptica, la composición de los carburos M_6C se observa en la figura 7.37 donde el cromo es el principal elemento de la partícula de carburo. Confirmando lo dicho anteriormente, las partículas de carburos obtienen las condiciones idóneas para la formación de fase sigma según el diagrama de fases pseudo-ternario $\text{Co}-\text{Cr}-\text{C}$ a 5% Mo (figura 7.4) propuesto por Clemow y Daniell [1].

7.4 Porosidad, rugosidad y comportamiento tribológico.

El comportamiento tribológico de una superficie en contacto con otra bajo cargas definidas, esta afectado por las características superficiales. El contacto tribológico entre la aleación base cobalto (esfera del fémur) y el UHMWPE (copa acetabular) es un ejemplo de contacto tribológico lubricado. El régimen de lubricación así como los mecanismos de desgaste están en función de la rugosidad de la superficie. Si esa rugosidad esta en función de la porosidad, y esta a su vez esta en función de la microestructura, el comportamiento tribológico (desgaste) estará influenciado por la cinética de transformación de fases que dará lugar a la microestructura final.

El desgaste de las prótesis es propiciado por una combinación de mecanismos de adhesión y abrasión. Una superficie muy rugosa, con picos muy acentuados, favorecerá un alto desgaste abrasivo. Una superficie muy tersa, tendrá una alta energía de adhesión y propiciará un alto desgaste adhesivo.

Así la rugosidad muy alta ó muy baja tendrán alto rango de desgaste, ver figura 7.39

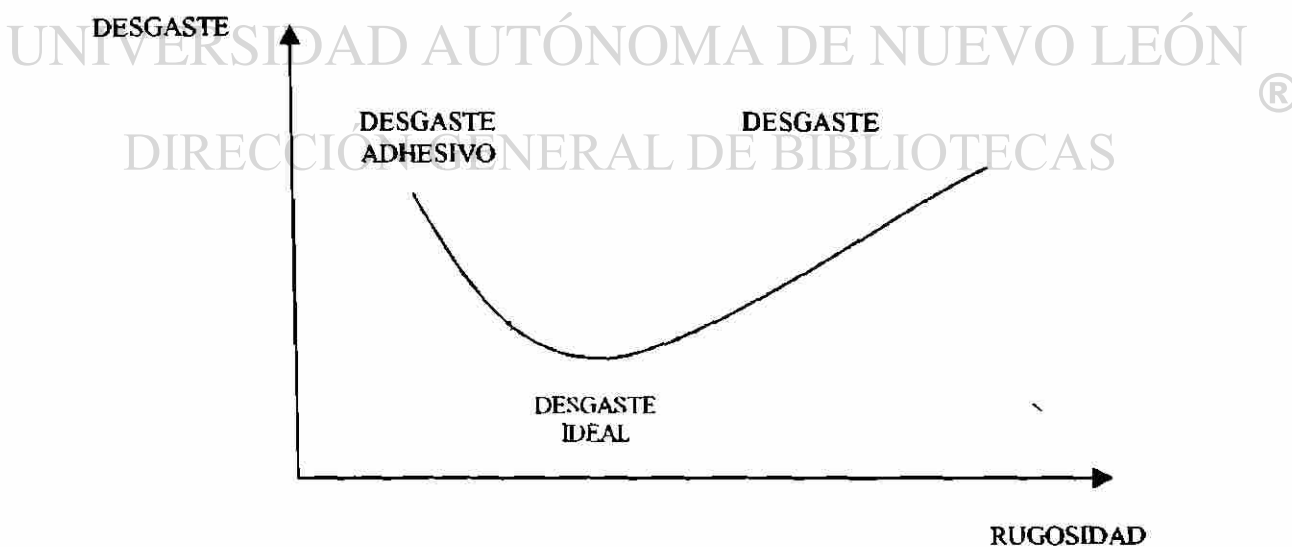
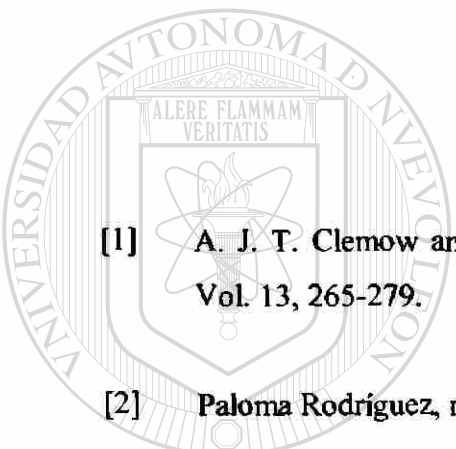


Figura 7.39 Modelo de desgaste contra rugosidad.

