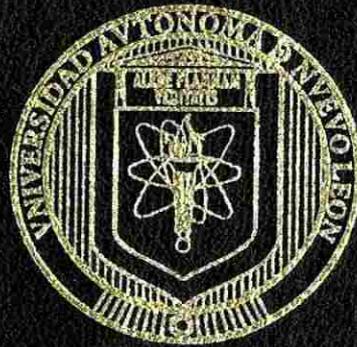


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**INFLUENCIA MICROESTRUCTURAL Y DIMENSIONAL EN EL
DESGASTE DE PROTOTIPOS DE PROTESIS DE CADERA
METAL-METAL FABRICADOS EN Co-Cr-Mo-C**

POR:

MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNANDEZ RODRIGUEZ

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 2004

MATER

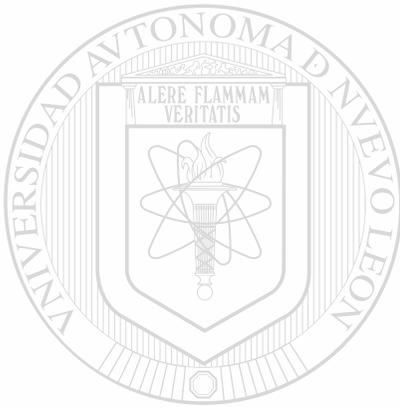
INFLUENCIA MICROESTRUCTURAL Y DIMENSIONAL EN EL
DESgaste DE PROTOTIPOS DE CADENA
METAL-METAL FABRICADOS EN Co-Cr-Mo-C

TD
Z5853
.M2
FIME
2004
.H465

2004



1020150330



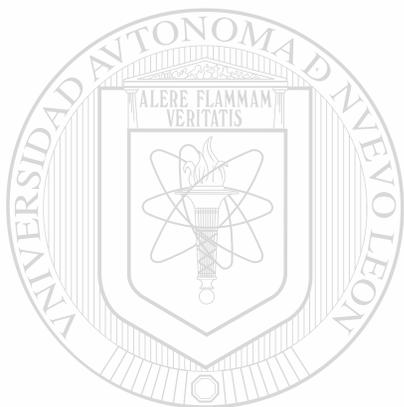
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

8/1



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



INFLUENCIA MICROESTRUCTURAL Y DIMENSIONAL EN EL
DESGASTE DE PROTOTIPOS DE PROTESIS DE CADERA
METAL-METAL FABRICADOS EN Co-Cr-Mo-C

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR:

MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRIGUEZ

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

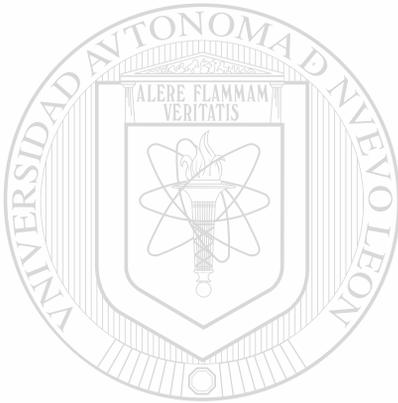
TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 2004

3001
11 2-



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



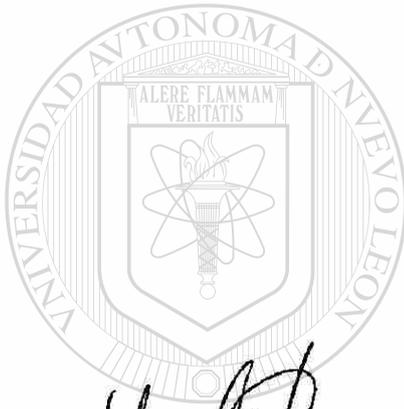
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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 **“Influencia Microestructural y Dimensional en el Desgaste de Prototipos de Prótesis de Cadera Metal-Metal Fabricados en Co-Cr-Mo-C”** realizada por el alumno Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, matrícula 806660 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.



El Comité de Tesis.

Asesor
Dr. Alberto Pérez Unzueta

Revisor
Dr. Zygmunt Haduch Suski

Revisor
Dra. Dora Irma Martínez Delgado

Revisor
Dr. Rafael Mercado Solís

Revisor
Dr. Manuel Delgado Rosas

Vo. Bp.
Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez
División de Estudios de Post-grado

DEDICATORIA



A "DIOS" QUIEN SIEMPRE HA ESTADO A MI LADO

A MIS HIJOS ALEJANDRA Y MARCO

A MI ESPOSA GABRIELA

A MIS PADRES Y A MI HERMANO

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



AGRADECIMIENTOS

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

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo brindado para la realización de este trabajo.

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

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. de C.V por su gran apoyo.

A la empresa Nernak S.A. de C.V

A la empresa APM S.A. de C.V

A mi esposa quien además de su amor y comprensión, participó activamente colaborando con la operación del simulador.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta quien además de transmitir su amplia experiencia como investigador, siempre ha mostrado una gran amistad.

A la Dra. Dora Irma Martínez por sus aportaciones y por su gran amistad.

Al Dr. Rafael Mercado Solís por sus aportaciones y gran amistad.

Al Dr. Zygmunt Haduch Suski, Dr Manuel Delgado Rosas, Dr. Mario Cantú, Ing. Fco Dávila Rodríguez, Sr. Jesús Salinas, a los hermanos Flores Flores, Ing. Fraga, Ing. Raymundo, M.C. Horacio Villarreal, M.C. M. Trejo, Ing. Jesús Castillo, Ing. José Fernández, M.C. Fco Reyna, M.C Gabriel Cerecero, M.C Fernando Morales a Héctor y al M.C. Pedro Pérez quienes aportaron sus conocimientos, experiencias y apoyo para la realización de este trabajo.

A los profesores del DIMAT: Dr. Rafael Colas Ortiz, Dr. Alan Castillo, Dra. Ana María Guzmán, Dra. Martha Guerrero por sus enseñanzas y ánimos durante el desarrollo de mi doctorado.

A mis compañeros del DIMAT. Julián, Rodrigo y Manuel por su amistad y ánimos.

ÍNDICE

Resumen

Capítulo 1	INTRODUCCIÓN	1
-------------------	---------------------	---

Capítulo 2	ANTECEDENTES	6
-------------------	---------------------	---

2.1	La prótesis total de cadera	6
-----	-----------------------------	---

2.2	Aleaciones biocompatibles para implantes quirúrgicos	7
-----	--	---

2.3	Aleaciones base cobalto	8
-----	-------------------------	---

2.3.1	Especificaciones ASTM para aleaciones Co-Cr-Mo-C	10
-------	--	----

2.3.2	Elementos microaleantes	14
-------	-------------------------	----

2.3.3	Transformación alotrópica del cobalto	15
-------	---------------------------------------	----

2.3.4	Microestructura	15
-------	-----------------	----

2.3.5	Tratamientos térmicos en aleaciones base cobalto	17
-------	--	----

para uso quirúrgico

2.4	Lubricación	20
-----	-------------	----

2.4.1	Lubricación hidrodinámica	20
-------	---------------------------	----

2.4.2	Lubricación elastohidrodinámica	21
-------	---------------------------------	----

2.4.3	Lubricación al límite	21
-------	-----------------------	----

2.4.4	Lubricación sólida	21
-------	--------------------	----

2.4.5	Lubricación mixta	22
-------	-------------------	----

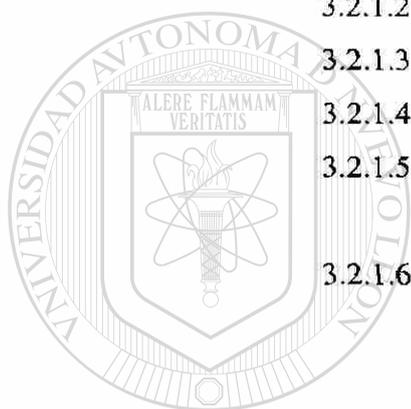
2.5	Mecanismos de desgaste	22
-----	------------------------	----

2.5.1	Desgaste abrasivo	22
-------	-------------------	----

2.5.2	Desgaste adhesivo	23
-------	-------------------	----

2.5.3	Desgaste por fatiga	24
-------	---------------------	----

Capítulo 3	EXPERIMENTACION	26
3.1	Diseño de la experimentación	26
3.1.1	Introducción	26
3.1.2	Diseño experimental	27
3.1.3	Plan experimental	28
3.2	Obtención de muestras	29
3.2.1	Proceso de fabricación de muestras-prototipo	29
3.2.1.1	Diseño de muestras-prototipo	29
3.2.1.2	Diseño de moldes	31
3.2.1.3	Obtención de muestras-prototipo en cera	32
3.2.1.4	Diseño de colada y ensamble	34
3.2.1.5	Preparación de la superficie para recubrimiento cerámico	35
3.2.1.6	Recubrimiento cerámico	36
3.2.1.6.1	Preparación de lodos cerámicos y su acondicionamiento	36
3.2.1.6.2	Recubrimiento cerámico de los árboles en cera	39
3.2.1.7	Proceso de extracción de cera	42
3.2.1.8	Sinterización y precalentamiento	43
3.2.1.9	Fusión y vaciado de la aleación Co-Cr-Mo-C	44
3.2.1.10	Acondicionamiento	49
3.2.1.11	Maquinado de muestras	49
3.2.1.12	Pulido de muestras prototipo	50
3.3	Caracterización de prototipos en colada	52
3.3.1	Metodología	52
3.3.2	Análisis químico	53
3.3.3	Tratamientos térmicos	53



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



3.3.4	Microscopía óptica	56
3.3.5	Análisis de imágenes	56
3.3.6	Microscopía electrónica de barrido (MEB)	56
3.3.7	Análisis de superficies	57
3.3.8	Medición de esfericidad y huelgo	58
3.4	Diseño y construcción de una máquina de desgaste para las muestras prototipo de cadera	59
3.4.1	Antecedentes	59
3.4.2	Diseño	61
3.4.2.1	Descripción y funcionamiento	62
3.4.3	Procedimiento para la operación de la máquina de desgaste	68
3.4.4	Procedimiento para la medición de la fricción de las muestras prototipo	72
3.5	Pruebas tribológicas	75
3.5.1	Diseño de pruebas	75
3.5.2	Mediciones gravimétricas	75

Capítulo 4 RESULTADOS 77

4.1	Análisis químico	77
4.2	Análisis microestructural	78
4.2.1	Microscopía óptica (MO) de muestras testigo	78
4.2.2	Cuantificación de fases secundarias	86
4.3	Microscopía electrónica de barrido (MEB)	88
4.3.1	MEB para muestras testigo "T" y muestras prototipo "MP" de bajo carbono	88
4.3.2	MEB para muestras testigo "T" y muestras prototipo "MP" de alto carbono	94
4.4	Dureza	98
4.5	Caracterización geométrica de las muestras prototipo (MP)	98

4.5.1	Rugosidad	98
4.5.2	Esfericidad (error de forma) y huelgo	99
4.6	Resultados de pruebas tribológicas	100
4.6.1	Contacto	100
4.6.1.1	Área nominal de contacto	100
4.6.1.2	Torque de fricción	105
4.6.2	Desgaste	106
4.6.2.1	Desgaste total	106
4.6.2.2	Desgaste en cabezas y en las copas de las muestras prototipo	106
4.6.2.3	MEB a 100 mil ciclos	108
4.6.2.4	MEB a 300 mil ciclos	115
4.6.2.5	MEB a 500 mil ciclos	120
Capítulo 5 DISCUSION		129
5.1	Composición química	129
5.2	Análisis microestructural	130
5.2.1	Estructura de colada	130
5.2.2	Tratamiento de solución	131
5.2.3	Tratamiento combinado	132 [®]
5.3	Diseño de la máquina de desgaste	134
5.4	Desgaste	135
5.4.1	Contacto	135
5.4.2	Relación del desgaste con el huelgo y con los carburos	138
5.4.3	Mecanismos de desgaste	141
Capítulo 6 CONCLUSIONES		147
RECOMENDACIONES		149
REFERENCIAS		

Lista de Figuras

Lista de Tablas

Anexos

- A1** Estudio de factibilidad
- A2** Simuladores de cadera
- A3** Historia de los implantes de cadera total de contacto metal-metal
- A4** Programa CNC utilizado para el maquinado de las muestras prototipo
- A5** Especificaciones técnicas de la MMC EOS
- A6** Fracción de carburos, dureza y rugosidad

Resumen autobiográfico



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN

Las primeras prótesis de cadera en contacto metal-metal fueron implantadas durante la década de los 60's. Muchos de estos implantes mostraron resultados insatisfactorios debido a diseños pobres y a bajos controles de calidad en su procesamiento. Sin embargo, en los casos donde los implantes duraron más de 20 años, las superficies de contacto permanecían aún con un acabado espejo, con pequeños cambios dimensionales y bajo desgaste. Estos resultados trajeron un renacimiento para los implantes metal-metal que en aquella época eran totalmente desplazados por los pares: metal-polietileno. El presente trabajo evalúa la influencia de los parámetros dimensionales y microestructurales, sobre el comportamiento tribológico de muestras prototipo metal-metal fundidas en aleación Co-Cr-Mo-C. Un total de 12 pares (copa y esfera) fueron fabricados mediante la técnica de "investment casting"; en su procesamiento, se varió el contenido de carbono, la microestructura mediante tratamientos térmicos y el huelgo diametral. Para probar las 12 muestras prototipo, se diseñó y construyó un simulador de cadera el cual es capaz de proporcionar condiciones extremas. Durante los 500 mil ciclos de prueba, el simulador utilizó el movimiento flexión-tensión ($\pm 23^\circ$) bajo una frecuencia de 1.5 Hz a una carga constante de 2KN. Como lubricante se utilizó suero bovino el cual se intercambiaba cada 100 mil ciclos. Los resultados experimentales después de 500 mil ciclos demuestran que la velocidad de desgaste es influenciada principalmente por el huelgo diametral. En las muestras de alto huelgo el principal mecanismo de desgaste fue el de abrasión, mientras que para las muestras de bajo huelgo el mecanismo de desgaste predominante fue el de fatiga. Por otra parte, las microestructuras con contenidos de carburos cerca del 10% (colada y tratamiento combinado), mostraron una mejor resistencia al desgaste que los ensambles en donde las cabezas femorales, tuvieron menor cantidad de carburos debido al tratamiento de solución. El contenido más alto del carbono incrementa la resistencia al desgaste solamente si se encuentra precipitado como carburos y no como solución dentro de la matriz.

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

Considerando a la ingeniería como la disciplina donde se aplica el ingenio y este es trasladado hacia el desarrollo tecnológico con el propósito de mejorar un sistema en el que tenga que ver el ser humano; podemos decir que el presente trabajo, trata de investigación aplicada e ingeniería motivada por la posibilidad de mejorar las condiciones de vida de muchos seres humanos que requieren de longevidad en sus articulaciones artificiales.

Las articulaciones óseas del cuerpo humano que han sido dañadas por alguna enfermedad o fractura, pueden seguir funcionando con la intervención quirúrgica y la implantación de una prótesis, estas pueden aplicarse en la espina dorsal, hombros, dedos, rodillas y caderas. Este trabajo se enfoca principalmente en la prótesis total de cadera, la cual se ha incluido como uno de los 12 avances más importantes que se lograron en el campo de la medicina en el siglo que recién ha terminado [1]. Los elementos óseos dañados de la articulación de cadera (copa acetabular de pelvis y cabeza femoral) son sustituidos por este implante, el cual está compuesto por una copa o acetábulo que se fija en la pelvis y funciona como asiento para un segundo elemento: la esfera artificial, la cual está sujeta a un vástago que se fija en el fémur. En conjunto, las dos partes del implante forman una articulación tipo rótula con la cual el paciente puede volver a caminar. La manera de óseo-integrar estos implantes puede ser utilizando cementos (PMMA), superficies bioactivas y tornillos de fijación.

Por otra parte, el medio ambiente en el que tiene que coexistir el implante dentro del cuerpo humano, es altamente corrosivo y está sometido aproximadamente a un millón de esfuerzos cíclicos de marcha durante cada año. Debido a esto, el implante debe ser lo suficientemente resistente a la fatiga además de tener las propiedades tribológicas necesarias para evitar alto desgaste. Los materiales que se utilizan para estos implantes

son: metales, polímeros y cerámicos. Las principales aleaciones metálicas utilizadas son: aleaciones base cobalto (Co-Cr-Mo-C), aleaciones base titanio (Ti-Al-V) y aleaciones de acero inoxidable grado quirúrgico (316LS), el principal polímero es el polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) además de cerámicos como la hidroxiapatita, alúmina y la zirconia entre otros materiales.

Planteamiento de la necesidad.

El presente trabajo se enfoca a un problema que aún no se ha podido resolver: “el desgaste de alguno de los componentes de la prótesis total de cadera”; que da como resultado la reintervención y la colocación de una nueva prótesis al paciente lo cual, además de una frustración, representa un alto costo y tiempos de rehabilitación prolongados. Los pares tribológicos entre copa y esfera que se encuentran en el mercado son: metal-polietileno, metal-metal, metal-cerámico y cerámico-cerámico. El más utilizado hasta el momento ha sido el metal-polietileno, es decir la esfera y vástago de metal de aleación base cobalto (Co-Cr-Mo-C) y la copa acetabular de polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE), sin embargo aún a pesar de las recientes mejoras en el polietileno, este no ha podido alcanzar la longevidad necesaria para pacientes activos, debido a que los altos desgastes generan una gran cantidad de partículas las cuales no pueden ser absorbidas en su totalidad por el organismo. Estas partículas promueven la formación de macrófagos los cuales causan dolor e inflamación. Por otra parte la acumulación de estas partículas de desgaste en conjunto con la reacción del organismo, ha sido relacionada con la disolución del hueso (ostéolisis), lo cual promueve aflojamientos del vástago teniendo que reintervenir urgentemente.

En la década de los 60's se implantaron las primeras prótesis de cadera de contacto metal-metal (McKee-Farrar) resultando, en su mayoría, numerosos problemas para los pacientes debido a un pobre diseño y problemas de precisión en su manufactura [2,3,4]. Sin embargo, algunas de esas prótesis presentaron una larga vida útil, lo cual ha motivado a que recientemente científicos en varios países retomen el interés de volver a usar el par tribológico metal-metal. Ciertos investigadores realizaron estudios en

cadáveres y en pacientes cuyo implante metal-metal de aleación Co-Cr había sido exitoso encontrando que las prótesis aún se encontraban con acabado espejo [2,8,9,10,11], con disminución de osteólisis [2,5,6,7] y con un desgaste dos ordenes menor que el contacto convencional metal-polietileno [5,6,11,12]. Esta fue la pauta para el inicio del desarrollo de la segunda generación de las prótesis totales de cadera metal-metal.

El contacto metal-metal en aleación base cobalto actualmente es una alternativa promisoría, estos implantes pueden fabricarse vaciados, forjados y con tratamientos termomecánicos. Los tres procesos, en conjunto con un alto control en los parámetros dimensionales, han mostrado tener mejores resultados que el par tribológico hasta ahora más utilizado: metal-polietileno. Tomando en cuenta que actualmente existe una necesidad de entender la relación entre las variables de procesamiento por técnicas de fundición de precisión y su relación con las propiedades tribológicas de las prótesis; el presente trabajo se enfoca en estudiar la relación de variables metalúrgicas y metalográficas con respecto al desempeño tribológico de pares metálicos (Co-Cr-Mo-C) probados en un simulador mecánico de cadera humana.

Objetivo.

El objetivo general de este trabajo es encontrar los parámetros de procesamiento para optimizar las propiedades tribológicas en los implantes fundidos de cadera total metal-metal en una aleación Co-Cr-Mo-C tipo ASTM F75.

Una de las metas de este trabajo es generar el conocimiento y la tecnología para la fabricación de implantes de cadera total metal-metal en aleación base cobalto, con bajos índices de desgaste, y que este disponible para ser integrada al desarrollo tecnológico de implantes quirúrgicos en nuestro país.

Hipótesis.

- 1) La cantidad de carbono así como su manipulación en la formación de carburos, representa una fuerte influencia en la integridad mecánica de la zona superficial, que a su vez influye sobre los coeficientes de desgaste en un sistema de contacto metal- metal de (Co-Cr-Mo-C) en un medio similar al del cuerpo humano.
- 2) Probar si la geometría o aspectos dimensionales tienen influencia sobre el desgaste para las condiciones del sistema tribológico utilizado.

Metodología.

La metodología empleada para el desarrollo de este trabajo consistió básicamente en un análisis del estado del arte y el desarrollo de las siguientes dos etapas:

- 1) Análisis de factibilidad y obtención de muestras prototipo.
- 2) Pruebas tribológicas.

Posterior al estudio de factibilidad, se fabricaron las muestras prototipo mediante el método de fusión y vaciado de precisión comúnmente conocido como “cera pérdida”. Durante esta etapa se desarrollo la tecnología para la producción de dos tipos de aleaciones con diferentes contenidos de carbono. Estos prototipos se trataron térmicamente con el propósito de manipular la cantidad y la morfología de las fases secundarias localizadas en la zona superficial. Las muestras prototipo fueron maquinadas pulidas y analizadas dimensionalmente para poder integrar esos datos a la matriz de experimentos junto con los resultados provenientes de la caracterización del material. Paralelamente a la fabricación de las muestras, se diseñó y construyó un simulador de cadera. Este dispositivo cinemático permitió evaluar el desempeño tribológico de las muestras prototipo en condiciones severas a las que puede trabajar una articulación de cadera implantada en el cuerpo de un ser humano.

Limitaciones

Las limitaciones de este trabajo son principalmente: la falta de infraestructura para la implementación de subprocesos especiales de fabricación de implantes quirúrgicos, esto se debe a que en nuestro país no hay ninguna compañía que fabrique estos implantes por lo cual no se ha promovido el desarrollo de subprocesos especiales para este tipo de productos. Por otra parte, existe un número muy limitado de simuladores de cadera en el mundo y en México sólo se cuenta con una máquina de desgaste recíprocante tipo anillo-bloque por lo cual para el diseño, construcción y habilitación del simulador de cadera, fue necesario reunir aspectos del campo de la fisiología, ortopedia y la ingeniería, a fin de simular lo más cercanamente posible, el funcionamiento y el desgaste de la prótesis tal como opera dentro del cuerpo humano.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 2

ANTECEDENTES

2.1 La prótesis total de cadera

En el inciso a) de la figura 2.1, se puede observar una articulación de cadera del cuerpo humano en la cual se puede apreciar una fractura en el cuello femoral. La solución para este tipo de fracturas y enfermedades como la artritis entre otras, puede ser una prótesis total de cadera vista en el inciso b), esta articulación esta formada por una copa acetabular la cual es fijada en la pelvis y sirve como asiento para una esfera cuyo vástago es empotrado en el fémur. Los dos elementos artificiales restauran el sistema articular tipo rótula con el cual el paciente puede volver a caminar.

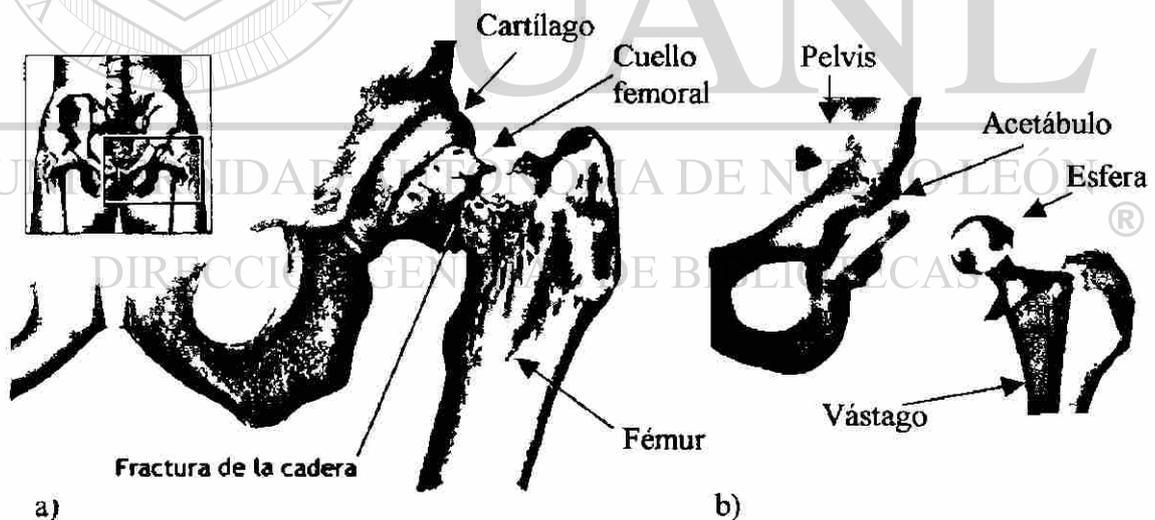


Figura 2.1 a) Articulación de la cadera dañada por fractura en el cuello femoral
 b) esquema de una prótesis total de cadera formada por un acetábulo artificial y una esfera-vástago empotrados en el fémur [52].