En la figura 7.39 se presenta una curva idealizada de desgaste. Experimentalmente este tipo de curvas ha sido encontrada por investigadores de la UANL [4]. Por lo que queda demostrado que a rugosidades altas ó bajas ocasionan alto rango de desgaste. El rango de la “rugosidad ideal” será aquel que proporcione el menor grado de desgaste. Esta rugosidad ideal en el caso de este estudio, es aquella que se obtuvo con tratamientos de solución pero sin la formación de la fase σ que genera porosidad y por ende aumenta la rugosidad.

Referencias

- 
- [1] A. J. T. Clemow and B. L. Daniell. Journal of biomedical Materials Research, Vol. 13, 265-279.
- [2] Paloma Rodríguez, notas experimentales (tesis, FIME-UANL), 2001.
-
- [3] Chester T. Sims. Journal of metals ., 27-42, December 1969.
- [4] Omar García Rincón, tesis, FIME, UANL: Influencia del tratamiento térmico en el comportamiento tribológico de aleación Co-Cr-Mo-C para uso quirúrgico
- UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 8

CONCLUSIONES

- La fase sigma ocasiona un incremento en la rugosidad de las superficies pulidas.
- Existe una relación entre la velocidad de calentamiento, la formación de fase σ y el parámetro rugosidad Ra de aleación ASTM F75 (ver figura 7.19)
- Se encontró el comportamiento de los 3 parámetros mencionados obteniendo las condiciones a las cuales se puede controlar la rugosidad.
- Se encontró que a velocidades de calentamiento de 3 a 8°C/min, los carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ se transforman a carburos del tipo M_6C . A velocidades menores de calentamiento (2 a 3°C/min), el tiempo de permanencia a la alta temperatura es mayor y facilita la difusión de carbono de las partículas de carburos del tipo M_6C hacia la matriz favoreciendo la formación de fase σ . — A velocidades mayores (15 a 135°C/min) se inhibe en una gran cantidad la transformación de carburos primarios tipo $M_{23}C_6$ a carburos del tipo M_6C , dejando libres los átomos de carbono los cuales difunden rápidamente. Las zonas ricas en Cr-Mo forman fase σ .

RECOMENDACIONES

A) Para continuar los estudios:

- Estudiar la cinética de formación de fase σ en el sistema Co-Cr-Mo-C
- Mejorar la técnica de tratamiento térmico de este tipo de aleación para evitar la descarbonización superficial.
- Estudiar el efecto del tiempo de solución de tratamientos térmicos con temperatura de solución de 1220°C y velocidades de calentamiento de entre 5 y 11°C/min a fin de optimizar el tratamiento térmico.

B) Para la fabricación de prótesis de aleación ASTM F75

- Realizar tratamientos térmicos a prótesis fundidas de aleación ASTM F75 (Co-Cr-Mo-C) a velocidades de calentamiento de 7 +/- 3°C/min, a una temperatura de solución de 1220°C +/- 3°C .
- Pulir las esferas femorales de aleaciones Co-Cr utilizando alúmina de 1, 0.3 y 0.05 μm a muestras tratadas térmicamente con las velocidades de calentamiento y temperaturas de solución mencionadas en el párrafo anterior.

RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez

Candidato para el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería con Especialidad en Materiales

Tesis: Fases Intermetálicas en Aleación ASTM F75 para Prótesis

Marco Antonio L. Hernández Rodríguez nació en la ciudad de Saltillo, Coahuila, México, el 5 de noviembre de 1976. Tiene el título de Ingeniero Mecánico Eléctrico obtenido en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, habiendo terminado sus estudios profesionales en 1998. Ingresó al programa de graduados en Ingeniería en la Facultad de Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en 1998.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

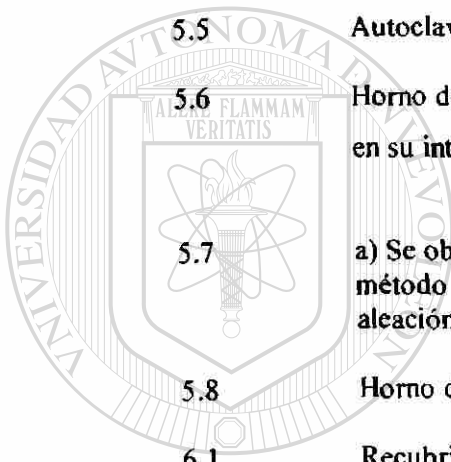
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



LISTA DE FIGURAS

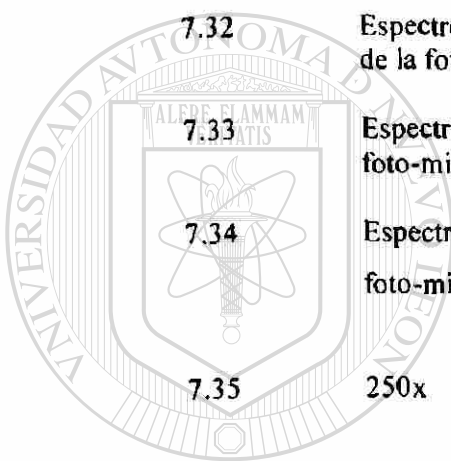
Figura	Descripción	Página
2.1	Mecanismo para fijar la tibia según Hipócrates	5
2.2	A) Fórceps y placas curvas para mejor acoplamiento de placa-hueso.	7
2.3	Estabilización de hueso mediante sutura con ganchos	8
2.4	Fijación interna de fracturas intra-articulares de la tibia	8
2.5	Diseños para implante de cadera total (<i>Sulzer Bros. Ltd. Winterhur, Switzerland</i>).	14
3.1	Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C.	25
3.2	Diagramas de fase cuaternarios a 1200°C mostrando principalmente la ubicación de fases TCP.	26
4.1	Abordaje posterolateral (paciente colocado en posición de decúbito lateral).	39
4.2	Corte del hueso femoral para implante de prótesis total de cadera	41
4.3	Rotación.	42
4.4	Proceso de limadura	43
4.5	Proceso de prueba acetabular.	44
4.6	Colocación de tornillos.	45
4.7	Taladrado flexible.	46
4.8	Sujeción con tornillos.	47
4.9	Inserto de prueba acetabular.	49
4.10	Preparación femoral.	50
4.11	Herramental quirúrgico utilizado.	51
4.12	Inserto acetabular permanente.	53

4.13	Colocación de cabeza femoral.	54
4.14	Evaluación de movilidad.	55
4.15	Protusión acetabular.	60
4.16	Estudio histopatológico del cartilago necrótico del acetábulo.	61
5.1	Modelos de prótesis.	66
5.2	Equipo para inyección de cera (Cortesía COMIMSA)	67
5.3	Diferentes tipos de árboles de colada (Cortesía COMIMSA).	68
5.4	Recubrimiento cerámico (Cortesía COMIMSA).	69
5.5	Autoclave (Cortesía COMIMSA.)	70
5.6	Horno de sinterizado con árboles de colada en su interior (Cortesía COMIMSA.)	71
5.7	a) Se observa el método convencional sin enfriamiento y el método de solidificación direccionada. b) Vaciado de aleación ASTM F-75 (Cortesía COMIMSA).	72
5.8	Horno de inducción con cámara de vacío (Cortesía COMIMSA.)	73
6.1	Recubrimiento cerámico en uno de los cilindros.	80
6.2	Inyección de argón en crisol durante la fusión de aleación ASTM F75	80
6.3	Vaciado de metal líquido.	81
6.4	Microrrechupes en la parte superior del cilindro	82
6.5	Corte de anillos para la obtención de muestras	82
6.6	Diseño de colada utilizado (acotaciones en mm).	83
6.7	Curvas y tabla comparativa (propiedades mecánicas) de Trat. térmicos de envejecido y solución de aleación ASTM-F75.	85
6.8	Horno eléctrico	86
6.9	Termopar tipo "R" y termómetro digital fluke serie 54	86
6.10	Resultados de rugosidad (Ra) del rugosimétro Taylor Hobson.	90