2.2 Aleaciones biocompatibles para implantes quirúrgicos

A través del desarrollo de nuevos materiales biocompatibles, se ha encontrado que las principales propiedades que los caracterizan son: Resistencia al desgaste, resistencia a la fatiga, resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas y alta compatibilidad con el cuerpo humano (biocompatibilidad). Dichas características en conjunto con el diseño biomecánico y la habilidad de los cirujanos, son variables que tienen que ver con el desempeño de los implantes. En la tabla 2.1 se presentan la composición química de los principales materiales biocompatibles que actualmente se utilizan para las articulaciones artificiales; en la tabla 2.2 se presentan las propiedades mecánicas de cada uno de ellos según las normas internacionales de la ASTM.

Tabla 2.1 Composición química en % en peso de las principales aleaciones y metales biocompatibles [53].

Composición (a)								
Metal o aleación	C	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	Otros
Acero Inoxidable AISI 316LS	0.03 max	...	18.5	Rem	...	12.0	3.0	0.75Si, 0.03P, 0.03S
Aleación Co-Cr fundida	0.36 max.	...	28.5	0.75 max.	Rem	2.5 max.	6.0	1.0 max.Si
Aleación Co-Cr trabajada en caliente	0.05	...	20.0	3.0 max.	Rem	2.5 max.	...	15.3W
Titanio sin alear	1.10	Rem	...	0.30	0.015H, 0.017N
Ti-6Al-4V	0.08	Rem	...	0.25	6.0Al, 4.0V, 0.0125H, 0.013O
MP35N	20	...	35.0	35.00	10.0	
Tantalo sin alear	0.01	0.01	...	0.01	0.01	0.001H, 0.015O, 0.01N, 0.005Si, 0.03W, 0.05Nb, Balance Ia

(a) nominal a menos que se indique lo contrario (% en peso)

Tabla 2.2 Propiedades mecánicas de aleaciones y metales biocompatibles [53].

Metal o aleación	Esfuerzo de cedencia σ_y (MPa)	Resistencia Mecánica σ_t (MPa)	Elongación %E	Modulo Elástico E (GPa)
Acero Inox. 316L	207	517	40	-
Acero Inox. 316L Trabajado en frío	689	862	12	200
Aleación Co-Cr fundida	450	655	8	248
Aleación Co-Cr trabajada + recocido	379	897	-	242
Titanio grado 4	485	550	15	110
Ti-6Al-4V recocido	830	895	10	124
Ti-6Al-4V Tratado térmicamente	*	*	-	-
Tantalio recocido	140	205	-	-
Tantalio trabajado	345	480	-	-
MP35N recocido	240-655	795-1000	-	228
MP35N trabajado y envejecido	1585	1790	-	-
* Sujeto a acuerdo entre comprador y productor				

2.3 Aleaciones base cobalto

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 y que bautizaron como "cobalto", nombre que las leyendas alemanas asignan a un malévolos espíritu de la tierra.

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

El cobalto es un metal gris y magnético con valencias de 2 y 3; y con un 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), Marruecos 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 isótopo 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 económico.

El cobalto se utiliza particularmente en la obtención de aleaciones que se emplean en herramientas de corte. Con la adición de cromo y tungsteno (50-60% de cobalto, 30-40% de cromo y 8-20% de tungsteno) 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 óxido de cobalto es de color azul por lo cual es usado para pintura artística así como de cerámica.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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, el mundo de la ortopedia tendría un gran desarrollo debido a que esta aleación posee una excelente biocompatibilidad dejando atrás los problemas de rechazo y corrosión en el funcionamiento de implantes quirúrgicos en el cuerpo humano.

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

En las tablas 2.3 a 2.5 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 2.3 Requerimientos químicos de colada (% en peso) de la aleación ASTM F75-92 Cobalto-Cromo-Molibdeno fundida [53].

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

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Tabla 2.4 Tolerancias en los requerimientos químicos de prótesis (% en peso) [53].

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

* Para elementos que solo se especifica el valor máximo en la tabla 2.3, la tolerancia permisible por debajo del valor especificado no aplica.

Tabla 2.5 Propiedades mecánicas para aleación ASTM F75 en condición de colada [53].

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 2.5, se podrá obtener adicionalmente dos probetas de la colada las cuales deberán cumplir con las especificaciones.

En las tablas 2.6 a 2.8 se presentan los requerimientos químicos y mecánicos para una aleación forjada para implante quirúrgico Cobalto-28 Cromo-6 Molibdeno según la norma ASTM F799-96 [53].

Tabla 2.6 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 2.7 Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) de una aleación forjada ASTM F799-96 [53].

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

^c Referencia a AMS 2248B

Tabla 2.8 Propiedades mecánicas para una aleación forjada ASTM F799-96 [53].

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 2.9 a 2.11 muestran los requerimientos químicos y mecánicos para una aleación de implante quirúrgico con proceso de laminación de Cobalto-28 Cromo-6 Molibdeno con designación ASTM F1537-94 [53].

Tabla 2.9 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 2.10 Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) para una aleación ASTM F1537-94 [53].

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

Tabla 2.11 Propiedades mecánicas de aleaciones Co-Cr para implante quirúrgico [53].

Propiedad	Condición		
	Recocido	Trabajado en caliente	Trabajado en frío
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

2.3.2 Elementos microaleantes

La aleación ASTM F-75 fundida esta formada por una serie de elementos en diferentes composiciones como se muestra en la tabla 2.3, los cuales tienen el objeto de proporcionar las diferentes propiedades necesarias para coexistir con el cuerpo humano. Una 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 utilizado para reducir la temperatura del punto de fusión. Al mismo tiempo el carbono forma carburos de cromo o carburos complejos de Co-Cr-Mo los cuales proporcionan una alta dureza y resistencia a la aleación.

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 de la matriz.

2.3.3 Transformación alotrópica del cobalto

Existen dos formas alotrópicas en el cobalto: la estructura hexagonal compacta (hcp) estable a temperatura ambiente la cual transforma a estructura cúbica centrada en las caras (fcc) 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 [13-15], quienes han encontrado que la temperatura de transformación es menor cuando el tamaño de grano disminuye.

2.3.4 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 [16] 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 1210°C , según el diagrama de fases pseudo ternario presentado en la figura 2.2.

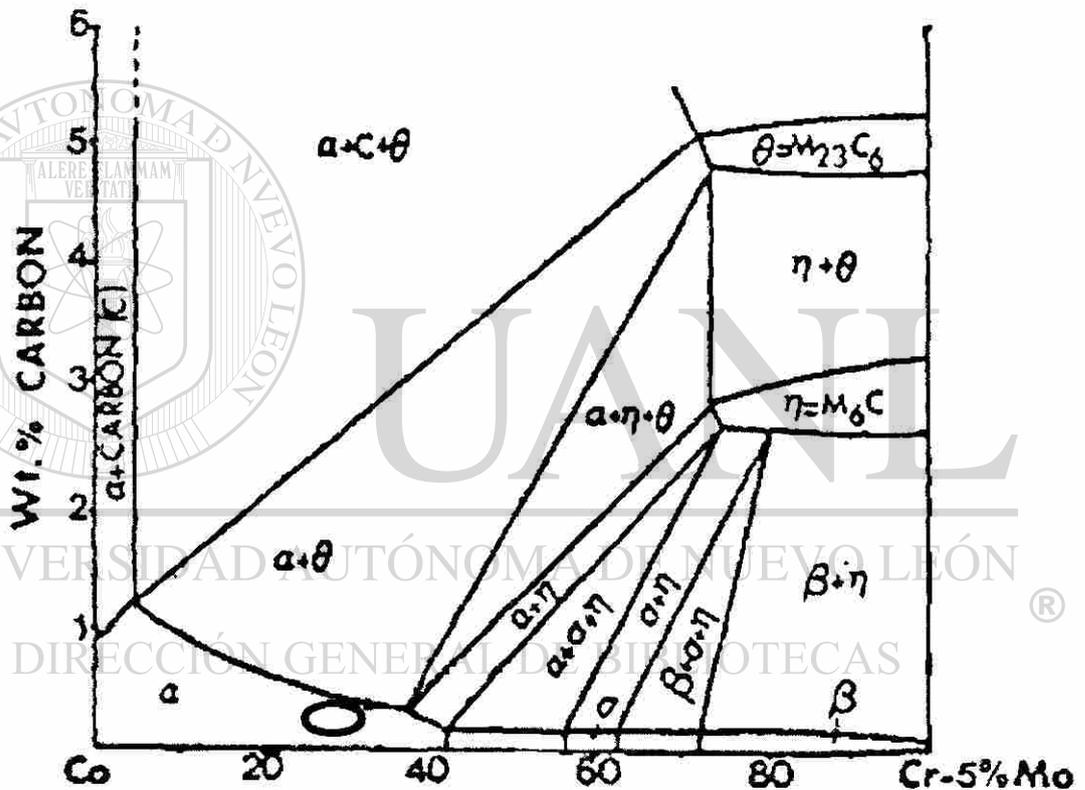


Figura 2.2 Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C [16].

2.3.5 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 [16] 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. Ellos 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 horas 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 ínter 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 [17].

En la siguiente temperatura de 1210°C, inicialmente existe una velocidad de disolución muy rápida, seguida de un periodo de decremento. Es hasta un tiempo de 64 hrs. cuando se logra obtener fase alfa completa [16].

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 (rica en cromo). Contradiendo lo anterior, otros autores [18] en sus experimentos utilizaron velocidades mayores a los 200°C/min, donde no observaron formación de fase sigma.

Dobbs y Robertson [19] estudiaron el efecto de tratamientos térmicos sobre las propiedades mecánicas de una 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 y a la 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 [20]. 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 es muy lenta.

Taylor y Waterhouse [21] 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 más importante para controlar esta transformación. Los carburos localizados en la frontera de grano contienen una mayor cantidad de molibdeno que en los precipitados intragranularmente [21].

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 provienen del

enriquecimiento de carbono de la región ínter 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 así como la resistencia de las piezas sometidas a este tratamiento.

2.4 Lubricación

Una variedad de lubricantes como grasas, aceites o sólidos pueden utilizarse con el objeto de disminuir el coeficiente de fricción entre dos cuerpos deslizándose entre sí, de tal forma que el lubricante interviene en la interfase y disminuye el esfuerzo tangencial o de corte lo cual a su vez disminuye el desgaste. En algunos casos, el lubricante forma una película evitando por completo el contacto entre las caras; sin embargo en otros casos el lubricante actúa parcialmente, es decir, solo reduce el contacto entre algunas de las asperezas. En términos generales puede haber varios regímenes de lubricación, entre los más importantes podemos citar los siguientes: lubricación hidrodinámica, lubricación elastohidrodinámica, lubricación al límite (de frontera), lubricación sólida y lubricación mixta. En los siguientes puntos se describirán cada uno de los regímenes mencionados.

2.4.1 Lubricación hidrodinámica

En la condición de lubricación hidrodinámica, las superficies están separadas por una película gruesa con respecto al tamaño de las asperezas, para esto la carga es soportada por la presión generada en forma hidrodinámica mediante un acuñamiento del lubricante. La condición es, que las dos caras tienen que tener cierta velocidad relativa, además de ser conformantes y tener un cierto ángulo entre ellas, ya que si estas son paralelas no se formará la presión en la película y por ende habrá contacto entre asperezas [1].

2.4.2 Lubricación elastohidrodinámica

En esta condición, no todas las asperezas están separadas por la película lubricante y la condición para este régimen es, que la deformación entre aquellos puntos de apoyo es del tipo elástico. La presión local entre los componentes se eleva a valores en el rango de gigapascuales (GPa). Bajo estas condiciones la dependencia de la viscosidad del lubricante con respecto a la presión, juega un papel importante para mantener la presión hidrodinámica del sistema tribológico[1].

2.4.3 Lubricación al límite

Cuando las velocidades de deslizamiento son muy bajas, no se genera la suficiente presión en la película para separar las superficies, en este caso las asperezas están en contacto, lo cual promueve altas fricciones y altos desgastes, al menos que exista la adsorción de moléculas del lubricante en las superficies en contacto [1]; a esto se le conoce como lubricación al límite. Los lubricantes al límite actúan como fuerzas repulsivas entre las películas moleculares que soportan gran parte de la carga, y si bien la interacción entre asperezas es considerable, se inhibe la soldadura entre estas. El desgaste es reducido debido al menor contacto entre asperezas y el coeficiente de fricción es reducido debido a que la película de lubricante adsorbida tiene una resistencia al corte menor que la del material sólido [22].

2.4.4 Lubricación sólida

En este régimen, existen partículas sólidas en el sistema tribológico, estas partículas tienen la característica de tener un bajo coeficiente de fricción. Algunas de las ventajas de esta lubricación, son: auto mantenimiento y en algunos casos, soportan las altas temperaturas a diferencia de los líquidos lubricantes los cuales pierden sus propiedades al incrementar la temperatura de trabajo [1].

2.4.5 Lubricación mixta

En este régimen de lubricación, el comportamiento de contacto está gobernado principalmente por una mezcla de lubricación elastohidrodinámica, hidrodinámica y al límite. Aún cuando las superficies de contacto están separadas por una película delgada de lubricante y el contacto entre asperezas puede presentarse, se considera que la carga total aplicada es soportada parcialmente por el contacto entre asperezas y parcialmente por la acción hidrodinámica. La fricción total, resulta parcialmente por el contacto entre asperezas y parcialmente por la fricción viscosa de lubricación [54].

2.5 Mecanismos de desgaste

El desgaste es un daño progresivo que involucra la pérdida de material entre dos cuerpos en contacto los cuales tienen un movimiento relativo. Es difícil correlacionar la fricción con el desgaste, sin embargo una razonable expectativa es que a altos valores de fricción existen altos desgastes, sin embargo en muchas combinaciones de materiales esto no sucede. En los siguientes puntos se describirán los mecanismos de desgaste más importantes desde la perspectiva del presente trabajo.

2.5.1 Desgaste abrasivo

Es una pérdida de material por el paso de partículas duras sobre una superficie de menor dureza, este ocurre cada vez que una superficie sólida es presionada contra partículas de un material de igual o mayor dureza. De manera general podemos decir que existen dos modos de desgaste abrasivo: de dos cuerpos y tres cuerpos. El modo de dos cuerpos se presenta en el inciso a) de la figura 2.3 y se puede ejemplificar con la acción de una lija sobre una superficie; es decir, asperezas duras o partículas rigidamente sujetas pasan sobre la superficie como una herramienta de corte. En el desgaste abrasivo de tres cuerpos presentado esquemáticamente en el inciso b) de la misma figura, existen partículas entre las dos superficies las cuales actúan deslizándose o rodando entre las dos superficies lo cual genera este tipo de desgaste [1].

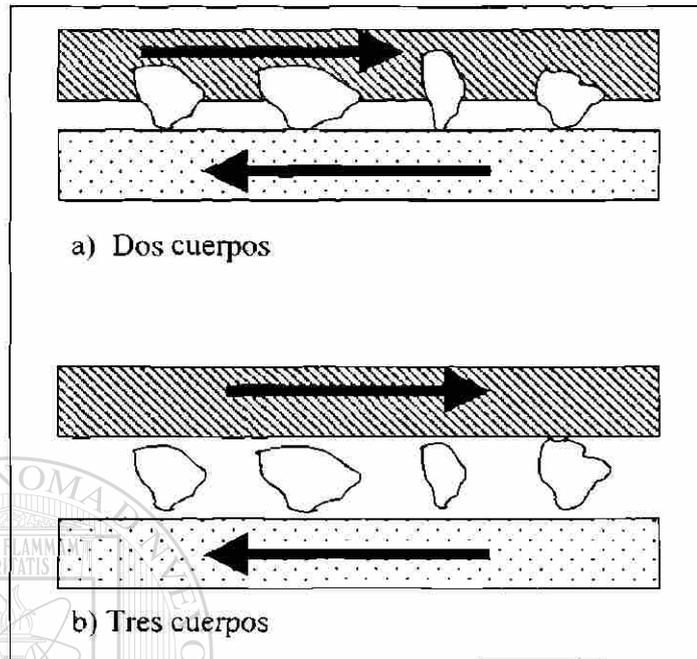


Figura 2.3 Esquema ilustrativo del mecanismo de abrasión entre a) dos cuerpos y b) tres cuerpos [1].

2.5.2 Desgaste adhesivo

La adhesión entre las superficies de dos materiales es promovida por las fuerzas de atracción de los átomos que se encuentran en contacto. Para el caso de contacto metal sobre metal en condiciones donde no hay una película (óxido, lubricante, etc.) en la interfase, se reúnen las condiciones necesarias para promover la adhesión entre asperezas, esto propicia un sistema caracterizado por una alta velocidad de desgaste y por un coeficiente de fricción altamente inestable. Los contactos deslizantes pueden ser destruidos rápidamente y en casos extremos, el movimiento deslizante puede ser interrumpido por altos coeficientes de fricción que se generan por el rápido daño superficial.

El mecanismo de adhesión se puede explicar de la siguiente manera: la aspereza más suave o aguda es deformada plásticamente en una serie de bandas de cizallamiento, cuando cada banda alcanza cierto límite, se inicia una grieta o progresa una ya existente hasta formar una nueva banda, o hasta que la grieta se extiende por toda la aspereza y eventualmente se desprende una partícula. Esto nos indica que el desgaste adhesivo se promueve debido a que las fuerzas de adhesión son mayores a las promovidas por la deformación correspondiente al deslizamiento relativo entre las superficies.

2.5.3 Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga se genera con el deslizamiento cíclico entre dos cuerpos con lo cual se deforman elásticamente las asperezas que sostienen el contacto. En la figura 2.4 se puede observar el proceso de iniciación, crecimiento y propagación de grieta en una subsuperficie de contacto, la cual finalmente resulta en la formación de una partícula de desgaste. En la figura 2.5 se observa la falla por fatiga o pitting en un diente de un engrane.

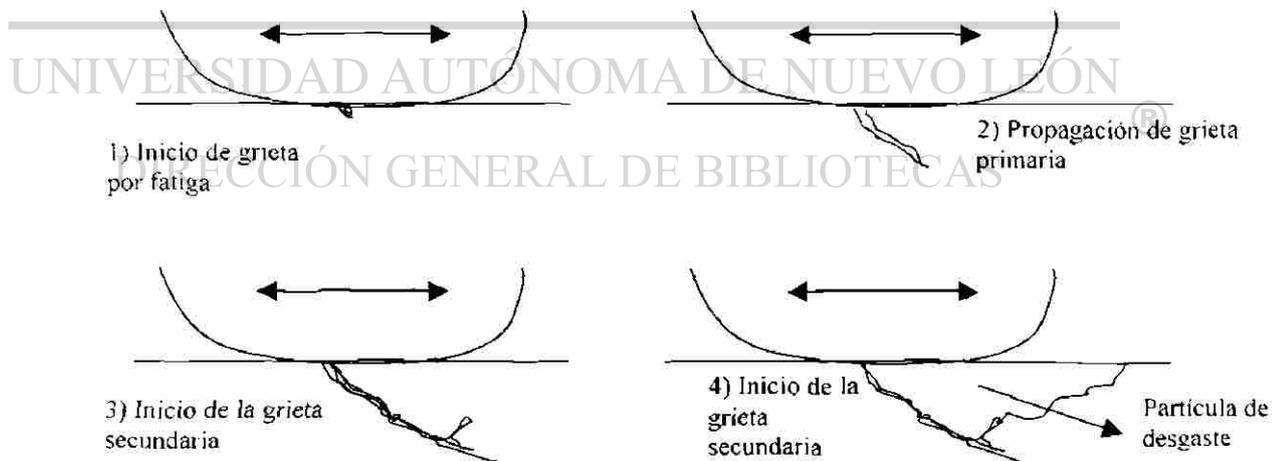


Figura 2.4 Esquema del proceso de desgaste por fatiga [55].

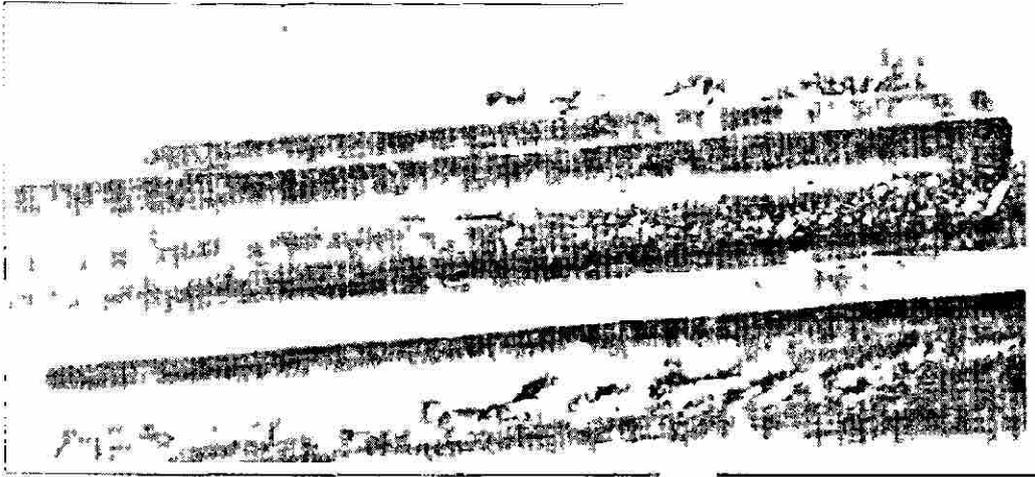
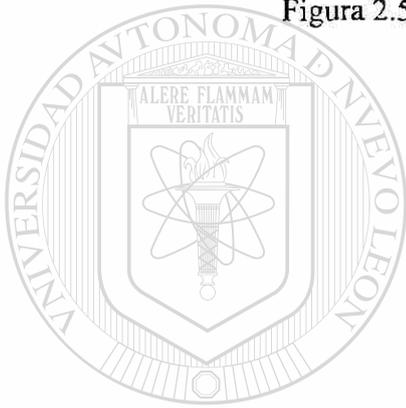


Figura 2.5 Desgaste por fatiga en un diente de engrane



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Capítulo 3

EXPERIMENTACIÓN

3.1 Diseño de la experimentación

3.1.1 Introducción

La experimentación se diseñó con el objeto de satisfacer las necesidades del planteamiento de la hipótesis, la cual como eje motriz, fue el punto de partida para diseñar los arreglos de experimentos necesarios para su comprobación. La experimentación básicamente consistió de dos etapas: la primera, fue la obtención de parámetros de procesamiento en las muestras metálicas prototipo “copa y esfera” que conforman el implante de cadera. La segunda etapa fue la evaluación del efecto de los parámetros de procesamiento sobre desempeño tribológico de cada muestra prototipo.

En los inicios del proyecto se tuvo que realizar un estudio de factibilidad previo a la experimentación por dos razones: La primera fue con el objeto de conocer si era posible modificar todos los parámetros de procesamiento que estaban considerados desde los inicios del presente trabajo y la segunda fue la obtención de la tecnología que finalmente produjera prótesis de contacto metal-metal en aleación base cobalto ASTM F75 por arriba de los estándares internacionales, el estudio de factibilidad se presenta en el anexo A1

Por otra parte, debido a que los pocos simuladores de cadera existentes en el mundo no estuvieron disponibles en ese momento para la parte tribológica del presente estudio, se estudió el estado de la técnica de los simuladores de articulaciones con el fin de diseñar y fabricar una máquina de desgaste propia que pudiera evaluar las muestras prototipo manufacturadas en el presente trabajo. En el anexo A2, se presentan diferentes simuladores situados en algunas universidades y centros del mundo.

3.1.2 Diseño experimental

Básicamente, la primera parte experimental consistió en la obtención de muestras prototipo de medio y alto carbono, las cuales fueron tratadas térmicamente con el objeto de modificar la microestructura. Sin embargo desde el punto de vista de análisis experimental y debido a que la fracción de área de carburos esta estrechamente relacionada con el tratamiento térmico, el diseño experimental más afin para el presente trabajo fue el de una sola variable independiente (respuesta de desgaste) con sólo un factor: fracción de carburos. El factor estuvo constituido por tres niveles y se utilizaron 4 replicas para cada experimento obteniendo un total de 12 corridas según se puede ver en la tabla 3.1. Por otra parte, para este diseño, el cual se planeo desde un principio, se consideró al parámetro rugosidad entre un rango de 0.01 y 0.03 μm y al huelgo diametral con un valor no mayor a 140 μm a fin de que no intervinieran significativamente en el desempeño tribológico.

Tabla 3.1 Diseño de experimentos

Identificación de las muestras prototipo (MP)	Fracción en área de carburos			Respuesta Desgaste
	4 a 7%	7 a 10%	10 a 12%	
	N1	N2	N3	
MP/4,1		*		
MP/4,2		*		
MP/5,1	*			
MP/5,2	*			
MP/5,4		*		
MP/5,5		*		
MP/9,4			*	
MP/9,5			*	
MP/6,1	*			
MP/6,2	*			
MP/9,1			*	
MP/9,2			*	

3.1.3 Plan experimental

En la figura 3.1, se presenta de manera esquemática los pasos que se siguieron durante la experimentación.

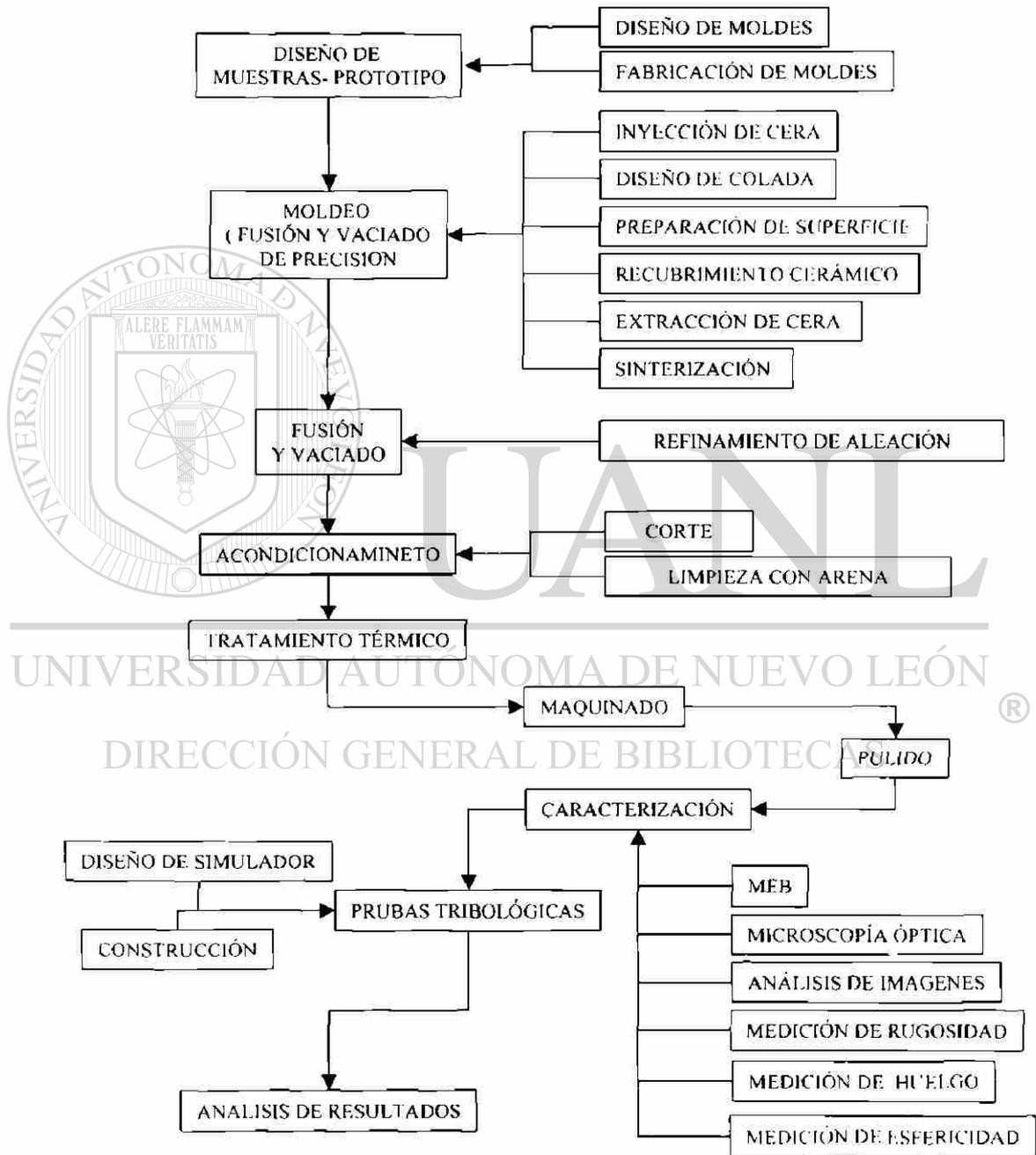


Fig. 3.1 Esquema del plan experimental.

3.2 Obtención de muestras

3.2.1 Proceso de fabricación de muestras-prototipo

El proceso seleccionado para la fabricación de las muestras prototipo (ver anexo A1), fue el método de fusión y vaciado de precisión el cual a continuación se describirá.

3.2.1.1 Diseño de muestras-prototipo

La plataforma de condiciones para la obtención del diseño, estuvo basada principalmente por dos aspectos: El médico y el tribológico. Con respecto a las condiciones ortopédicas, se diseñó una prótesis prototipo basada en el modelo del cirujano Harlan C. Amstutz [23] el cual ha probado su diseño en diversos grupos de pacientes obteniendo buenos resultados. Por otra parte se sostuvo una reunión con el cirujano ortopedista Dr. Marco Antonio Lazcano donde se discutieron algunos diseños de cadera total (ver anexo A3), concluyendo que el modelo de Amstutz tiene ventajas en su implantación quirúrgica, esto por la facilidad de sujeción del pequeño vástago en el fémur. En conjunto con las ventajas medicas que ofrece este diseño, también podemos mencionar que un vástago cilíndrico y concéntrico a la esfera femoral facilita la sujeción a la máquina de desgaste resultando una optimización para su diseño y fabricación. En la figura 3.2 se muestra la prótesis de cadera total Amstutz la cual esta constituida por dos elementos: La copa acetabular cuyo acabado externo es rugoso para mayor facilidad en su óseointegración a la pelvis y un segundo elemento: la semiesfera de metal pulida a bajas rugosidades en conjunto con un vástago pequeño que sirve como fijación cuando se inserta en el fémur.



Figura 3.2 Modelo de Harlan C. Amstutz para la prótesis total de cadera metal-metal.

El modelo prototipo que se utilizó en este estudio está formado por la copa acetabular y por la semiesfera. La copa acetabular tiene una pared de un espesor de 7 mm con un vástago de 18 mm de diámetro y aproximadamente 20 mm de longitud. Este vástago sirve para la fijación en la máquina de desgaste de cadera. Por la otra parte del ensamble; se diseñó una semiesfera de 30 mm de diámetro con un vástago de 12.5 mm de diámetro el cual también sirve como fijación en la máquina de desgaste. En la figura 3.3 se observa el modelo del ensamble mientras que en la figura 3.4 se puede observar el corte transversal de la cabeza femoral de las muestras prototipo.

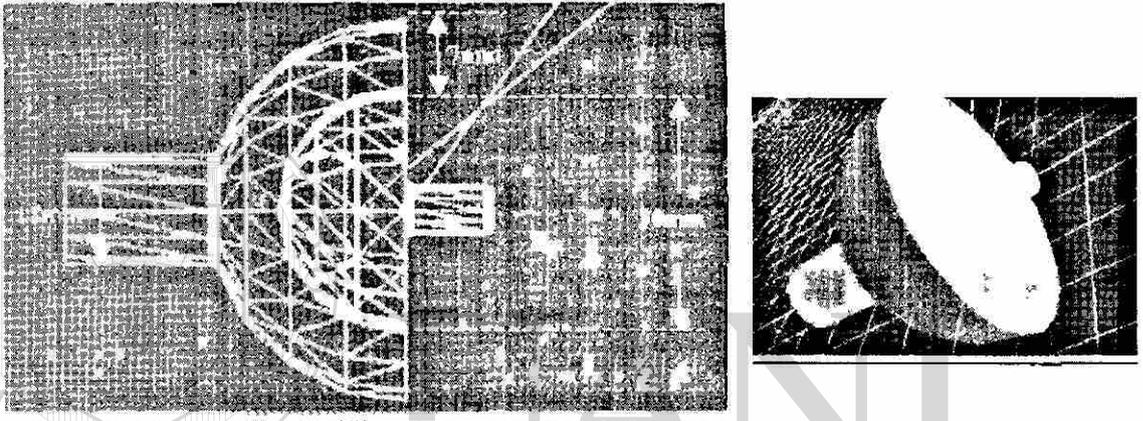


Figura 3.3 Modelo e isometría del ensamble de la articulación de la prótesis prototipo utilizado para pruebas tribológicas.

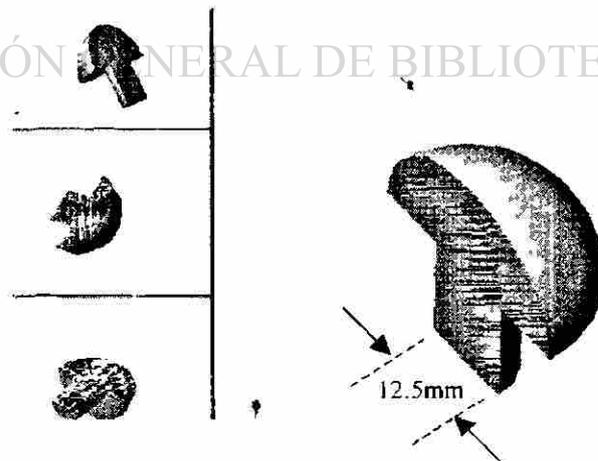
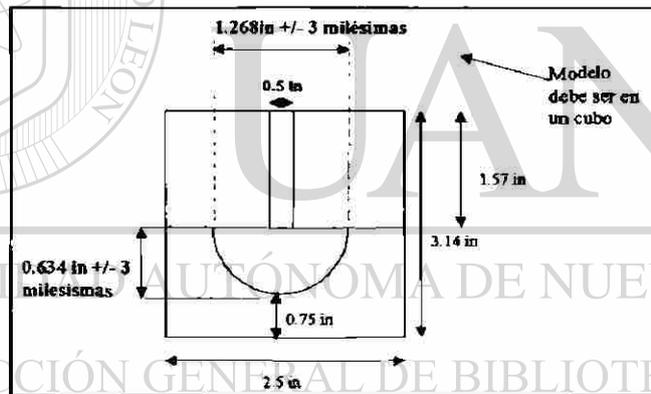


Figura 3.4 Corte transversal en semiesfera y vástago de la cabeza femoral de la muestra prototipo.

3.2.1.2 Diseño de moldes

Para la fabricación de las muestras prototipo mediante el método de fusión y vaciado de precisión, fue necesario formar patrones en cera. Estos patrones se fabricaron mediante la inyección de cera en un molde de aluminio, en el cual se consideraron las contracciones de la cera y del metal al solidificar. Según los resultados mostrados en el estudio de factibilidad que se pueden ver en el anexo A1, la contracción de la cera junto con el metal fue de un 2.95%.

Para obtener la semiesfera y la copa acetabular se utilizaron dos moldes, en la parte a) de la figura 3.5 se observa el diseño de un molde bipartido, en la parte b) de la misma figura se observa una fotografía del molde fabricado en aluminio. Por otra parte, para la obtención de los patrones en cera de las copas acetabulares, se utilizó un molde el cual se observa en la figura 3.6.



a)



b)

Figura 3.5 Diseño y molde para la fabricación de la prótesis-prototipo, a) Dibujo del molde para semiesfera y vástago, b) Molde bipartido fabricado en aluminio.

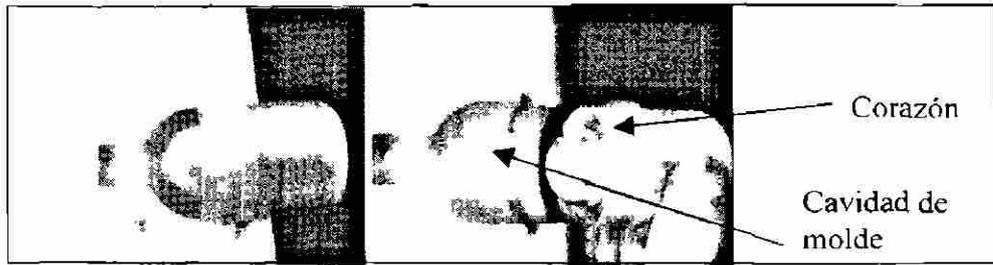


Figura 3.6 Molde para la fabricación de la copa acetabular de la prótesis prototipo.

3.2.1.3 Obtención de muestras-prototipo en cera

Para el proceso de fabricación de los patrones en cera, se empleó una máquina de inyección con capacidad para fundir la cera a una temperatura de 65°C (150°F), e inyectarla a una presión de 3,450Kpa (500 psi). En la parte a) de la figura 3.7 se puede ver la máquina de inyección utilizada (Máquina MPI 250), en la parte b) de la misma figura, se observa la inyección de cera hacia el molde mediante una boquilla. La materia prima que se utilizó, fue la cera tipo F20-6 de la compañía M. Argueso.

Los pasos para la inyección de cera fueron los siguientes:

- 1) Se fundió la cera a la temperatura de 65°C en el recipiente calentador de la máquina de inyección.
- 2) Se colocó el molde en la mesa de trabajo con la aplicación previa de un desmoldante, se ajustó a la boquilla de inyección y se aplicó una presión para fijar el molde a la mesa.
- 3) Se ajustó la presión de inyección a 3,450Kpa y se procedió con el proceso de inyección que se puede ver en la parte b) de la figura 3.7.
- 4) Después de haber acabado la inyección se le proporcionó 1 minuto al enfriamiento para la completa solidificación de la cera.

5) Se retiró la presión de fijación del molde.

6) Se procedió al desmoldeo del patrón de cera con la ayuda de aire a presión y espátulas teniendo precaución de no deformar los patrones, este paso se puede ver en las fotos **c)** y **d)** de la figura 3.7.

7) Se procedió a realizar la limpieza del molde y se le aplicó desmoldante para la siguiente inyección.

Las variables críticas para la inyección de cera en el molde fueron las siguientes de acuerdo a lo desarrollado:

- Temperatura de inyección
- Presión de inyección
- Flujo de inyección
- Tiempo de permanencia del molde

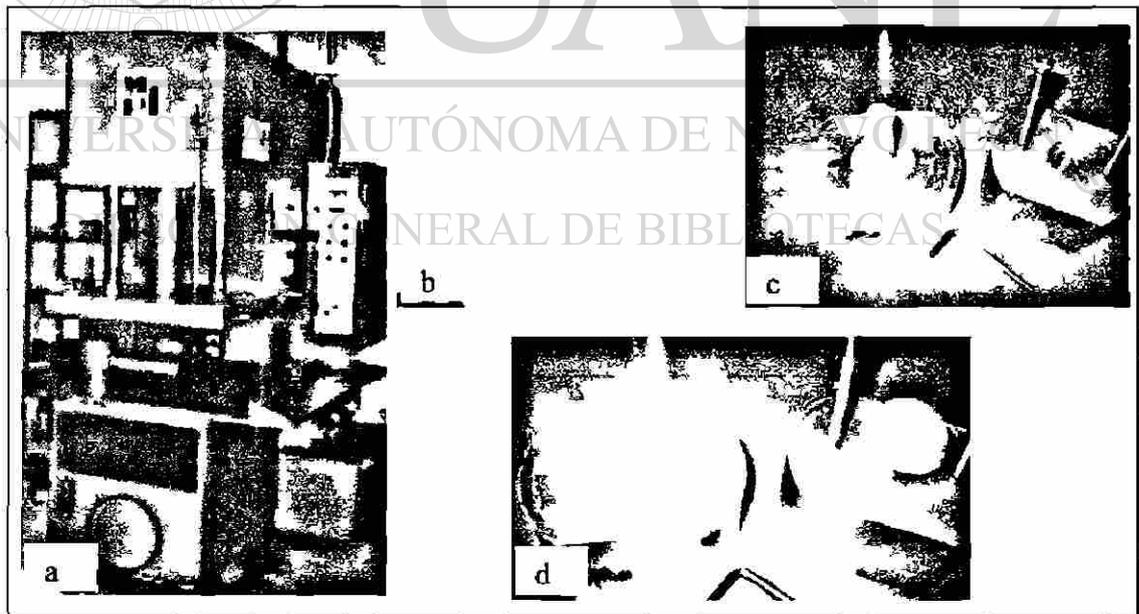


Figura 3.7 a) Máquina de inyección de cera b) proceso de inyección de cera, c) y d) desmoldeo de patrones en cera.

3.2.1.4 Diseño de colada y ensamble

El diseño de colada (configuración geométrica de los patrones ensamblados a los alimentadores primarios y secundarios) juega un papel importante en el proceso de fundición a la cera pérdida, un buen diseño de colada puede evitar rechupes, porosidad por gases atrapados, puntos fríos, choques de frentes de solidificación entre otros defectos; por otra parte, el diseño debe ser eficiente y factible para su manejo en los subprocesos posteriores. Para el diseño de colada, no se utilizó ningún software debido a que la geometría simétrica de los patrones dejó de representar un problema para poder obtener las muestras prototipo sanas. En la figura 3.8 se observa el dibujo del diseño de colada para las semiesferas, el arreglo o comúnmente llamado árbol de colada se realizó con 8 patrones de cera, este diseño presenta un sistema de enfriamiento para acelerar la solidificación en las 4 piezas de la parte inferior, esto se realizó durante las pruebas preliminares de solidificación direccionada del estudio de factibilidad. En la figura 3.9 se observa el árbol de colada armado en cera, para su armado se utilizó como alimentadores primarios y secundarios algunas piezas rectangulares de cera que se fabricaron anteriormente a este paso, en la parte superior se encuentra la boca del árbol de colada en forma cónica, esta geometría sirve para colocar un filtro cerámico el cual además de recibir con mayor facilidad el metal líquido durante el vaciado genera un flujo laminar.

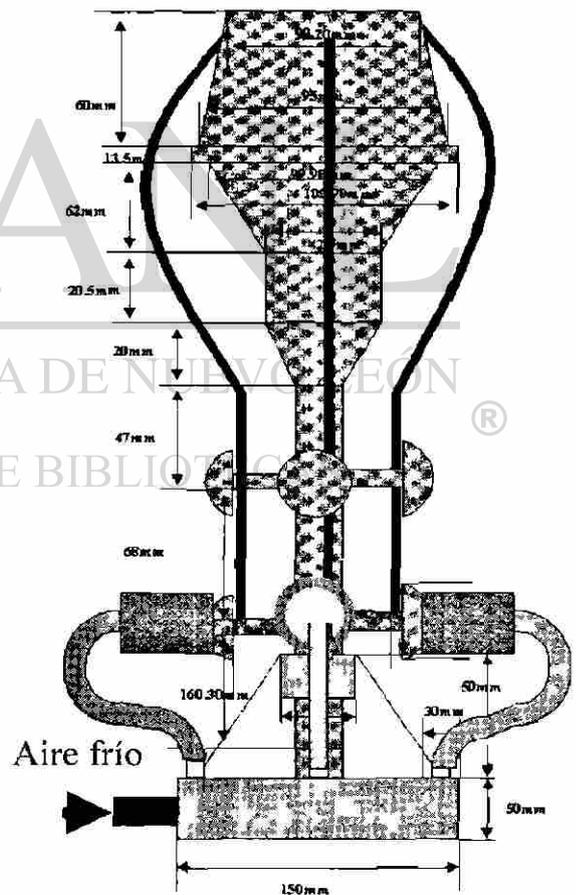


Figura 3.8 Diseño de colada para las semiesferas.

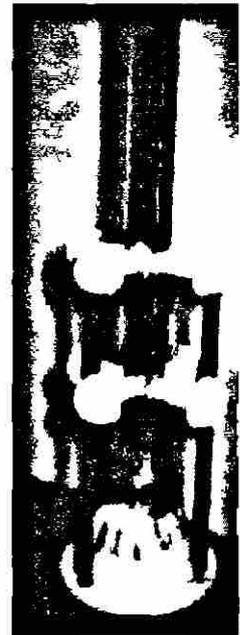


Figura 3.9 Árbol de colada en ceras.

3.2.1.5 Preparación de la superficie para recubrimiento cerámico

Tomando en cuenta la optimización de parámetros superficiales obtenida en el estudio de factibilidad visto en el anexo A1, se concluyó en utilizar un ataque con alcohol etílico a la superficie de los árboles de colada, lo cual se realiza para eliminar las impurezas de la superficie y proveer un parámetro de rugosidad R_a cercano a $0.5\mu\text{m}$ (20 micro pulgadas) que favorezca la adhesión del recubrimiento cerámico en la superficie del árbol. En la figura 3.10 se observa el árbol de colada enjuagándose en agua después la limpieza manual con algodón y alcohol etílico durante 5 segundos.



Figura 3.10 Baño de agua para enjuague de árboles de cera.

Pasos que se realizaron durante este subproceso:

- 1) Se limpió la superficie del árbol de cera con un trozo de algodón humedecido de alcohol etílico.
- 2) Se lavó con agua en un baño como se puede ver en la figura 3.10.
- 3) Se eliminó el exceso de agua utilizando aire a presión.
- 4) Se dejó secar por un tiempo de 2 hrs.

3.2.1.6 Recubrimiento cerámico

El recubrimiento cerámico de los árboles de colada en cera tiene el objeto de formar una pared cerámica la cual pueda soportar la presión metalostática cuando se vacíe la aleación. Esto se realiza con la aplicación de capas de cerámicos refractarios en estado coloidal. Para mayor facilidad, este proceso se describe en dos etapas; la primera es la preparación de los lodos cerámicos y su acondicionamiento, y la segunda etapa, es el proceso del recubrimiento cerámico de los árboles en cera.

3.2.1.6.1 Preparación de lodos cerámicos y su acondicionamiento

Los lodos cerámicos se prepararon con los siguientes equipos y materiales:

Equipo :

- Copa para medir la viscosidad cinemática tipo Zahn # 4
- 2 tinas mezcladoras para lodos.
- 2 tinas contenedoras de lecho fluido para arena.

Material a utilizar:

- Aglutinante (Sílice coloidal), en este caso se utilizó la sílica princote de la compañía Ramson & Randolph
- Arena de zirconio de malla # -80+100
- Arena sílica de malla # -50+100
- Arena sílica de malla # -30+50
- Arena sílica de malla # -325
- Arena de zirconio de malla # -350.

Pasos para la preparación de tinas con lodos y lechos fluidos:

1^{er} Lodo.

El primer lodo se preparó según los siguientes pasos, y sólo se utilizó para los árboles de cera provenientes del subproceso de lavado.

Procedimiento:

- 1 Para la preparación del lodo se utilizó la relación de 1 litro de aglutinante (sílica coloidal) por cada 1.9 Kg de mezcla de arena (30% de arena sílica # -325 y 70% de zirconio # -350).
- 2 Se homogenizó el lodo mediante un mezclado de 12 horas.
- 3 Se verificó y ajusto con agua destilada la viscosidad hasta obtener 60 segundos copa Zahn #4 (210 Centistokes). En la figura 3.11 se puede observar una fotografía de la tina en la cual se preparo el lodo cerámico, para el caso del presente trabajo se fabricó una tina de menor capacidad para ahorro de materia prima.