7.1	Estructura de colada de la aleación	92
7.2	Mismo espécimen que la figura 7.1 a 200x.	93
7.3	Mismo espécimen que la figura 7.1 a 400x	93
7.4	Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C	94
7.5	Se observa una matriz de cobalto alfa.....	96
7.6	Misma muestra que en la figura 7.5 pero a mayor magnificación	96
7.7	Misma muestra que 7.5	97
7.8	Misma muestra que 7.5 a mayor aumento	97
7.9	Misma muestra que la fig. 7.5 a mayor aumento	98
7.10	Curvas de calentamiento para alcanzar la temperatura de solución de 1220°C	100
7.11	Microestructura de colada a 400x	101
7.12	Muestra 7 (400x)	103
7.13	Muestra 3 (400x)	103
7.14	Muestra 5 (400x)	104
7.15	Muestra 6 (400x)	104
7.16	Muestra 1 (400x)	105
7.17	Muestra 4 (400x).	105
7.18	Muestra 2 (400x)	106
7.19	Graficas de porosidad y rugosidad con respecto a la velocidad de calentamiento.	109
7.20	Esquema ilustrativo	110
7.21	Foto-micrografia de la muestra numero 7	113
7.22.	Misma figura que 7.21 a 5000x, muestra 7	113
7.23	500x muestra 3	114
7.24	Muestra 3 a 1000x	114

7.25	300x	muestra 5	115
7.26	1540x	muestra 5	116
7.27	1000x	muestra 6 (Poros debido a gas)	118
7.28	10000x	muestra 6	118
7.29	3,500x	muestra 1	119
7.30	3,500x	muestra 1	120
7.31	Espectro semi-cuantitativo en la parte 1 (matriz alfa) de la foto-micrografía de la Fig. 7.30		120
7.32	Espectro semi-cuantitativo en la parte 2 de la foto-micrografía de la Fig. 7.30		121
7.33	Espectro semi-cuantitativo en la parte 3 de la foto-micrografía de la Fig. 7.30		121
7.34	Espectro semi-cuantitativo en la parte 4 de la foto-micrografía de la Fig. 7.30		122
7.35	250x	muestra 4	123
7.36	3390x	muestra 4 (Imagen en retro-dispersados)	124
	Velocidad de calentamiento de 2 °C/min durante tres horas.		124
7.37	Espectro en el carburo señalado en la figura 7.36, Se forma cerca del poro tipo "hueso".		124
7.38	3390x	muestra 4 (Imagen en secundarios)	125
7.39	Modelo de desgaste contra rugosidad.		126



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

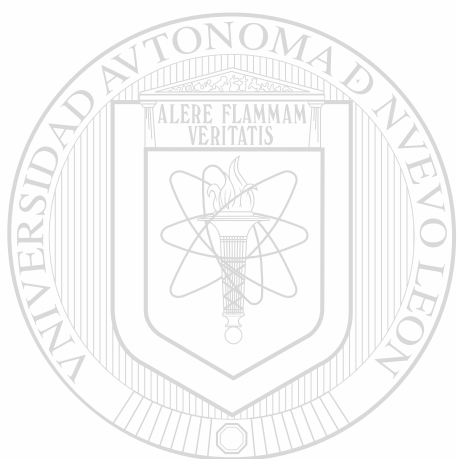
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	pagina
3.1	Requerimientos químicos de colada (% en peso) de la aleación ASTM F75-92 Cobalto-Cromo-Molibdeno fundida,	18
3.2	Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso).	18
3.3	Propiedades mecánicas para aleación ASTM F75 en condición de colada.	19
3.4	Requerimientos Químicos para aleación forjada (% en peso)	19
3.4	Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) de una aleación forjada ASTM F799-96.	20
3.6	Propiedades Mecánicas para una aleación forjada ASTM F799-96.	20
3.7	Requerimientos Químicos de colada (% en peso).	21
3.8	Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) para una aleación ASTM F1537-94	22
3.9	Propiedades Mecánicas de aleaciones Co-Cr para implante quirúrgico.	22
5.1	Composición química para aleación fundida de ASTM-F75 (Designación F75-92)	75
5.2	Propiedades mecánicas para la aleación ASTM-F75 en condición de colada	76
7.1	Análisis químico (% en peso)	91

7.2	Fracción de área de los poros encontrados en la estructura de colada.	99
7.3	Fracción de área de los carburos presentes en la estructura de colada.	99
7.5	Tabla de resultados de las muestras tratadas	111



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