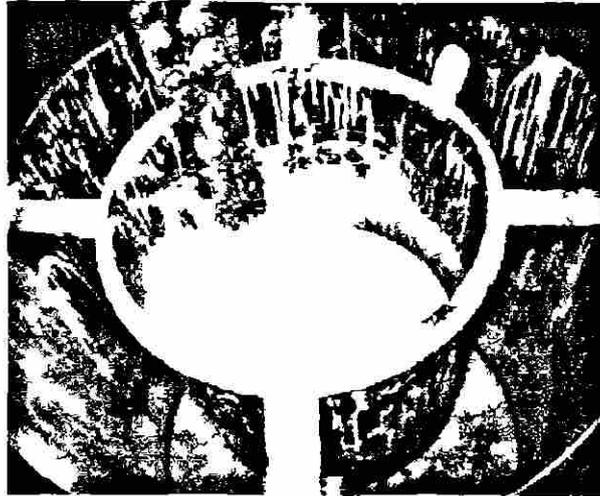


Figura 3.11 Preparación de primer lodo cerámico.

2° Lodo.

El segundo lodo se utilizó para la aplicación de las capas posteriores a la primera, lo cual permite mantener al primer lodo libre de partículas cerámicas que se puedan desprender de los mismos árboles durante su inmersión.

Procedimiento:

- 1 La mezcla de cerámicos y aglutinante fue la misma que en el primer lodo.
- 2 Se homogenizó el lodo durante 12 horas mínimo.
- 3 Se ajustó la viscosidad con agua destilada hasta obtener 40 segundos copa Zahn #4 (132 Centistokes).

Las variables más importantes que se tuvieron que controlar durante la preparación y acondicionamiento de los materiales fueron:

- Viscosidad de los lodos: +/- 5 segundos para cada lodo respectivamente.
- Humedad relativa de la sala: 50 a 60 %.
- Temperatura de la sala: 20 a 25 ° C.

Preparación de lechos fluidizados

Los lechos fluidizados son contenedores de arenas que tienen un filtro cerámico ubicado entre la arena y el soplador de aire en la parte inferior del contenedor. La función del filtro es la dispersión del aire a través de toda la superficie inferior del contenedor, esto promueve un decremento de la viscosidad del sistema (arena + aire) lo cual facilita el manejo del árbol durante el procedimiento de recubrimiento cerámico. En el 1^{er} lecho fluidizado, se utilizó arena sílica de malla # -50+100 y en el 2^{do}, arena sílica de malla # -30+50.

3.2.1.6.2 Recubrimiento cerámico de los árboles en cera.

El procedimiento partió del árbol de colada en cera previamente lavado según se describió en el punto 3.2.1.5. Este proceso consistió en recubrir con 5 capas cerámicas lo cual es equivalente a un espesor de aproximadamente 6 mm. Cada capa se desarrolló por dos pasos: el primero fue la inmersión o baño del árbol en un lodo cerámico como se puede ver en la figura 3.12, esto con el objeto de crear una superficie que suministre un asiento en el cual se adhiere la arena que es aplicada en el segundo paso. Para aplicar la arena se utilizaron dos métodos los cuales se pueden observar en la figura 3.13.

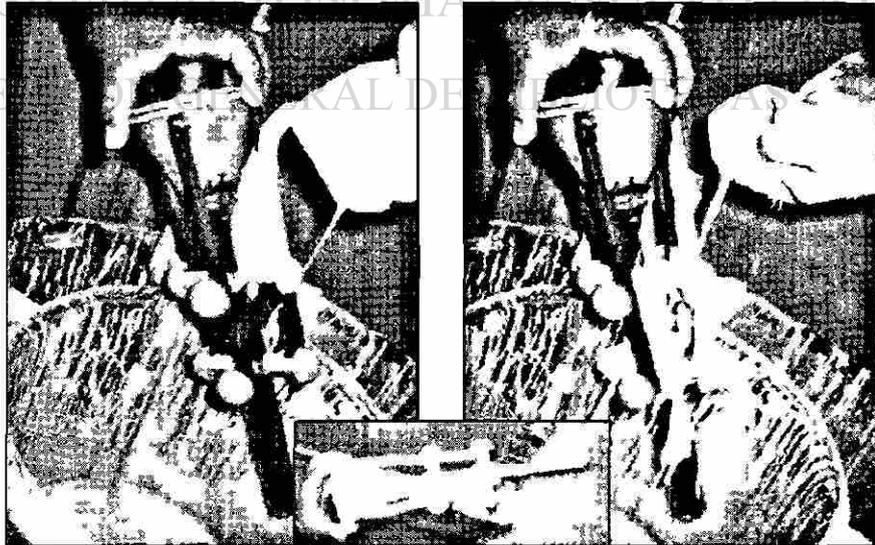


Figura 3.12 Baño de cerámica coloidal del árbol en cera para las muestras prototipo.

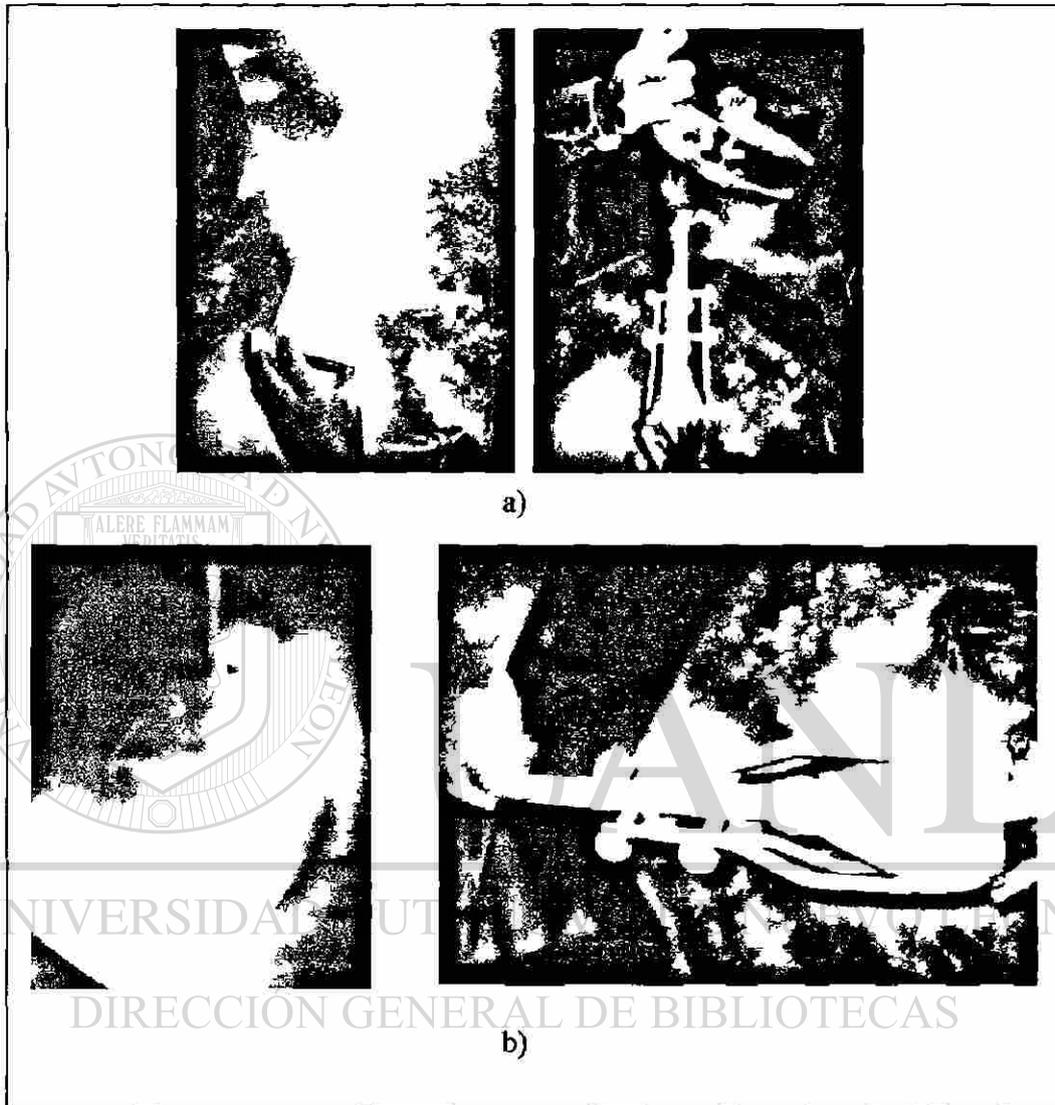


Figura 3.13 Aplicación de arenas después de la inmersión en lodo, a) Método de lluvia, b) Método mediante cama fluida de arena.

En los siguientes párrafos, se describe de manera detallada los procedimientos utilizados para la aplicación de recubrimiento cerámico a los árboles en cera de las muestras prototipo.

Procedimiento para el recubrimiento cerámico

Primera capa

1. Se extendió el primer lodo sobre la superficie del árbol hasta formar una capa uniforme, permitiendo que escurran los excesos de lodo como se muestra en la figura 3.12.
2. En la primera capa se empleó el método de lluvia, éste se puede visualizar en el inciso a) de la figura 3.13. Este método consistió en arrojar una mezcla de arena sobre la superficie del árbol hasta haberlo recubierto uniformemente. La mezcla de arena estuvo compuesta con un 70% de zirconia malla -350 y un 30% de sílice malla -325 con el objeto de dejar una superficie tersa la cual demande menos trabajo de acabado para las piezas en metal.
3. Se dejó secar en una sala acondicionada a la temperatura de 20° a 25 ° C con una humedad relativa de 50 a 60 % durante 4 horas.

Segunda capa

1. Se sumergió el árbol en el segundo lodo hasta obtener una capa uniforme dejando escurrir los excesos.
2. Después se le aplicó por el método de lluvia una mezcla de arena de malla # -80+100 (70% arena de zirconio 30% arena sílica) hasta obtener una capa uniforme.
3. Se deja secar nuevamente a la temperatura y humedad antes señalada durante 4 horas.

Tercera capa

1. Se sumerge el árbol en el segundo lodo hasta obtener una capa uniforme dejando escurrir los excesos.

2. Después se sumergió (estocado de árbol) en el primer lecho fluido hasta que se obtuvo una capa uniforme y la arena deje de adherirse, en el inciso b) de la figura 3.13 se puede ver el estocado de un árbol.
3. Se dejó secar nuevamente a la temperatura y humedad antes señalada durante 4 horas.

La cuarta y quinta capa se aplicaron de la siguiente manera:

1. Se sumergió el árbol en el segundo lodo hasta obtener una capa uniforme.
2. Después se sumergió (estocado de árbol) en el segundo lecho fluido hasta que se obtuvo una capa uniforme y la arena deje de adherirse.
3. Se deja secar nuevamente a la temperatura y humedad antes señalada durante 4 horas.

En el último paso el árbol se sumergió una vez más en el segundo lodo hasta recubrirlo por completo, después se dejó secar a una temperatura de 20° a 25° C con una humedad relativa de 50 a 60 % durante 12 horas.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



3.2.1.7 Proceso de extracción de cera

El objetivo de este subproceso, fue extraer la cera que se encontraba situada en el interior del molde cerámico, esto se logró mediante la fusión de la cera utilizando un autoclave conectado a una caldera la cual le suministró vapor de agua. El propósito de utilizar la caldera y autoclave fue la aceleración de la fusión y extracción de la cera lo cual disminuye la posibilidad de rupturas en las paredes cerámicas del molde.

Equipo a utilizado

- Caldera de vapor de agua.
- Cámara autoclave.

Procedimiento para la evacuación de cera.

1. Se encendió la caldera hasta alcanzar una presión de vapor de 6 Kg/cm^2 en la caldera.
2. Se precalentó el autoclave con la presión del vapor de 4 Kg/cm^2 durante 4 a 5 minutos.
3. Se extrajo todo el vapor del autoclave y se introdujeron colocando los árboles cerámicos con la boca de alimentación hacia la parte inferior, esto para la salida de la cera líquida por la acción de la gravedad.
4. Se alimentó el autoclave con vapor de agua a una presión de 4 Kg/cm^2 y se dejaron un tiempo de 15 a 20 minutos.
5. Finalmente se despresurizó el autoclave y se extrajeron los árboles cerámicos y sin los patrones de cera en su interior.

3.2.1.8 Sinterización y precalentamiento

El sinterizado es un subproceso muy importante para el molde cerámico ya que incrementa las propiedades mecánicas necesarias para soportar la presión ejercida por el metal líquido durante el vaciado y los choques térmicos.

La sinterización del molde cerámico esta en función de la composición del material, temperatura y tiempo de permanencia en el horno. Los moldes utilizados en el presente

trabajo, se calentaron a una temperatura de 950 °C la cual fue proporcionada por un horno de gas durante tres horas.

La velocidad de calentamiento utilizada fue de 5 °C/min a fin de evitar agrietamientos debido a choque térmico.

Equipo a utilizar.

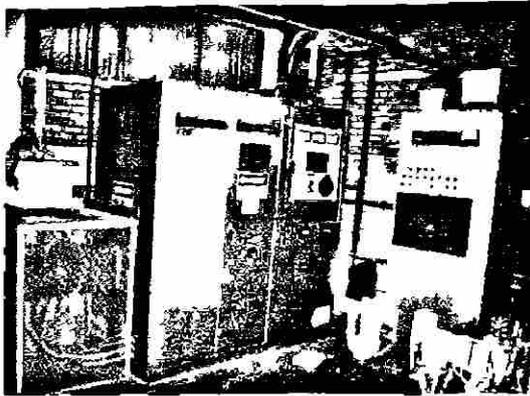
- Horno de gas.
-

Procedimiento de sinterización y precalentamiento.

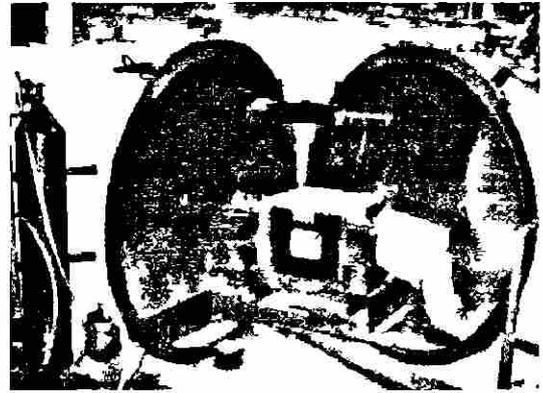
1. Se introdujeron los árboles en el horno y se calentó la cámara a una velocidad de 5 °C/min
2. Se mantuvieron a 950°C durante un tiempo de 3 horas.

3.2.1.9 Fusión y vaciado de la aleación Co-Cr-Mo-C

Para la fusión y vaciado del metal líquido se utilizó un horno de inducción de 175KW con una capacidad para 60 Kg de aleación base cobalto, éste se encuentra ubicado en la ciudad de Saltillo Coahuila en la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales. En la fotografía a) de la figura 3.14 se observa la unidad de potencia del equipo, mientras que en la fotografía b) de la misma figura, se puede observar la unidad de inducción que contiene instalado el crisol de alta alúmina utilizado. Por otra parte, en la sección izquierda en la misma foto se puede observar el tanque de argón de ultra alto grado de pureza (99.99%) el cual se utilizó para evitar la oxidación de la aleación durante la fusión, el gas argón fue inyectado mediante un tubo de cobre hacia la superficie del crisol con el objeto de desplazar el aire de la superficie y por ende proteger al metal líquido, esto se puede ver en la figura 3.15 donde se presenta el arreglo utilizado para dicho procedimiento.



a) Unidad de potencia



b) Horno de inducción

Figura 3.14 Equipo de inducción utilizado para la fusión de la aleación base cobalto.



Figura 3.15 Inyección de argón de ultra alto grado de pureza 99.99%.

Los factores más importantes para la práctica de fusión y vaciado de las muestras prototipo fueron los siguientes:

- Temperatura de fusión y vaciado.
- Temperatura del molde previo al vaciado.
- Fundición al vacío ó bajo una atmósfera protectora de gas inerte.
- Diseño de colada.

La temperatura de fusión y vaciado se seleccionó de acuerdo a experimentaciones realizadas para obtener la prótesis parcial de cadera por investigadores de COMIMSA [24], quienes encontraron que las temperaturas óptimas de fusión y vaciado para la aleación ASTM F75 están en un rango de 1460°C-1480°C para moldes cerámicos a 900°C. Con estos parámetros se evitaron defectos comúnmente conocidos como hot tearing y segregaciones de cromo que se presentan en temperaturas cercanas a los 1550°C. En la parte a) de la figura 3.16 se pueden observar manchas las cuales fueron

formadas por segregación de cromo como se puede observar en el análisis cualitativo de la misma figura. En la parte b) se muestran los rastros de las manchas (cavidades) después del proceso del pulido, debido a que estas partículas segregadas alcanzan durezas de 50RC y son muy fáciles de desprenderse durante este subproceso.

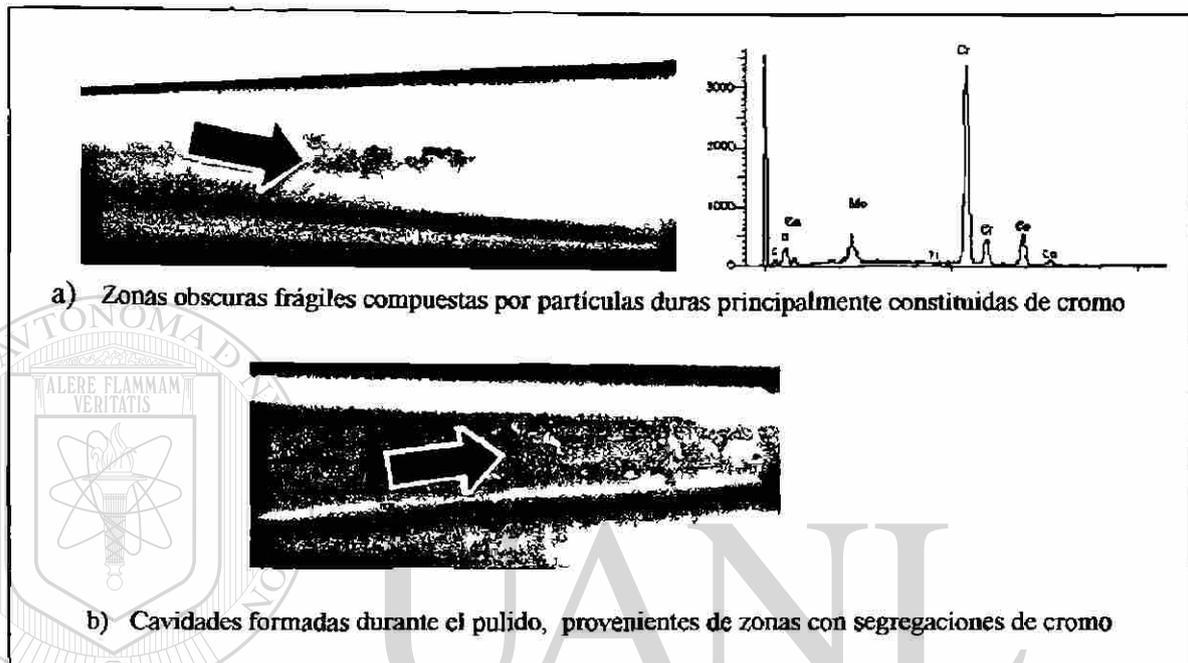


Figura 3.16 Vástago de prótesis con defectos tipo a) zonas oscuras, b) cavidades.

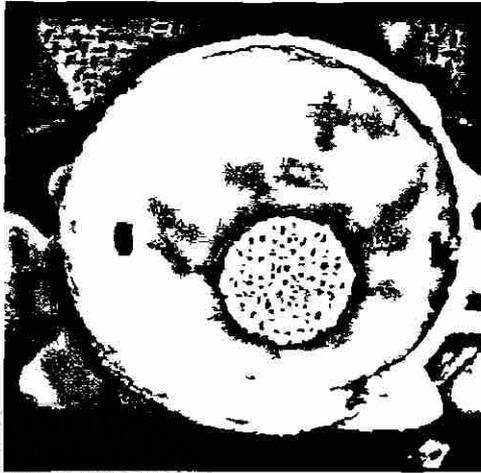
Con el objeto de formar dos grados de aleación; medio y alto carbono, 0.21 y 0.31% en peso de carbono respectivamente, fue necesario realizar ajustes en el metal durante la fusión. El procedimiento que se siguió para alcanzar este objetivo se describe en el siguiente párrafo.

La aleación base con que se contaba para la experimentación, fue una aleación ASTM F75 con un contenido de carbono de 0.20% (tabla 2.3) a la cual se tenía como objetivo incrementar hasta 0.31% en peso de carbono, es decir un 0.11% en peso. La cantidad de aleación que se utilizó fue variable para los 10 moldes cerámicos que se vaciaron a lo largo de la experimentación, pero para poder explicar el método seguido, tomaremos como referencia 50 Kg, volumen utilizado en la mayoría de los casos. Como 50 Kg fue el 100% en peso del metal que ocupaba el crisol, el 0.11% a incrementar equivalía a

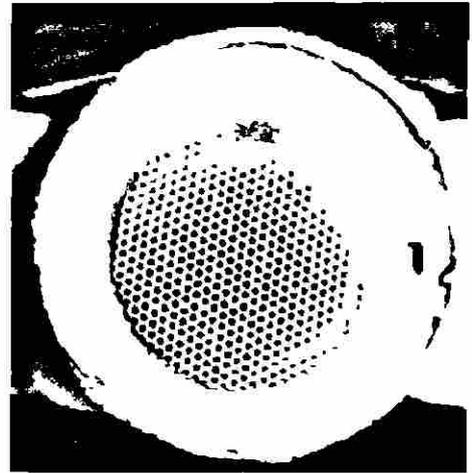
0.055 Kg de carbono que se tenía que agregar. La eficiencia considerada para el carbono fue de 0.99% por lo que para obtener una aleación de alto carbono se le agregaron 55.5 gr. de grafito durante la fusión de la aleación.

El procedimiento que se realizó para la fusión del metal se describe en los siguientes puntos:

1. Se introdujeron 50 Kg de aleación en barras las cuales se adquirieron en la compañía Remelt. Anteriormente se revisó el material mediante un análisis químico previo para validar su composición correspondiente según la norma ASTM F75.
2. Se fundió el metal alcanzando una temperatura 1480°C. Como ya se mencionó, para la fabricación de muestras prototipo de alto carbono fue necesario añadir 55.5 gr de grafito y se dejó homogenizar durante 10 minutos en el metal líquido bajo una atmósfera inerte de gas argón a la superficie del metal líquido en el crisol.
3. Se agregaron 50 gr de ferrosilicio y 60 gr de aluminio para extraer el oxígeno inmerso en el caldo. Inmediatamente después, se reguló y se mantuvo la temperatura en un rango de 1460-1480°C.
4. Se extrajeron los moldes cerámicos junto con los filtros cerámicos de zirconia del horno de gas a una temperatura de 1000°C y se colocaron rápidamente en la bancada de vaciado en una cama de arena justo debajo de la boca del crisol. Los filtros cerámicos de zirconia de 120 PPI se colocaron en la boca del molde cerámico como se puede observar en la figura 3.17.
5. Se procedió a la última verificación de temperatura justo antes del vaciado como se puede ver en la parte a de la figura 3.18.
6. El vaciado se realizó inclinándolo lentamente el crisol mediante un control eléctrico con que cuenta el horno.
7. Se dejaron enfriar los árboles durante 24 horas.

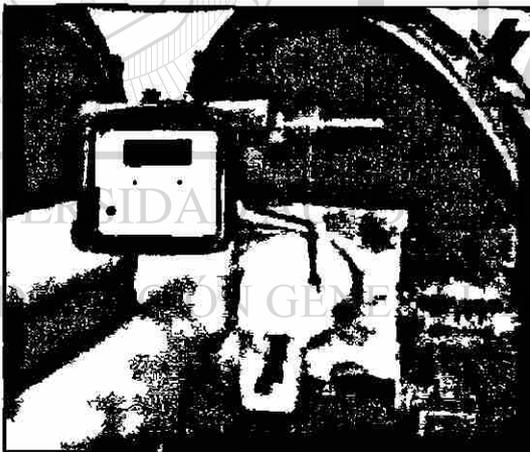


a) Filtro de zirconia 120 PPI (utilizado).



b) Filtro laminar de alúmina.

Figura 3.17 Filtros cerámicos para aleaciones base cobalto.



a) Medición de temperatura de metal.



b) Medición de temperatura de moldes.

Figura 3.18 Medición de temperaturas antes del vaciado.

3.2.1.10 Acondicionamiento

El acondicionamiento se realizó después de que enfriaran los moldes cerámicos cuyo interior contenía el metal solidificado, los moldes cerámicos fueron removidos por medio de vibración y golpeteo con el uso de martillos y cinceles como se puede ver en la fotografía de la figura 3.19. Posteriormente se procedió al corte de cada una de las muestras prototipo utilizando disco de carburo de silicio. Finalmente se limpiaron las muestras prototipo mediante impacto de arena con un equipo “sand blast” dejando libres las superficies de cerámicos incrustados provenientes del molde.

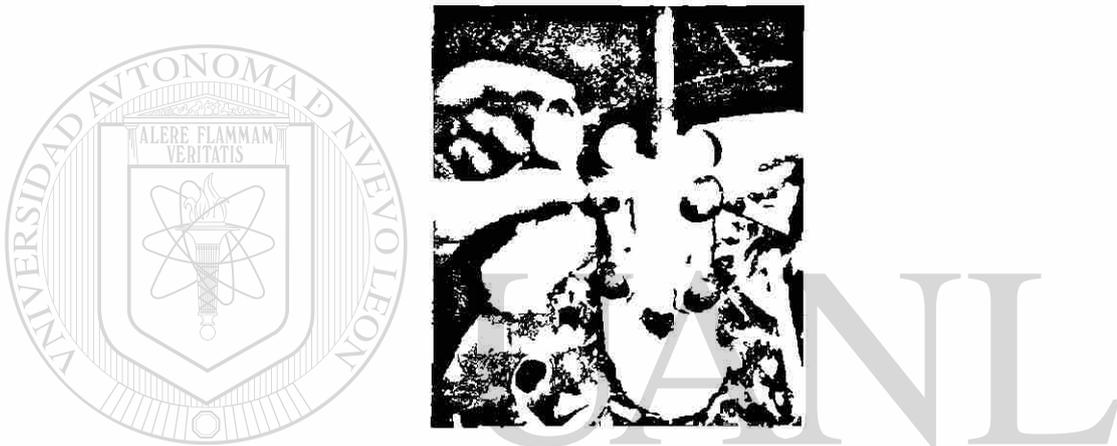


Figura 3.19 Extracción de las muestras prototipo después de vaciado

3.2.1.11 Maquinado de muestras

El maquinado de las muestras prototipo se realizó en un torno de control numérico Harrison TU 150 localizado en el Instituto Tecnológico Regional de Saltillo el cual se puede observar en la figura 3.20. El programa de códigos CNC para maquinado de la copa y esfera se puede ver en el anexo A4. Una de las incertidumbres en los inicios del presente trabajo fue; ¿que diámetros finales debíamos dejar en los elementos del ensamble?, es decir: ¿Cuál iba a ser el rango de sobre material que se iba a compensar con el pulido?, finalmente se resolvió realizando una serie de pruebas preliminares de desgaste de material con diferentes lijas y tiempos resultando obtener un sobre material de una décima de milímetro.

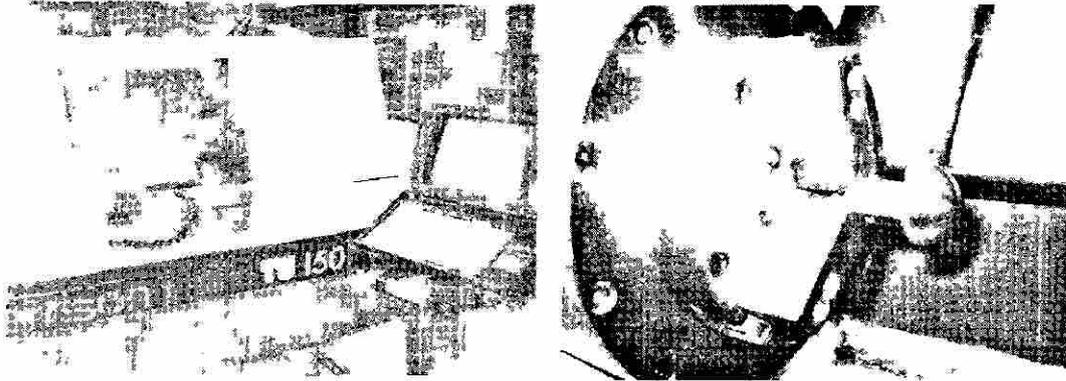


Figura 3.20 Torno de CNC utilizado para el maquinado de las muestras prototipo.

3.2.1.12 Pulido de muestras prototipo

Para el pulido de las muestras se diseñó un procedimiento que pudiera ser capaz de dejar el acabado final en partes y cavidades esféricas como el caso de la copa, para esto se implementó una técnica conocida como “superfinishing” la cual se aplica comúnmente en la preparación de muestras para análisis metalográfico. A continuación se describe el procedimiento que se empleó en este subproceso.

1. Después de la inspección visual y dimensional de las muestras prototipo donde se corroboró que se tuviera un sobrematerial de una décima de milímetro en el ensamble de copa-esfera, se colocó una de las partes del ensamble en el chuck de un taladro para iniciar el proceso de pulido. En la figura 3.21 se puede ver la colocación de las muestras prototipo, en la parte del a) se puede ver la esfera, mientras que en la parte del b) se puede ver un aditamento el cual se diseñó y fabricó debido a que el chuck del taladro con que se realizó el proceso no era lo suficientemente grande para poder sujetar el vástago de la misma.



a)



b)

Figura 3.21 a) Esfera colocada en el chuck del taladro. b) Se muestra el aditamento especial para el proceso de pulido.

2. El proceso inicia con el desbaste de la cabeza femoral, realizando la operación manual en forma perpendicular a las trayectorias dejadas por la punta del buril en el maquinado, para esta operación se utilizó la lija de carburo de silicio SiC malla 500. Este proceso se realizó hasta eliminar las marcas del maquinado.
3. Una vez que desaparecieron las marcas hechas por el buril y ya sólo existían las marcas dejadas por la lija 500, se encendió el taladro a una velocidad aproximada a las 500 rpm con el objeto de lijar con malla 600 perpendicularmente al sentido de las huellas dejadas por la lija anterior (malla 500), esto se realizó hasta obtener solamente huellas de esta lija.
4. Se inmovilizó el Chuck y se lijó manualmente con la malla 1200 perpendicularmente a las huellas dejadas por la lija 600 hasta que estas desaparecieron.
5. Se encendió nuevamente el taladro y se procedió a lijar la muestra prototipo con la lija de malla 2400 en sentido perpendicular a la lija de malla 1200 hasta haber eliminado sus huellas.

6. Posteriormente se pulió finamente utilizando tres grados diferentes de alúmina; a) $1\mu\text{m}$, b) $0.3\mu\text{m}$. y c) $0.05\mu\text{m}$. Esto se realizó con la ayuda de un paño el cual contuvo la alúmina en suspensión con agua, el paño se aplicó de forma manual y estuvo en contacto multidireccional con las superficies durante periodos de tiempo para cada alúmina. Nota: Debido a que el pulido se realizo de forma manual, fue necesario repetir el proceso en algunos de los ensambles.

3.3 Caracterización de prototipos en colada

3.3.1 Metodología

Además de la fabricación de las muestras prototipo, se fabricaron en paralelo muestras testigo, esto con el objeto de realizarles las pruebas destructivas necesarias para su análisis (microscopía óptica) y por ende conocer el efecto de los tratamientos térmicos y procesamiento sobre la microestructura de las muestras prototipo. En la segunda columna de la tabla 3.2 se pueden identificar las muestras testigo.

Tabla 3.2 Matriz experimental

Identificación de muestras prototipo	Identificación de muestras testigo	% C
MP/4,1	T/4.3	0.21
MP/4,2		
MP/5,1	T/5.3	
MP/5,2		
MP/5,4	T/5.6	
MP/5,5		
MP/9,4	T/9.6	0.31
MP/9,5		
MP/6,1	T/6.3	
MP/6,2		
MP/9,1	T/9.3	
MP/9,2		

Las muestras testigo fueron trabajadas mediante desbaste y pulido con el objeto de seccionarlas a través de un plano tal como se puede observar en la fotografía de la figura 3.22. El corte se realizó para evaluar su dureza y para poder estudiar su microestructura mediante microscopía óptica y análisis de imagen como se describe en los siguientes puntos.

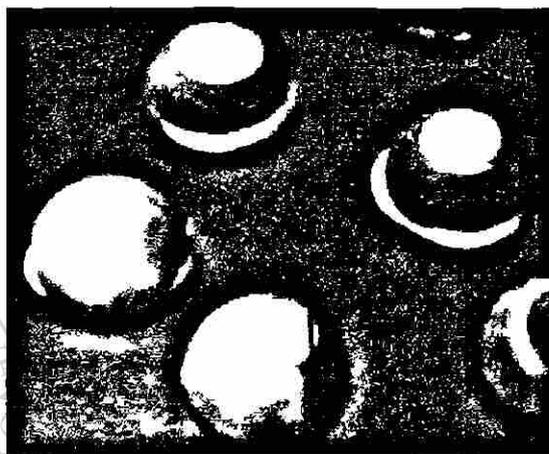


Figura 3.22 Muestras testigos seccionadas en la zona polar.

3.3.2 Análisis químico

Para este estudio, se utilizó un espectrómetro de rayos X Rigaku 3270 y un determinador Leco 444 certificados por el SINALAP, ambos equipos están ubicados en COMIMSA Saltillo.

3.3.3 Tratamientos térmicos

Para esta parte de la experimentación se utilizó un horno de resistencia eléctrica en el cual se realizaron 2 tipos de tratamientos térmicos: a) tratamientos de solución y b) tratamientos combinados de solución parcial mas envejecido. Los tratamientos de solución se realizaron en las muestras prototipo MP/5.1, MP/5.2, MP/6.1, MP/6.2, y en las muestras testigo T/5.3 y T/6.3 según la curva representativa del ciclo térmico presentada en la figura 3.23. Antes de aplicarles el tratamiento térmico, se recubrieron

con una capa de pintura base zirconia con el objeto de proteger contra la oxidación, sin embargo aún con el recubrimiento hubo pequeños indicios de oxidación superficial en algunas de las muestras tal como se puede apreciar en la figura 3.24, esto se debió a que la pintura utilizada de base alcohol tiende a fracturarse después de la primera hora a una temperatura de 1220 °C. Sin embargo este tipo de defectos no influyó negativamente para el seguimiento de la presente experimentación.

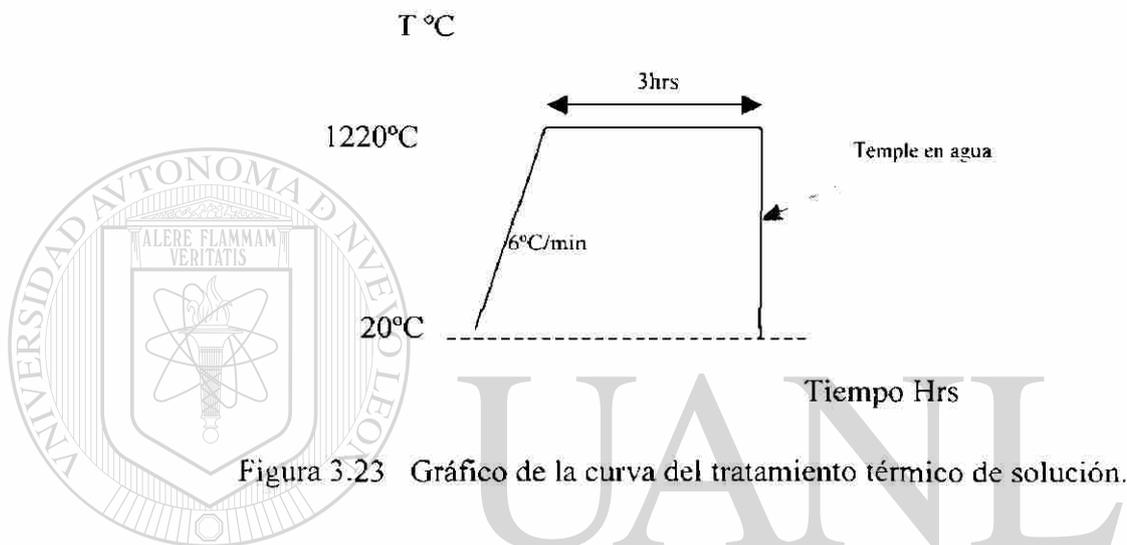


Figura 3.23 Gráfico de la curva del tratamiento térmico de solución.



Figura 3.24 Muestras prototipo después del tratamiento térmico de solución.

El segundo tratamiento térmico aplicado, fue una combinación de un tratamiento de solución de una permanencia de 20 minutos a 1220°C con un temple en agua seguido de

un tratamiento de envejecido con un tiempo de permanencia de 10hrs a 815°C y con un enfriamiento en agua. El objetivo principal de este tratamiento fue disolver una pequeña cantidad de carburos para posteriormente precipitarlos de forma controlada en la matriz. Las muestras prototipo con este tratamiento fueron la MP/9.1, MP/9.2, MP/5.4 y MP/5.5 mientras que las muestras testigo fueron la T/9.3 y la T/5.6. En la parte a) de la figura 3.25, se muestra la curva representativa del tratamiento térmico aplicado, mientras que en la parte b) se puede observar la curva de calentamiento de los tratamientos térmicos de solución realizados en el presente trabajo.

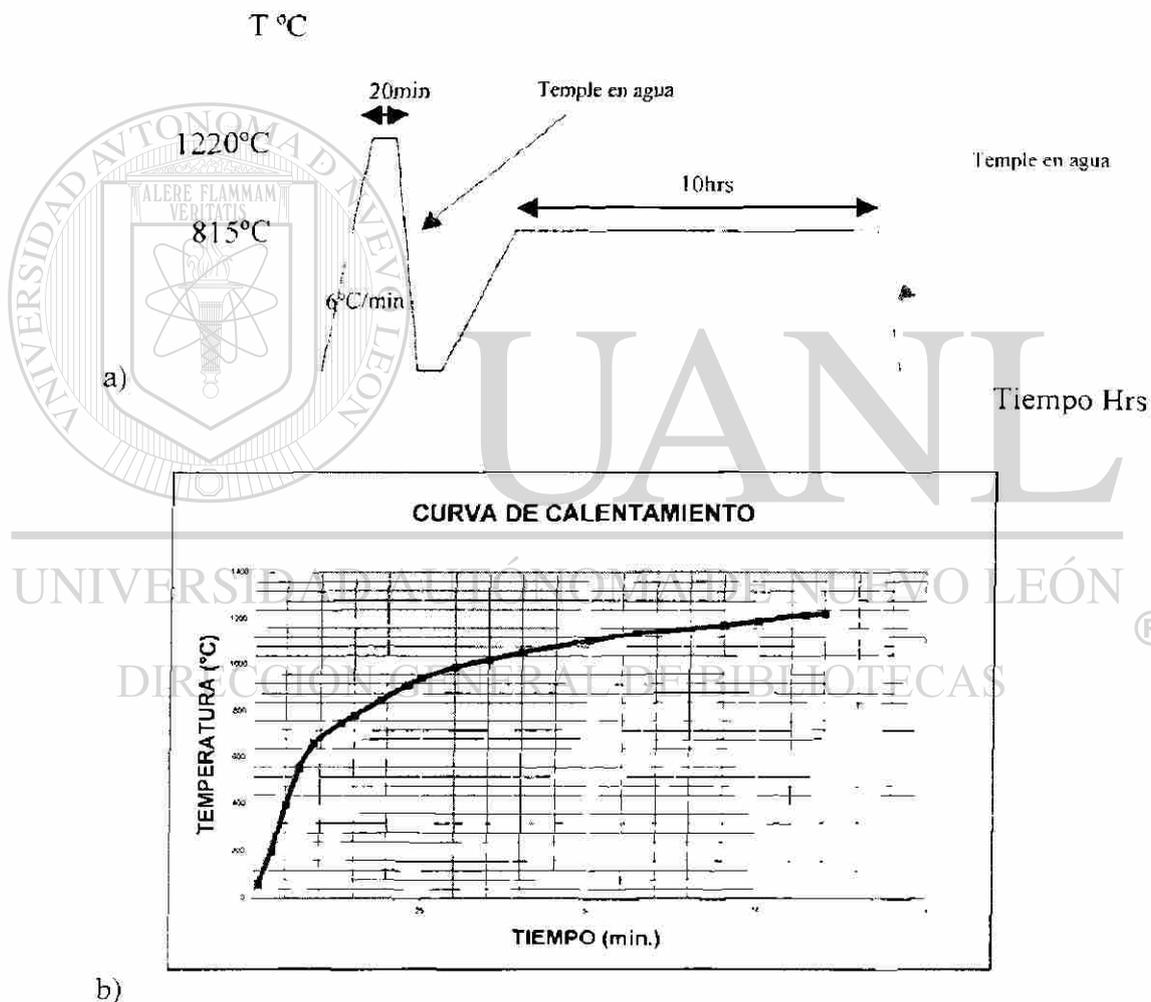


Figura 3.25 a) Curva del tratamiento térmico combinado,
b) curva de calentamiento del tratamiento de solución.

3.3.4 Microscopía óptica

El análisis metalográfico se realizó a las muestras testigo en condición de colada y después del tratamiento térmico. El corte del plano como se mencionó en la sección 3.3.1 de esta tesis, se realizó con la ayuda de una máquina desbastadora utilizando un refrigerante con el fin de no modificar la microestructura por sobrecalentamiento. Posteriormente al desbastado, se utilizaron lijas y paño con alúmina de $1\ \mu\text{m}$, $0.3\ \mu\text{m}$, y $0.05\ \mu\text{m}$ obteniendo un acabado especular con una rugosidad Ra $0.035\ \mu\text{m}$. Las muestras fueron atacadas electrolíticamente con HCl al 10% en agua usando una fuente de poder con parámetros de 3 volts y 4 amperes durante aproximadamente 8 segundos, como cátodo se utilizó una barra de grafito. Por último, se realizó la inspección de la muestra en un microscopio óptico marca Olympus modelo PMG3 registrando fotográficamente las estructuras representativas a diferentes aumentos.

3.3.5 Análisis de imágenes

El análisis de imágenes se realizó en el mismo microscopio óptico el cual cuenta con un módulo de video conectado a una computadora que a su vez está manipulado por el software Image Pro. Este se utilizó para analizar los planos de las muestras testigos.

El objetivo de realizar el análisis de imágenes, fue el de conocer y cuantificar los efectos de las variaciones de procesamiento sobre una microestructura representativa a la superficie de las muestras prototipo, que se evaluaron en pruebas tribológicas.

3.3.6 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

En la experimentación se utilizaron tres microscopios; el primero fue un LEICA LEO modelo 440 ubicado en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL, el segundo microscopio electrónico de barrido fue un Philips ubicado en la empresa APM y por último el tercer microscopio fue un Leica modelo 360 ubicado en COMIMSA. El análisis de Microscopía Electrónica de barrido se realizó según el siguiente orden:

1. Muestras testigo en condición de colada.
2. Muestras prototipo en condición de colada.
3. Muestras prototipo con tratamientos térmicos
4. Muestras prototipo a los 100 mil ciclos de pruebas tribológicas.
5. Muestras prototipo a los 300 mil ciclos de pruebas tribológicas.
6. Muestras prototipo a los 500 mil ciclos de pruebas tribológicas.

3.3.7 Análisis de superficies

La rugosidad fue medida con un rugosimétero marca Taylor Hobson Ltd el cual fue ajustado para realizar recorridos longitudinales de 0.48 mm en la superficie del casco de todas las muestras prototipo como se puede observar en la parte a) de la figura 3.26. Para la copa acetabular, se utilizó la misma longitud de recorrido excepto que la zona de medición fue en la superficie más cercana al ecuador debido a la dificultad geométrica para la medición, ver inciso b) de la figura 3.26. La longitud de recorrido se obtuvo mediante pruebas preliminares tratando de encontrar el mínimo error promovido por la línea base recta en superficies curvas. Cada muestra se sometió a 5 mediciones con el fin de obtener una rugosidad promedio. El parámetro medido fue “Ra” que es un promedio de la suma de las áreas de los picos y valles con respecto a una línea media de referencia que establece el rugosimétero.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

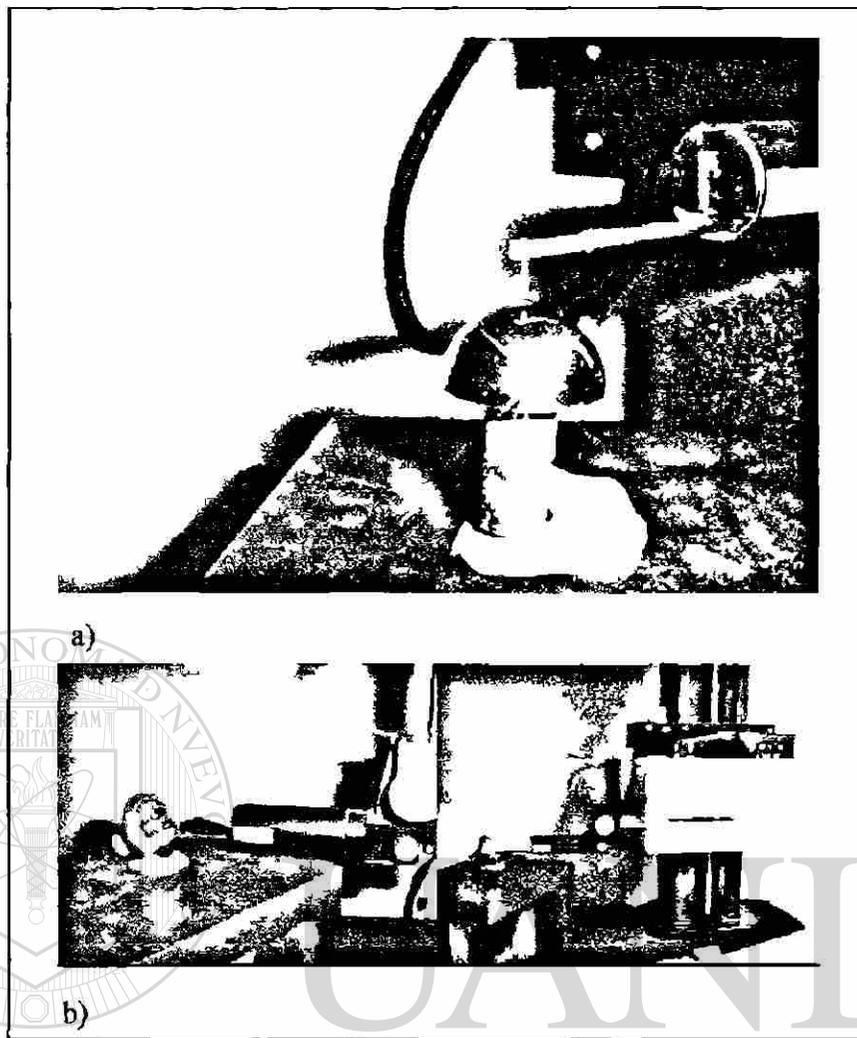


Figura 3.26 Medición de rugosidades en muestras prototipo, a) Medición de rugosidad en la esfera, b) Medición de rugosidad en muestra prototipo (copa).

3.3.8 Medición de esféricidad y huelgo

Las características geométricas tales como huelgos diametrales y errores de forma se midieron en una máquina de coordenadas EOS la cual posee una precisión de $\pm 5\mu\text{m}$ y las especificaciones técnicas se pueden consultar en el anexo A5. La técnica de medición consistió básicamente en el contacto entre el cabezal móvil (palpador) con 8 puntos localizados en diferentes zonas de la muestra tal como se puede ver en la figura 3.27. La información fue procesada por la máquina de coordenadas (MMC) generando

un modelo y proporcionando los diámetros y esfericidades de las cabezas y de las copas utilizadas en el presente trabajo.

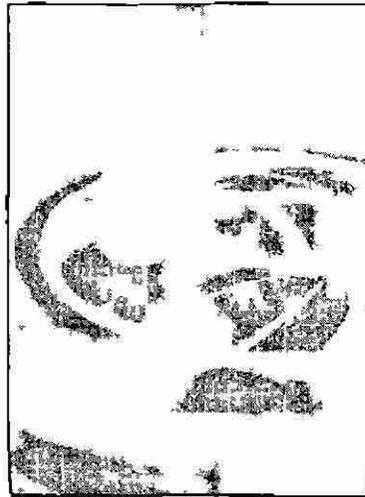


Figura 3.27 Medición de huelgo y error de forma de muestras prototipo en la máquina de coordenadas EOS

3.4 Diseño y construcción de una máquina de desgaste para las muestras prototipo de cadera

3.4.1 Antecedentes

No obstante a las limitaciones de este trabajo en cuanto a costos y tiempos, el diseño de la máquina de desgaste se trato de acercar lo más posible al funcionamiento real de la cadera humana. En los siguientes párrafos se mencionan aspectos de desempeño de la articulación de cadera dentro del cuerpo humano.

En el aspecto dinámico de la articulación, se encontró según estudios de Paul [25] que el movimiento relativo entre copa y esfera es multidireccional ya que el hueso del fémur tiene movimientos de: 46° (+/- 23°) de flexión-tensión, 10° (+/- 5°) de aducción-abducción y 15° (+/- 7.5°) en rotación, estos movimientos se muestran en la figura 3.28.

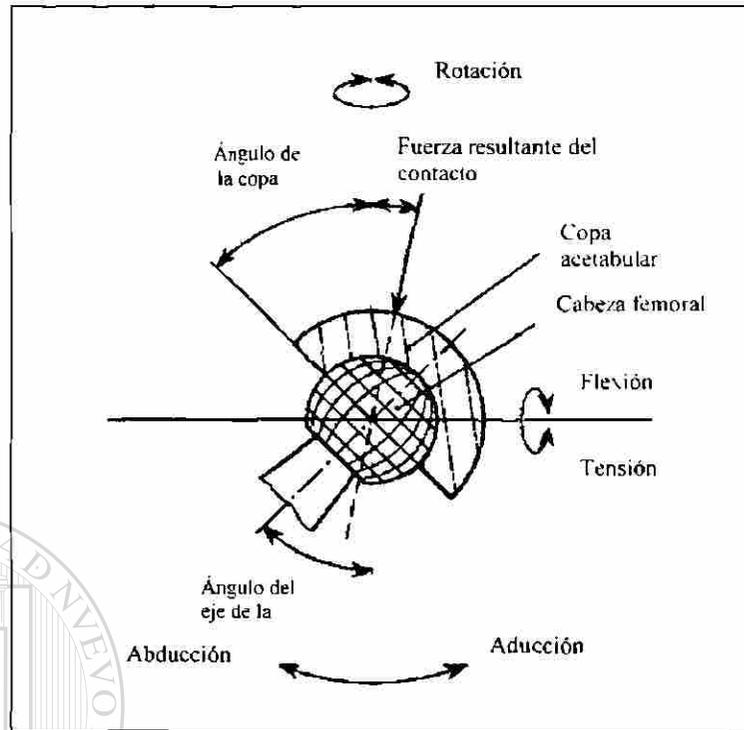


Figura 3.28 Movimientos de la articulación de la cadera [25].

Por otra parte, el implante de cadera está sometido a una carga variable según las investigaciones del mismo autor [25] quien encontró que la carga con respecto al tiempo de un ciclo de marcha se comporta según la curva mostrada en la figura 3.29. Esto es debido a la distribución de peso entre las dos caderas durante un ciclo de marcha cuya frecuencia es cercana a 1.1 Hz para una persona activa.

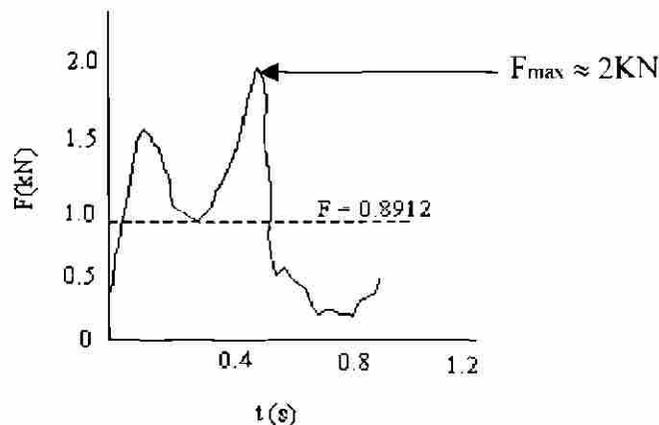
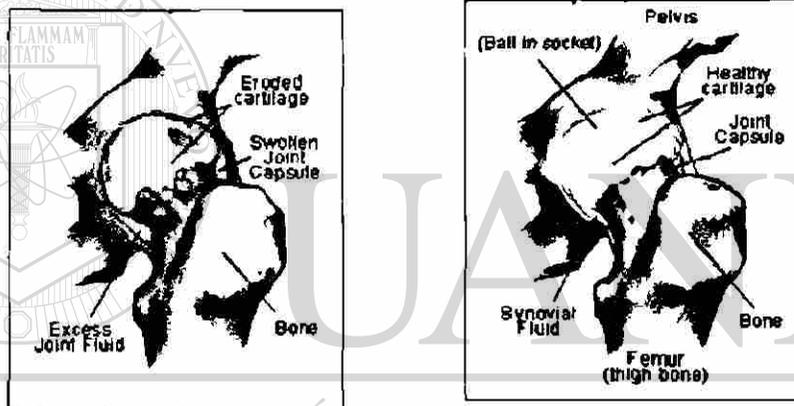


Figura 3.29 Gráfica de comportamiento de la carga en un ciclo de marcha [25].

Por otra parte, el lubricante de la articulación esta contenido en una bolsa, la cual empaqueta las áreas de contacto según se muestra en la parte b) de la figura 3.30, El lubricante natural, llamado líquido sinovial, es un fluido viscoso, compuesto en parte por una cadena molecular polisacárida llamada hialuronidato, que cumple con tres tareas principales: lubricar las superficies articulares, transportar nutrientes a las células cartilaginosas (condrocitos) y transportar productos de desecho fuera del cartilago. En la misma figura se muestran dos imágenes esquemáticas de dos caderas: La del lado izquierdo a), presenta artritis lo cual promueve una degeneración en los cartílagos, huesos y en el sistema de lubricación, por otra parte, la articulación del lado derecho b), se encuentra saludable mostrando un aspecto sano en su cartilago además de tener un mejor control de lubricación.



a) Articulación con artritis

b) Articulación saludable

Figura 3.30 Comparación entre articulaciones de caderas

3.4.2 Diseño

Tomando en cuenta la información del funcionamiento de una cadera saludable en conjunto con las necesidades y limitaciones de la presente experimentación, se tomó la decisión de fabricar una máquina de desgaste cuyo movimiento fuese de $\pm 23^\circ$ en el plano sagital (flexión-tensión) con una carga constante de 2KN en un sistema de lubricación donde el lubricante tuviese características similares al lubricante natural del cuerpo humano. En los siguientes párrafos se describirá el diseño a detalle de la máquina de desgaste en conjunto con su fabricación.

3.4.2.1 Descripción y funcionamiento

En los inicios de diseño se investigaron las máquinas de desgaste de cadera que actualmente existen en el mundo las cuales se pueden observar en el anexo A2. Tomando en cuenta los avances de la técnica, en conjunto con el diseño de las muestras prototipo fabricadas para esta experimentación, se propusieron dos diseños de estaciones las cual se puede observar en la figura 3.31. Sin embargo, para poder disminuir los largos tiempos de prueba debido a las limitaciones de tiempo, el reto que teníamos era: diseñar y fabricar una máquina de desgaste con las condiciones mencionadas a un bajo costo, esta premisa demandó agudeza en el diseño para poder realizar esta parte imprescindible de la experimentación.

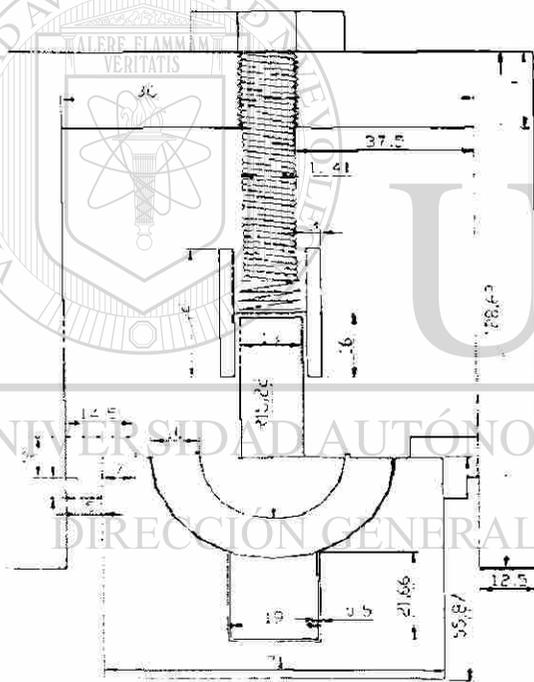
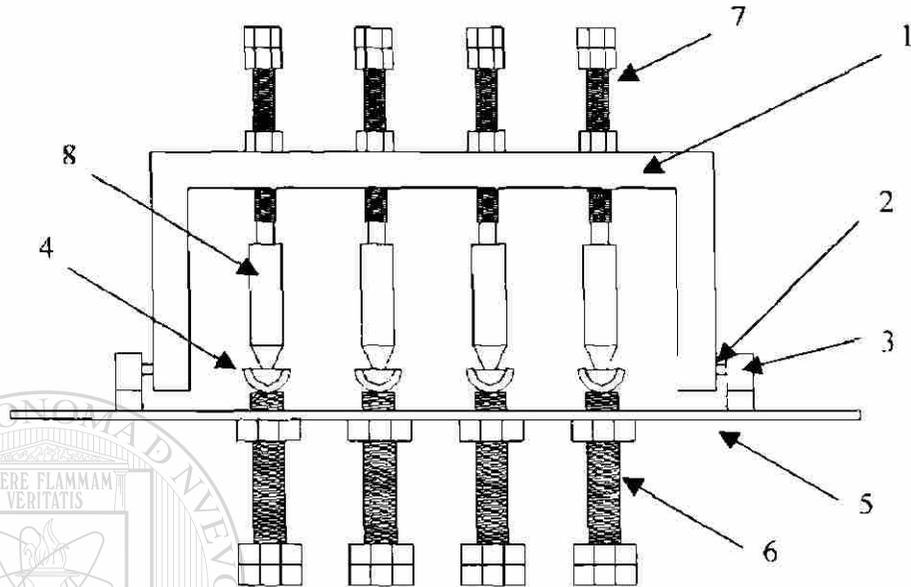


Figura 3.31 Primeros diseños de una estación de la máquina de desgaste. (cotas en mm).

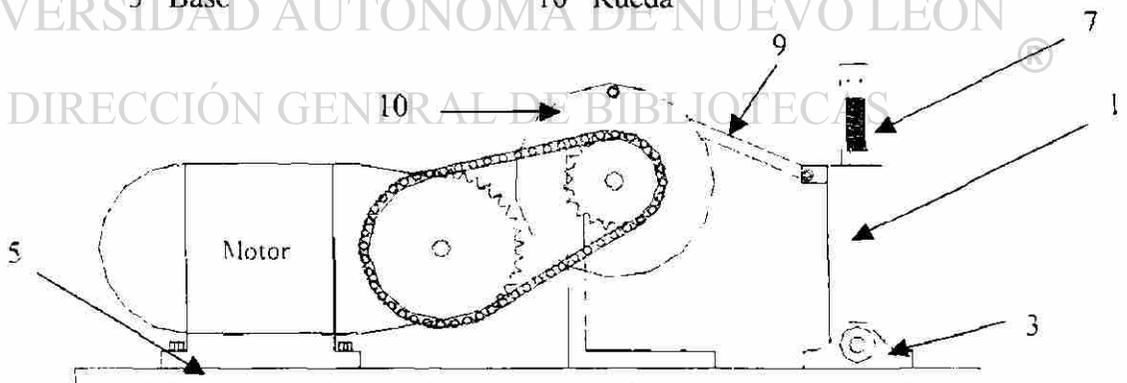
Finalmente a través de una serie de modificaciones en el diseño de la máquina de desgaste, se llegó a un diseño de 4 estaciones cuyo movimiento recíprocarde es $\pm 23^\circ$ en una dirección, simula el movimiento de la cadera en el plano sagital. Esto se logró a través de una estructura oscilatoria la cual esta sujeta en dos chumaceras mediante dos pernos, la vista frontal de la máquina de desgaste se puede observar en la parte a) de la

figura 3.32. La estructura es desplazada mediante un motor acoplado a un sistema dinámico de rueda manivela, este sistema se puede observar en la parte b) de la misma figura.



a) Vista frontal de la máquina de desgaste

- | | |
|--------------------------|------------------------------------|
| 1 Estructura oscilatoria | 6 Sistema de nivelación de la copa |
| 2 Perno | 7 Tornillo de carga |
| 3 Chumacera | 8 Embrague |
| 4 Muestra prototipo | 9 Manivela |
| 5 Base | 10 Rueda |



b) Sistema generador de movimiento oscilatorio

Figura 3.32 Máquina de desgaste para las muestras prototipo.

Para obtener la carrera de 46° , es decir 23° hacia un lado y 23° hacia el otro con respecto al eje perpendicular a la base, se utilizó un transportador con regleta de acero para medir

el ángulo de 23° lo cual permitió el trazo manual en el punto de movimiento máximo de la rueda. Con este procedimiento se obtuvieron las distancias de la manivela para su fabricación.

La frecuencia del ciclo de marcha es diferente según la persona, debido a que depende de varios factores como la antropometría, edad, entre otros, sin embargo un promedio aproximado utilizado por Medley y colaboradores [26] es de 1.1 Hz. Por otra parte, además de aplicar una carga constante de 2KN, se tomó la decisión de aumentar la frecuencia a 1.5 Hz con el objetivo de incrementar la agresividad de las pruebas y acortar los tiempos de ensayo. Según los parámetros de salida del motor (49 rpm) y las ecuaciones del movimiento angular, se requirió acoplar una catarina de un diámetro de 12.02 cm lo cual generó un movimiento de salida a la rueda manivela con una velocidad angular de 90 rpm equivalente a una frecuencia de 1.5 Hz. En la figura 3.33 se puede observar la máquina de desgaste dimensionada.

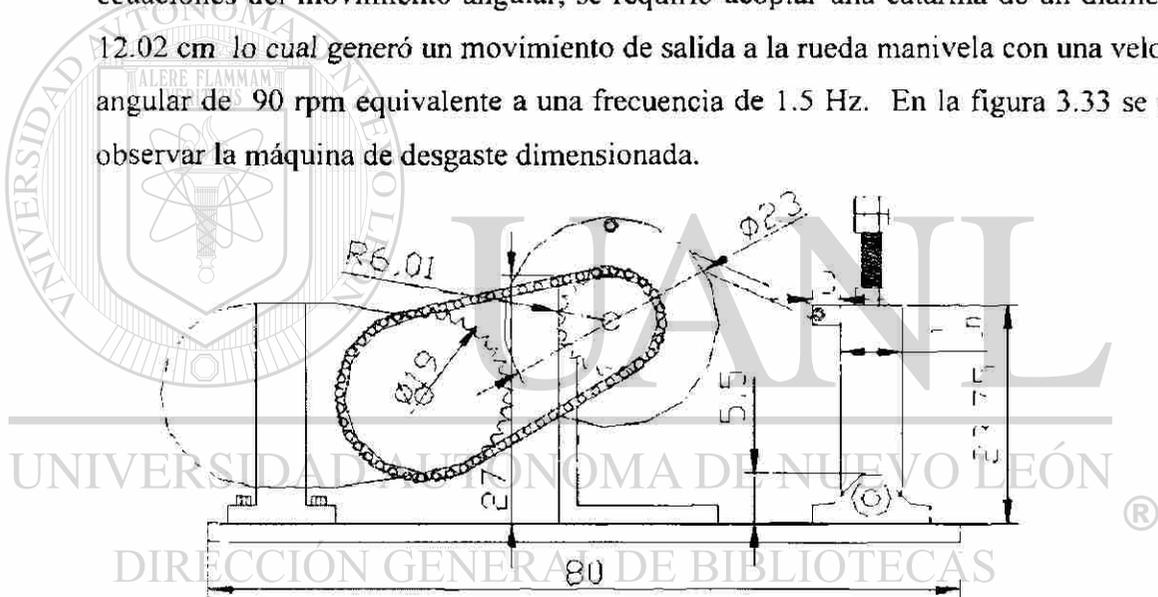


Figura 3.33 Vista lateral de la máquina de desgaste diseñada para el presente estudio.

Embrague de la máquina de desgaste para las muertas prototipo

La sujeción de la semiesfera se realiza mediante un embrague cuya geometría se puede ver en la figura 3.34, este tiene dos funciones; por el lado superior, contiene el resorte y recibe el vástago del tornillo de carga y por el lado opuesto, tiene la función de ensamblar la semiesfera del vástago y fijarla mediante tres tornillos opresores.

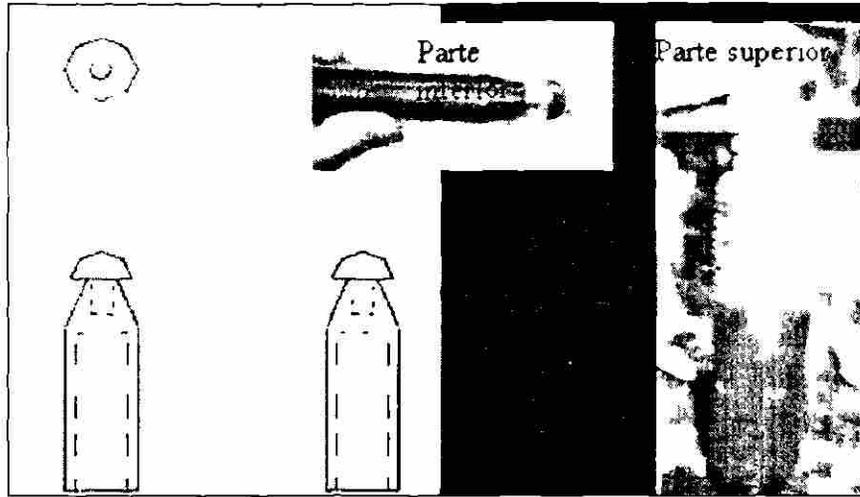


Figura 3.34 Embrague de la máquina de desgaste.

Tornillo nivelador

Este tiene la función de nivelar la superficie de la copa del implante prototipo hasta una altura por la cual pasa el eje imaginario que pasa por los centros de los pernos mostrados con el número 2 de la sección a) de la figura 3.32. El tornillo nivelador, el cual se puede ver en la figura 3.35, tiene un taladro concéntrico en donde el vástago de la copa se ensambla y se fija mediante opresores. El nivelado de la copa se realiza girando el tornillo a través de la rosca empotrada en la base de la máquina.

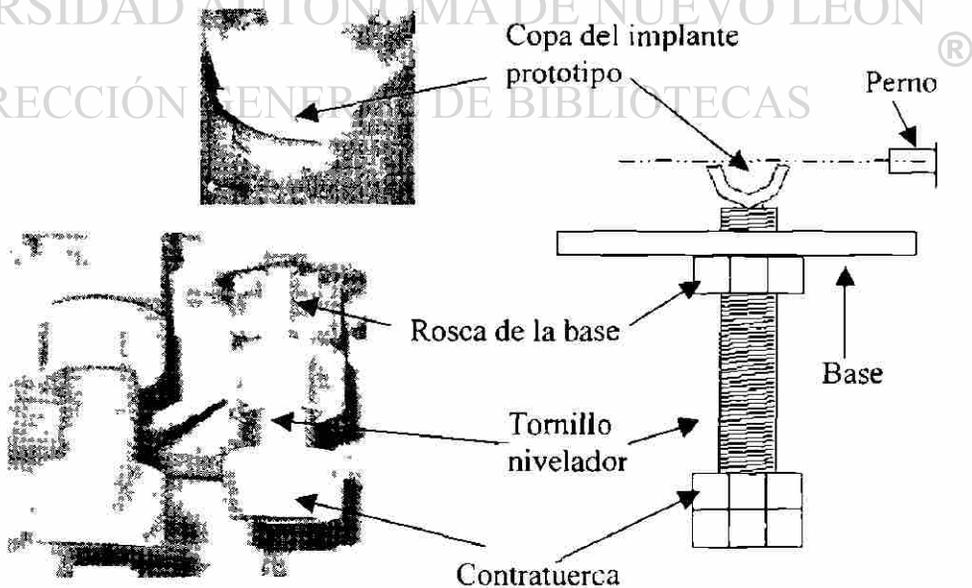


Figura 3.35 Tornillo nivelador de la copa.

Lubricante

El lubricante natural de las articulaciones del cuerpo humano “ líquido sinovial”, ha sido poco utilizado para las pruebas de desgaste debido a su incremento de viscosidad por la insuficiente presencia de ácido hialurónico. Por tal razón, se ha pre-estandarizado entre los investigadores de este tema la utilización de suero bovino (filtrado con una membrana de 0.2 μm) al 25% en agua destilada generando un sistema muy similar en contenido de proteínas y características de lubricante del suero sinovial.

En el presente trabajo se utilizó la mezcla de 25% en volumen de suero bovino con agua destilada agregando como funguicidas 0.6%w de streptomicina y 1% de fungizone. Para mantener el lubricante dentro del sistema tribológico, fue necesario implementar un recipiente de plástico el cual se fijo de la superficie externa de la copa mediante un resina selladora como se muestra en la fotografía a) de la figura 3.37.

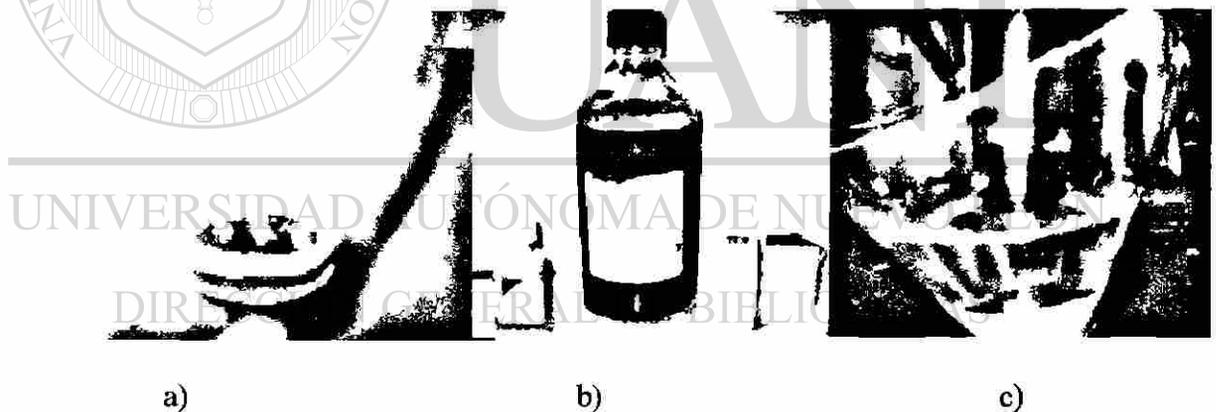


Figura 3.37 En la fotografía a) se encuentra la copa con el contenedor de plástico adherido mediante una resina, en el b) se puede observar el suero bovino en conjunto con los funguicidas utilizados y en la fotografía del c) se puede observar el implante prototipo en operación.

3.4.3 Procedimiento para la operación de la máquina de desgaste

1. Se fija el recipiente contenedor de lubricante a la copa utilizando plastilina epóxica como sello para evitar fugas. En la figura 3.38 se puede observar copas acondicionadas con el contenedor plástico.

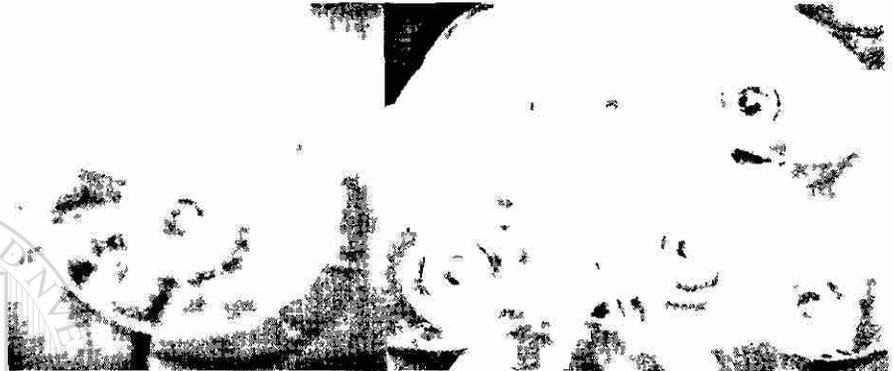


Figura 3.38 Copas y contenedores.

2. Se ordenan las copas en sus estaciones respectivas, teniendo cuidado de documentar en la bitácora cual muestra se acopló a la estación respectiva. Lo anterior se puede observar en la figura 3.39.

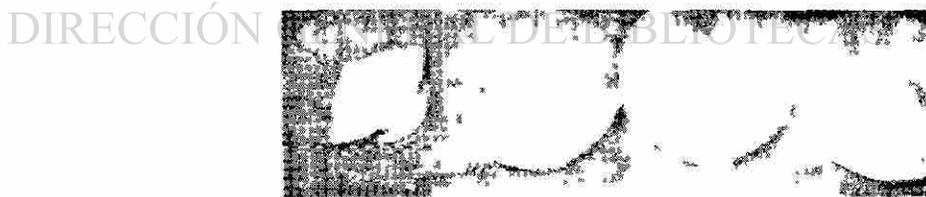


Figura 3.39 Distribución de copas en cada estación de la máquina.

3. Después del acoplamiento que se puede ver en la parte a) de la figura 3.40, se fijan mediante tres opresores ubicados en el tornillo nivelador como se puede observar en el b) de la figura 3.40.

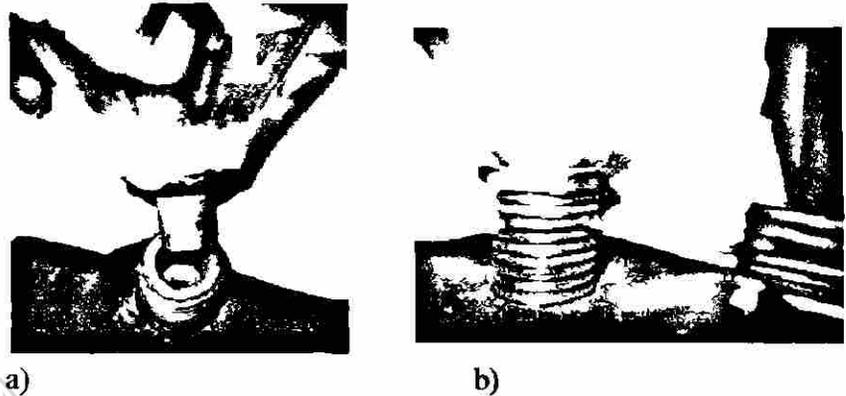


Figura 3.40 Método de acoplamiento y fijación de la copa.

4. Se nivela la superficie de la copa con el eje concéntrico a los dos pernos de la estructura, teniendo cuidado de dejar en la dirección correcta la copa como se observa en la figura 3.41.

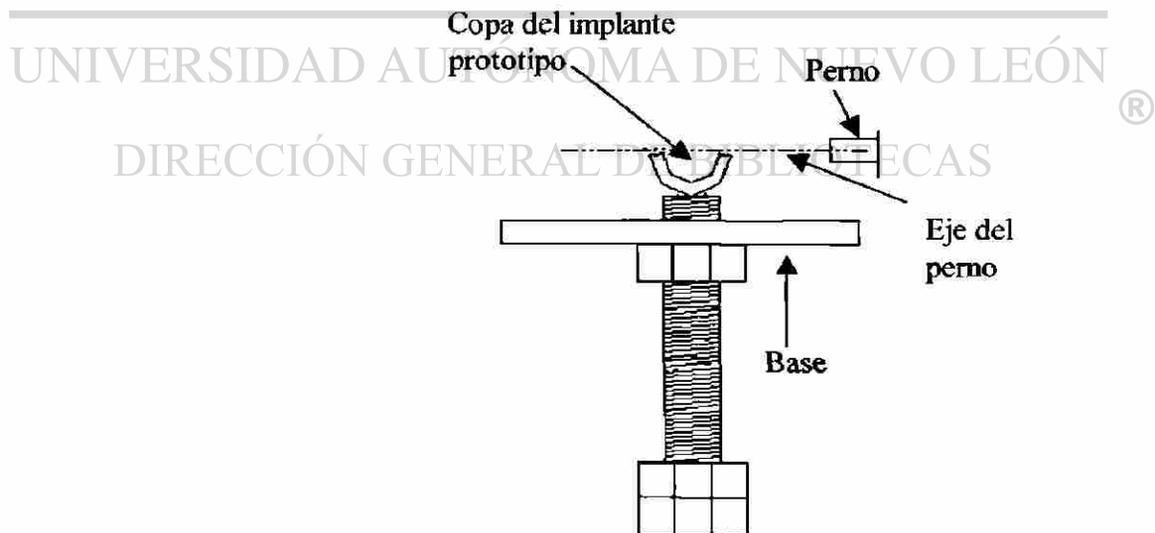


Figura 3.41 Sistema de nivelación de la copa con el eje concéntrico al perno.

5. Se procede a fijar el tornillo nivelador apretando a tope la contratuerca como se observa en la figura 3.42.



Figura 3.42 Fijación con contratuerca.

6. Se coloca el vástago de la esfera en el clutch dejando las líneas de desgaste apuntadas hacia una marca de referencia y se fija mediante el ajuste de tres tornillos opresores, en la figura 3.43 se puede observar dicha operación.



Figura 3.43 Ensamble y fijación en la cabeza del clutch.

7. Se procede a sellar con cinta de aislar toda la superficie inferior del clutch con el objeto de protegerlo contra la corrosión y evitar la contaminación del lubricante. En la figura 3.44 se puede ver el proceso anteriormente descrito.



Figura 3.44 Protección con cinta plástica.

8. Se ensambla el clutch con el tornillo de carga según se puede ver en la figura 3.45 y se ajusta apretando el tornillo de carga hasta la marca de referencia, la cual indica la compresión elástica del resorte equivalente a 2KN.

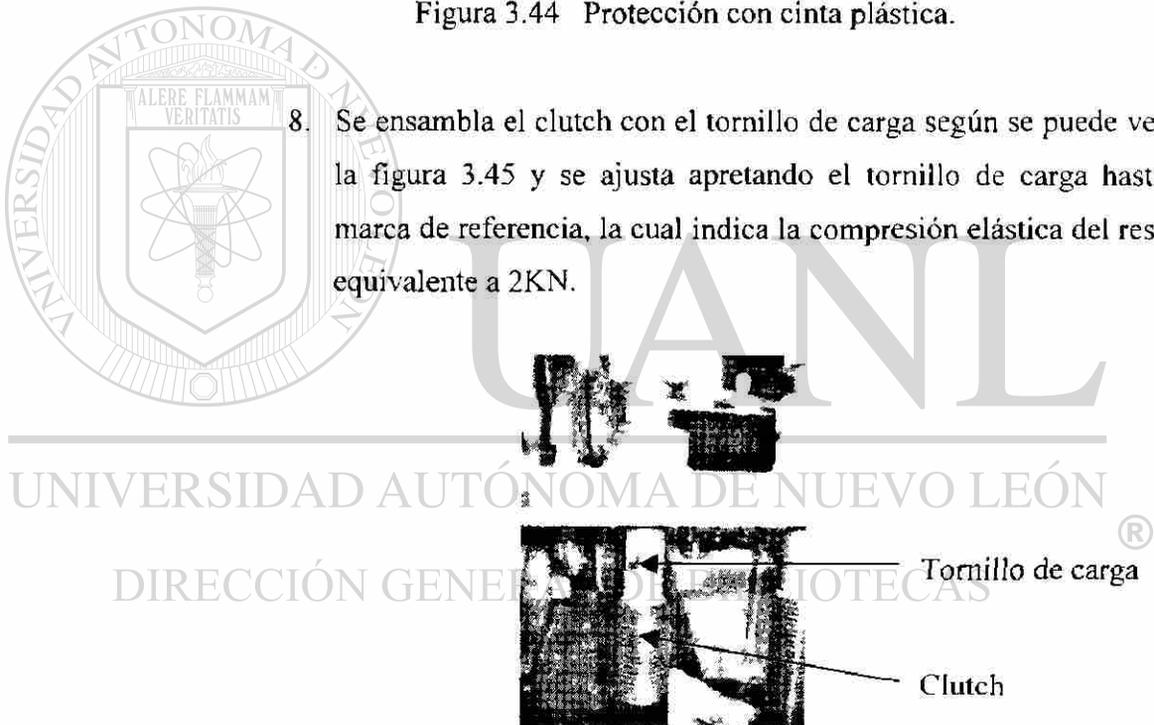


Figura 3.45 Ensamble del clutch y el tornillo de carga.

9. Se verifica que los implantes cabeza-copa estén alineados y si es así, se procede a fijar el tornillo de carga mediante la contratuerca.

10. Se procede a preparar la mezcla del lubricante (para este estudio, se utilizó: 25% suero bovino (calf serum) y 75% H₂O destilada) y se vierte en los contenedores de cada estación. Este proceso se esquematiza en la figura 3.46.

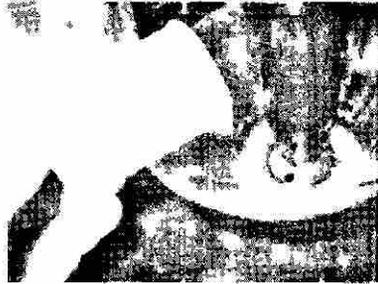


Figura 3.46 Preparación del lubricante y aplicación en el contenedor.

11. Se inicia la prueba y se observa por 2.500 ciclos con el objeto de verificar que no haya desajustes en los siguientes parámetros:

- a) Carga. Checar tornillo de carga y su marca de referencia.
- b) Alineación. En caso de no ser la primera prueba se revisa que no existan desfases entre las marcas de referencia.
- c) Se verifica que las contra-tuercas de los tornillos de nivelación estén ajustadas correctamente.
- d) Se verifica que esté funcionando el sistema enfriador del motor.
- e) Se verifica que el contador de ciclos esté funcionando correctamente.

3.4.4 Procedimiento para la medición de la fricción de las muestras prototipo

1. Se preparan las copas, de la misma forma que se explicó en el punto 1 del procedimiento descrito en la sección 3.4.3.

2. Se quita el perno que une la manivela con la estructura.
3. Se selecciona una estación (preferentemente una de las centrales) para realizar las pruebas.
4. Se ajusta la copa al tornillo nivelador (ver punto 3 del procedimiento descrito en la sección 3.4.3).
5. Se realizan los puntos 3 al 12 del procedimiento descrito en la sección 3.4.3.
6. Se prepara el dinamómetro digital con el aditamento de gancho, y se verifica su calibración. En la figura 3.47 se presenta este instrumento de medición.

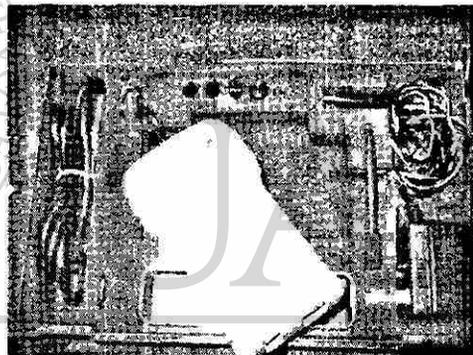


Figura 3.47 Dinamómetro digital.

7. Se coloca la estructura a 90° con respecto a la base como se puede observar en la figura 3.48.



Figura 3.48 Nivelación perpendicular de la estructura.

8. Se sujeta el gancho del dinamómetro al tornillo de $\frac{5}{8}$ (pulgada) ubicado en la superficie de la estructura como puede verse en la figura 3.49.

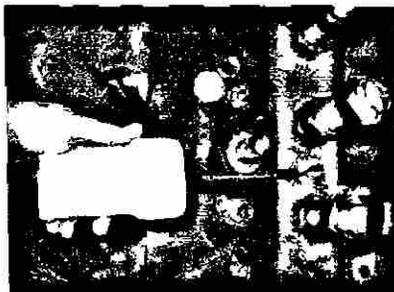


Figura 3.49 Sujeción del gancho del dinamómetro a la estructura

9. Se estira gradualmente el dinamómetro, observando la carátula, hasta poder mover la estructura. La última lectura detectada antes del movimiento se documenta. En la figura 3.50 se puede ver la realización de este proceso.



Figura 3.50 Medición de la fuerza necesaria para mover la estructura

10. Se repite la lectura para cada muestra de 10 veces y se obtiene un promedio

NOTA: Es muy importante alinear correctamente los implantes debido a que con pequeñas diferencias incrementa notablemente el error en la medición de la fuerza.

3.5 Pruebas tribológicas

3.5.1 Diseño de pruebas

El objetivo de las pruebas tribológicas fue la evaluación del desgaste de las muestras cuyas condiciones superficiales fueron modificadas durante su procesamiento. Las pruebas se diseñaron de tal manera que simularan la etapa inicial de desgaste (running in) y parte del estado estable de desgaste (steady state). La duración de las pruebas fue de 500 mil ciclos, cambiando lubricante cada 100 mil ciclos de prueba.

Con el objeto de disminuir el error se seleccionó aleatoriamente las muestras en 3 grupos, cada grupo quedó formado por 4 muestras según se muestra en la tabla 3.3

Tabla 3.3 Grupos de muestra aleatorios para las pruebas de desgaste

	Estación 1	Estación 2	Estación 3	Estación 4
Grupo 1	MP/4.1	MP/9.5	MP/5.1	MP/6.2
Grupo 2	MP/9.4	MP/4.2	MP/9.2	MP/9.1
Grupo 3	MP/5.2	MP/5.5	MP/6.1	MP/5.4

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



3.5.2 Mediciones gravimétricas

Las mediciones de peso se realizaron en una balanza gravimétrica con una precisión de +/- 1 mg. Las mediciones se realizaron cada 100 mil ciclos para cada una de las muestras. La preparación de las muestras antes de pesarse se estandarizó mediante un procedimiento que a continuación se describe mediante una sucesión de pasos.

1. Limpieza con Cepillo de fibras de Nylon y detergente .
2. Enjuague con agua destilada.

3. 15 minutos ultrasonido con agua destilada.
4. Limpieza con alcohol etílico.
5. Secado con aire (secadora).
6. Permanencia de 30 minutos en el área de mediciones antes de pesar.
7. Pesarlo 3 veces y promediar.
8. Documentar el peso en bitácora.

Dicho procedimiento, se realizó con el objeto de eliminar en su mayoría la capa de suero que queda adherida a la muestra después de estar en contacto durante las pruebas tribológicas, según entrevistas con un investigador; Dennis Bobyn quien ha estado trabajando en desgaste con prótesis de contacto metal-metal y que como lubricante ha utilizado suero bovino, señala que el procedimiento para remover ese material es un gran reto que actualmente se tiene para los investigadores en esta materia. Por otra parte la adherencia de la capa de suero es del orden de 1 micrómetro y tiene efectos sobre el comportamiento al desgaste ya que protege a las superficies en contacto, algunos investigadores utilizan inhibidores como el ácido ethilenediamine, sin embargo está en discusión la utilización de estos inhibidores debido a que la capa que se forma en las superficies de contacto también se forma dentro del cuerpo humano para las prótesis de contacto metal-metal. Por lo tanto, el empleo de inhibidores no resulta adecuado cuando se pretende aproximarse a las condiciones reales.

Capítulo 4

RESULTADOS

4.1 Análisis químico

La tabla 4.1 muestra la composición química (en porcentaje de peso) de la aleación ASTM F75, así como las muestras analizadas en este trabajo por medio de un espectrómetro de rayos X tal como se describió en el capítulo anterior. En la primera fila se encuentran los rangos aceptables según la norma ASTM F75/98, mientras que en la segunda y tercera fila se pueden observar los elementos que conforman la aleación, con la cual se realizaron las muestras prototipo (MP) de bajo y alto carbono respectivamente. Todas las copas del ensamble de las muestras prototipo, se fabricaron a partir de la misma aleación de alto carbono de la tercera fila de la tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química (% en peso). a) Especificaciones ASTM F75. b) Análisis para las cabezas femorales de las MP de bajo carbono c) Análisis para las cabezas femorales de las MP de alto carbono, misma composición para todas las copas acetabulares.

	C	S	Mn	Si	P	Cr	Ni	Mo	Nb	W	Fe	Co
a) ASTM F75	0.35 max.	0.004 max.	1.00 max.	1.00 max.	0.005 max.	27.00 a 30.00	1.00 max.	5.00 a 7.00	-	0.04 max.	0.75 max.	Bal
b) Muestra prototipo bajo carbono	0.21	0.002	0.34	0.65	0.004	27.6	0.21	6.36	0.02		0.75	Bal
c) Muestra prototipo y copas en alto carbono	0.31	0.004	0.39	0.7	0.004	27.9	0.24	6.51	0.02		0.70	Bal

4.2 Análisis microestructural

Con el objetivo de cuantificar los carburos presentes en los diferentes tratamientos y caracterizar la microestructura según la metodología experimental vista en el punto 3.3.1 del capítulo anterior, se realizó un análisis microestructural y de imágenes a los planos seccionados de las muestras testigo, las cuales son representativas de las cabezas femorales de las muestra prototipo utilizadas en las pruebas tribológicas.

4.2.1 Microscopía óptica (MO) de muestras testigo

En las figuras 4.1 a 4.3 se presentan micrografías a diferentes magnificaciones obtenidas por microscopía óptica. Estas se refieren a las muestras testigo con 0.21% de carbono. En la figura 4.1 se presenta la condición de colada, en la figura 4.2 la condición de tratamiento de solución y en la figura 4.3 la condición de tratamiento combinado (solución parcial + envejecido).

En la figura 4.1 se observan micrografías a diferentes magnificaciones correspondientes a la muestra testigo identificada como T/4.3, la cual es representativa de las cabezas femorales de las muestras prototipo MP/4.1 y MP/4.2. El tratamiento ó condición para estas muestras es de colada en aleación de bajo carbono. Las muestras presentan una microestructura formada por la matriz (α) rica en cobalto, en la cual se encuentran carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ en forma laminar y en forma de bloque, se puede observar que hay una pequeña cantidad de carburos laminares, los cuales normalmente en estas aleaciones, se localizan en la frontera de grano. Por otra parte, la dispersión de carburos primarios es homogénea aún siendo estructura de colada, esto se pudo haber promovido por la contribución de dos factores: la rápida solidificación debido a su configuración de colada y un bajo contenido de carbono.

En la figura 4.2 se puede observar la microestructura a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/5.3, la cual representa el tratamiento térmico de solución de las cabezas femorales de las muestras prototipo MP/5.1 y MP/5.2, la microestructura

después del tratamiento térmico de solución, presentó carburos globulares dispersos en la matriz. Estos se encontraron localizados inter e intragranularmente con una disminución en su tamaño con respecto a la fase madre (carburos primarios).

En la figura 4.3 se puede observar la microestructura a diferentes magnificaciones para la muestra testigo T/5.6, la cual es la muestra representativa del tratamiento combinado de solución parcial y envejecido descrito en el punto 3.3.3 del capítulo anterior. Las cabezas femorales del ensamble a las que se les aplicó este tratamiento, corresponden a las muestras prototipo MP/5.4 y MP/5.5. La microestructura presentó carburos del mismo tamaño que los carburos primarios de colada, sin embargo, estos mostraron pequeños cambios en su morfología. Esto se debió a la transformación parcial de carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ a carburos del tipo M_6C , la cual se desarrolló en el corto lapso del tratamiento térmico de solución, esto coincide con los resultados de otros investigadores [16]. Por otra parte, también se puede observar que dentro de los granos con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) en estado metaestable, existen líneas de maclas asociadas a fallas de apilamiento, las cuales indican presencia parcial de fase con estructura hexagonal compacta (hcp) [27].

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



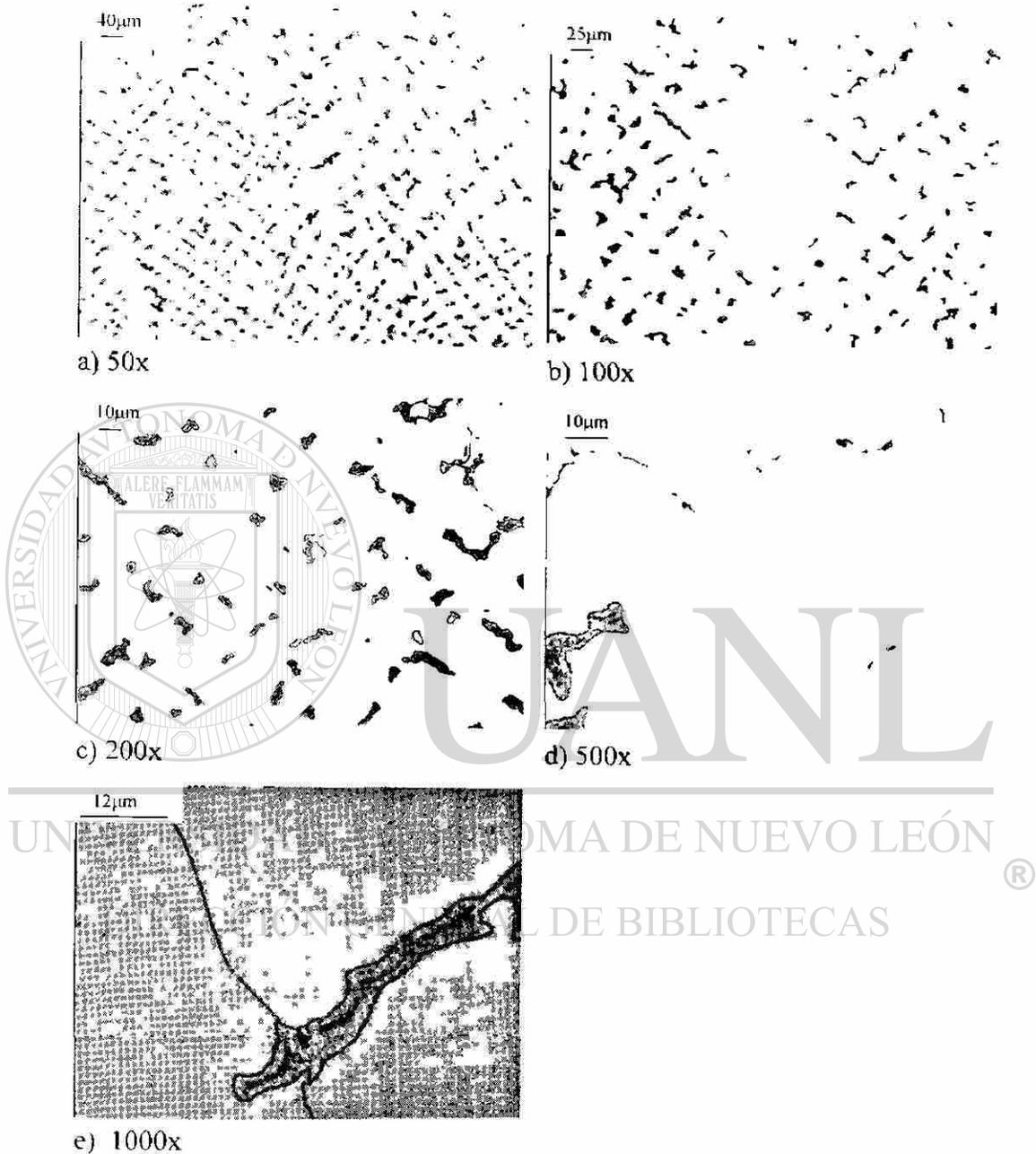


Figura 4.1 Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/4.3 con ataque electrolítico en HCl; condición de colada; 0.21 %C; Microestructuras típica de colada formada por carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ embebidos en una matriz rica en cobalto con una estructura cúbica centrada en las caras (fcc).

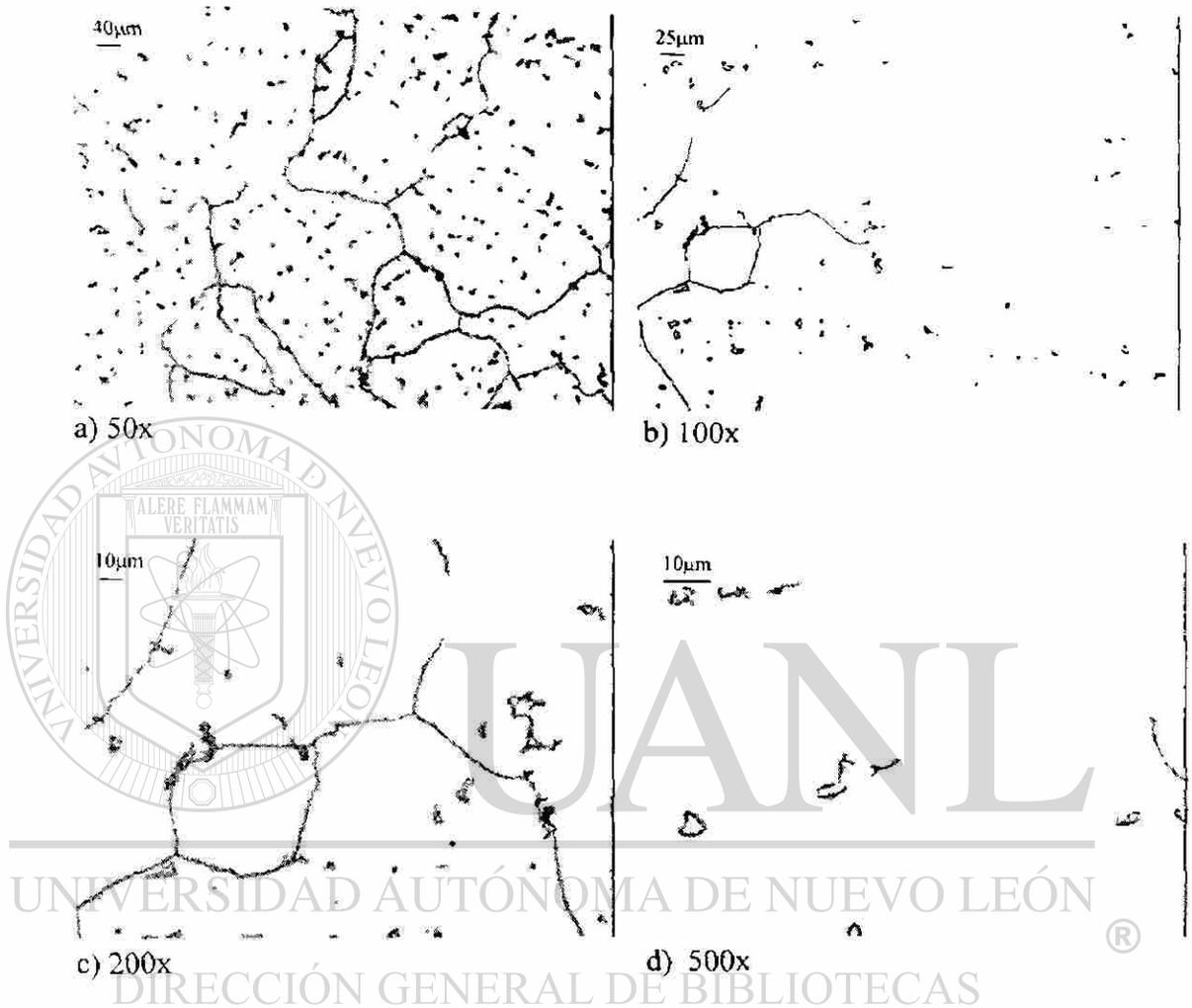


Figura 4.2 Microestructuras de la muestra testigo T/5.3 con ataque electrolytico en HCl a diferentes magnificaciones. Tratamiento de solución. 0.21%C. Microestructura formada por carburos globulares del tipo M_6C embebidos en una matriz rica en cobalto con una estructura cúbica centrada en las caras (fcc).

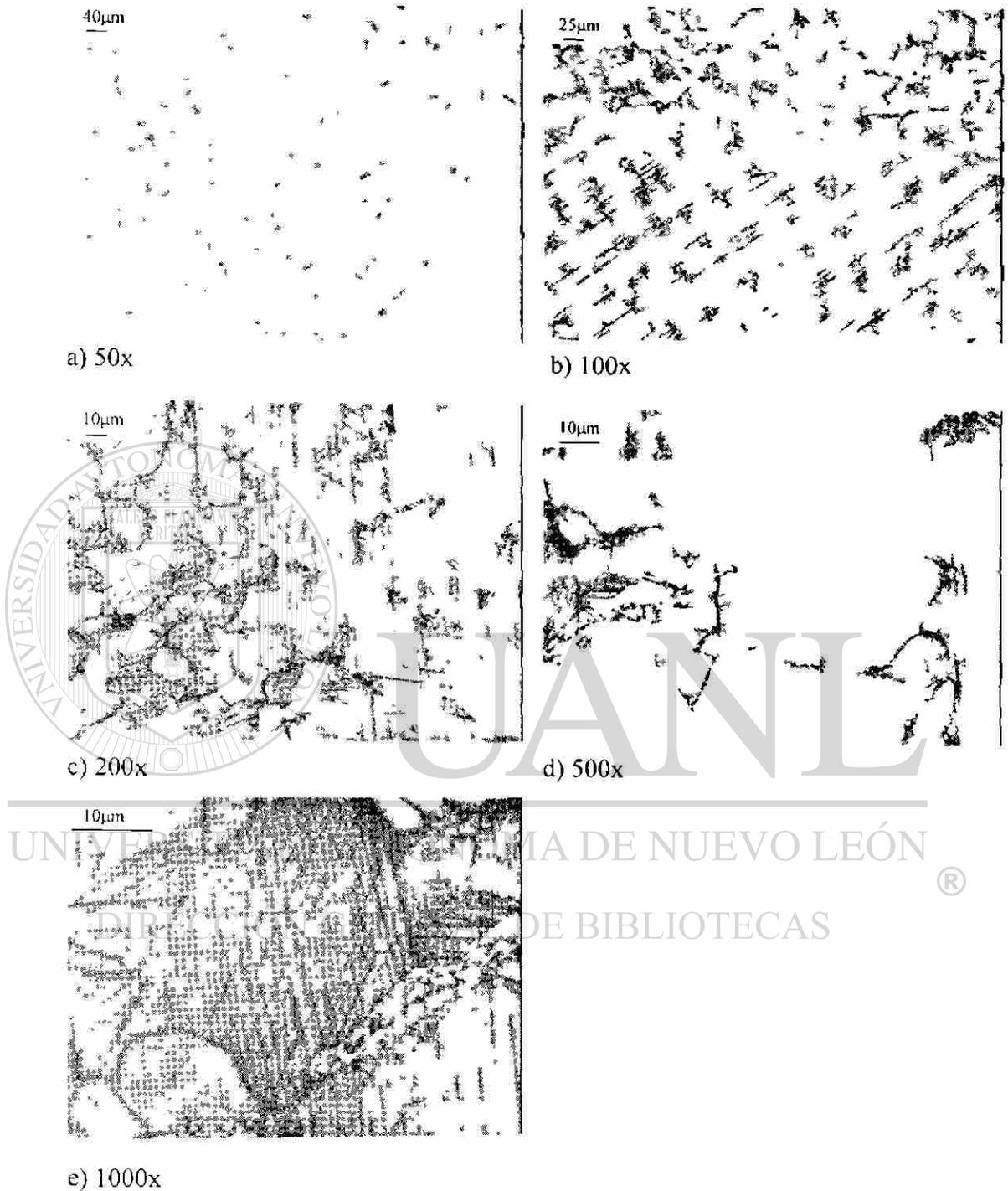


Figura 4.3 Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/5.6. Tratamiento combinado, 0.21 %C. Microestructura formada por carburos globulares del tipo M_6C embebidos en una matriz rica en cobalto con una estructura cúbica centrada en las caras (fcc) en la cual se ubican fallas de apilamiento en forma de estriaciones.

En las figuras 4.4, 4.5 y 4.6 se presentan las micrografías por microscopía óptica para las muestras testigo representativas de los tratamientos en la aleación de 0.31% de carbono. En la figura 4.4 se pueden observar las micrografías a diferentes aumentos de la muestra testigo identificada como T/9.6, la cual representa la microestructura superficial de las cabezas femorales de las muestras prototipo MP/9.4 y MP/9.5; la microestructura mostró una estructura típica de colada con una matriz rica en cobalto y con carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ en forma laminar y en forma de bloque, los carburos laminares se localizan preferencialmente en los límites de grano, mientras que la mayoría de los carburos con morfología de bloque, se presentaron en la parte interna de los granos. Por otra parte, se puede observar que en esta aleación, con un mayor contenido de carbono y a las mismas condiciones de solidificación, se precipitó una mayor cantidad de carburos laminares en la frontera de grano con respecto a la muestra testigo T/4.3, en la micrografía a) y b) de figura 4.4, se pueden observar que aún en los bordes de la muestra en donde hubo una mayor velocidad de solidificación, se precipitaron carburos laminares cuya formación se puede atribuir al incremento en la concentración de carbono.

En la figura 4.5 se puede observar a diferentes magnificaciones la microestructura de la muestra testigo T/6.3, la cual es representativa de las superficies de las cabezas femorales de las muestras prototipo MP/6.1 y MP/6.2, a estas muestras, se les aplicó un tratamiento de solución, el cual transformó los carburos primarios laminares y de bloque a carburos globulares. Los carburos con morfología globular se presentaron de dos formas: pequeños carburos aislados dentro del grano, y cadenas que normalmente se localizan en la frontera de grano, esto se puede apreciar con mayor claridad en la micrografía del inciso e) de la misma figura.

En la figura 4.6 se puede observar la microestructura a diferentes magnificaciones para la muestra testigo T/9.3, la cual representa el tratamiento combinado de solución parcial y envejecido para las muestras prototipo MP/9.1 y MP/9.2. De igual forma que en la aleación de bajo carbono, se presentaron los carburos con algunos indicios de transformación al tipo M_6C (puntos oscuros dentro del carburo visto en la micrografía

d) de la figura 4.6), fenómeno que será analizado por microscopía electrónica de barrido en la figura 4.21. Por otra parte, se genero fase hcp vista en la microestructura con forma de estriaciones dentro de cada grano.

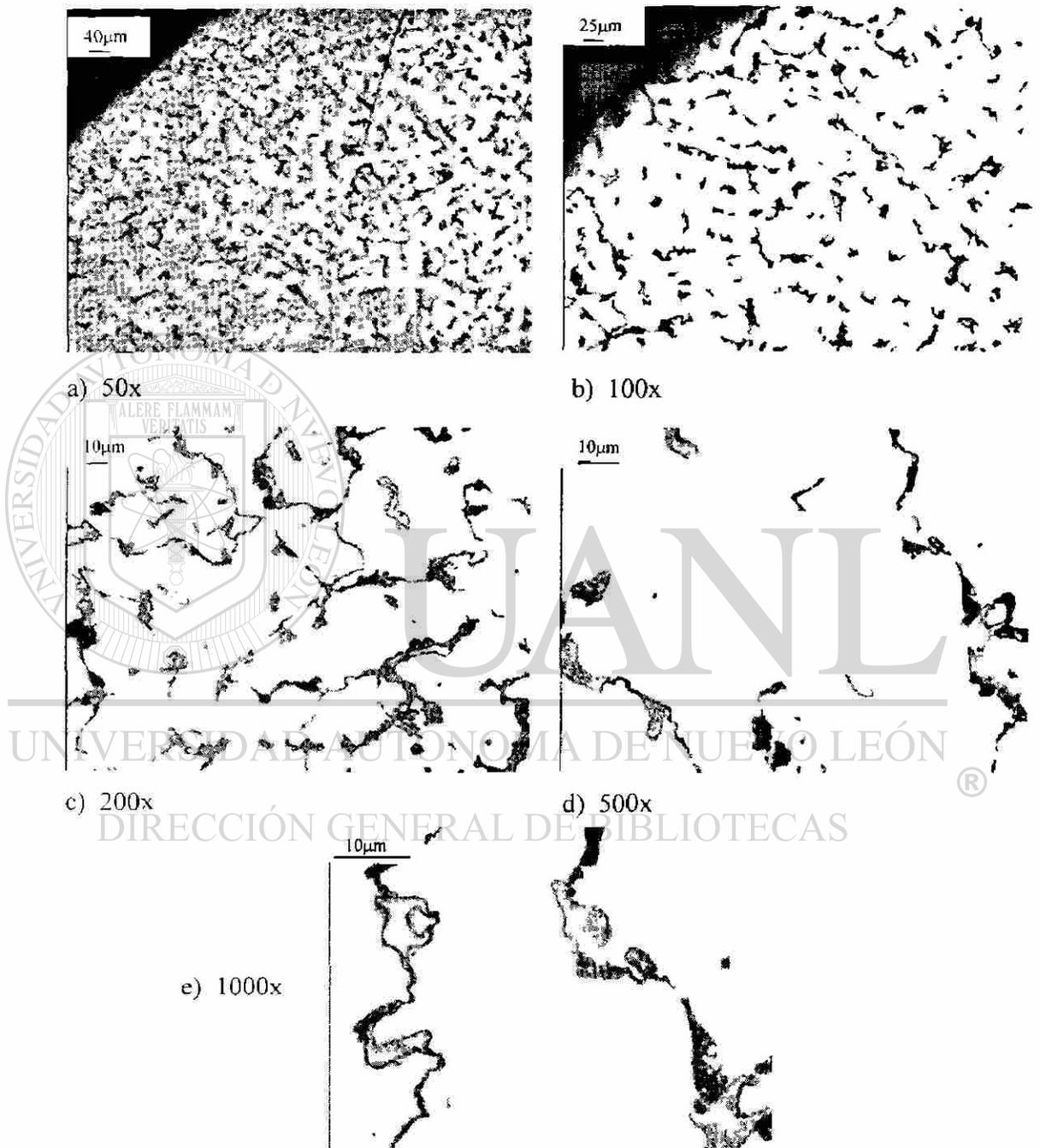


Figura 4.4 Microestructuras de la muestra testigo T/9.6 con ataque electrolítico en HCl. Condición de colada, 0.31%C. Microestructura típica de colada formada por carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ con morfología laminar y de bloque en matriz (fcc).

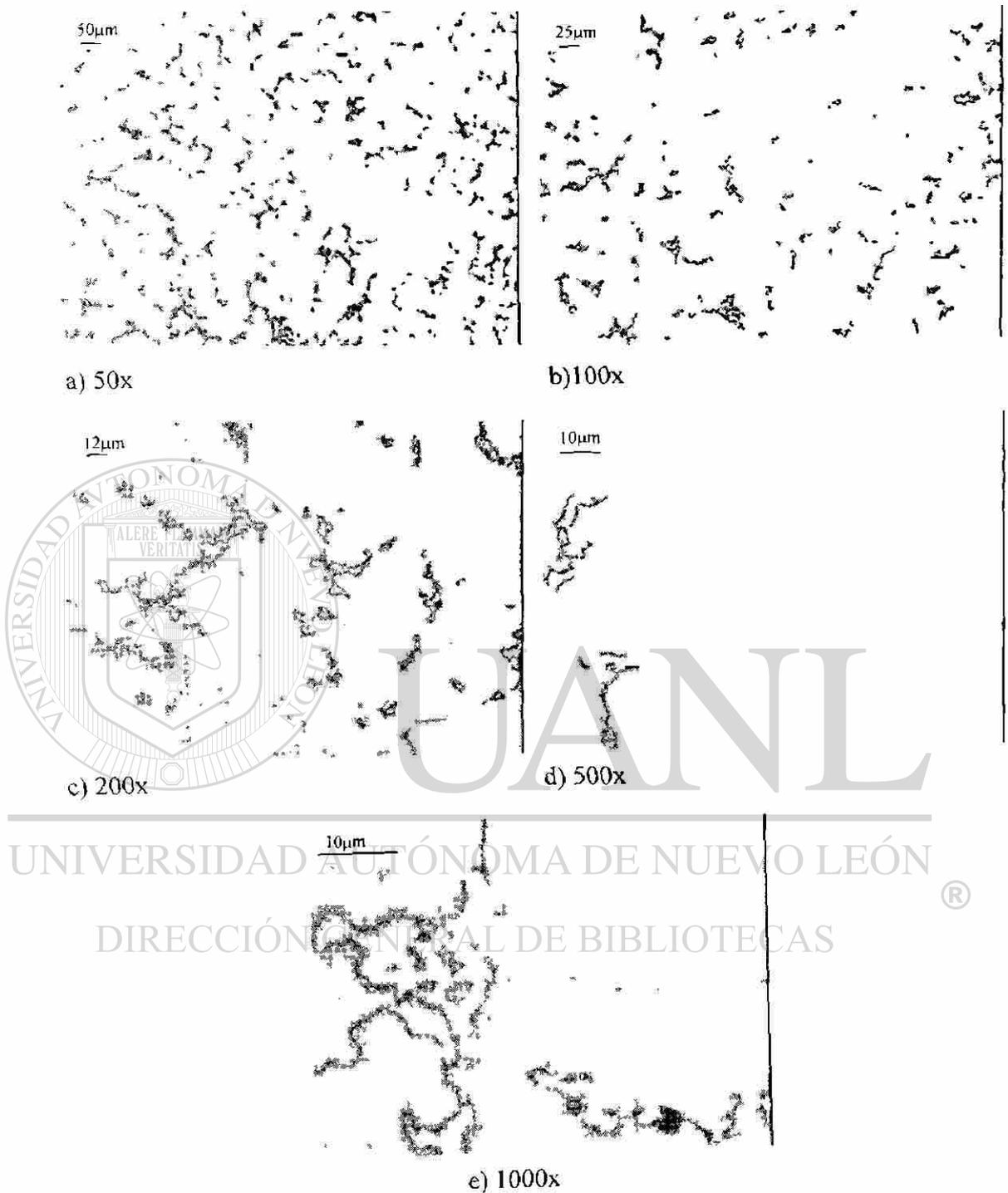


Figura 4.5 Microestructura de la muestra testigo T/6.3 con ataque electrolítico en HCl. Tratamiento de solución, 0.31 %C. Microestructura formada por carburos globulares del tipo M_6C embebidos en una matriz rica en cobalto con una estructura cúbica centrada en las caras (fcc).

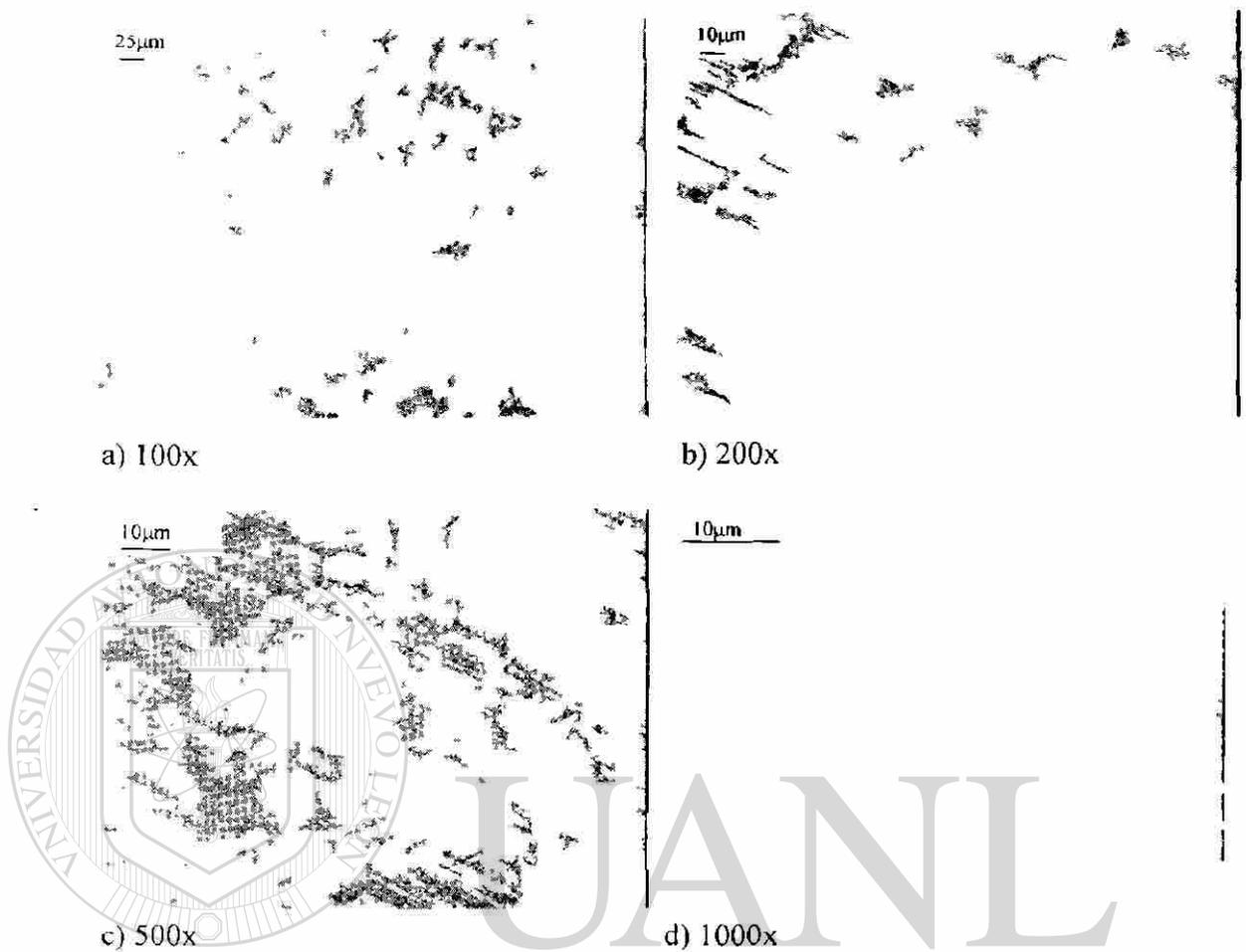
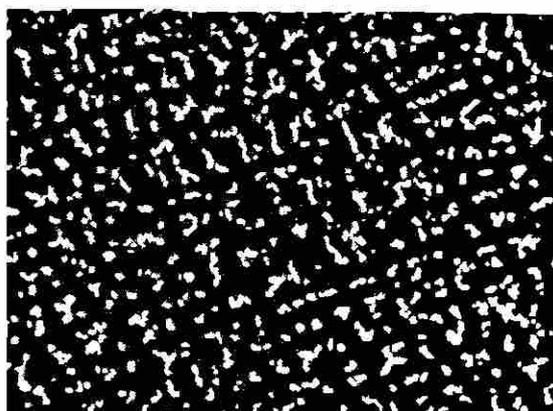


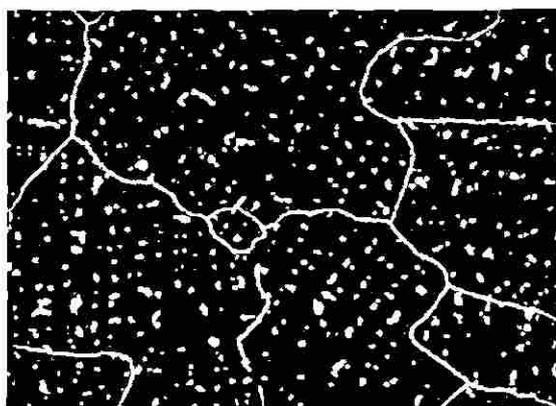
Figura 4.6 Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/9.3 con ataque electrolítico en HCl. Tratamiento combinado, 0.31 %C. Microestructura formada por carburos globulares del tipo M_6C embebidos en la matriz con estructura (fcc) en la cual se ubican fallas de apilamiento en forma de estriaciones.

4.2.2 Cuantificación de fases secundarias

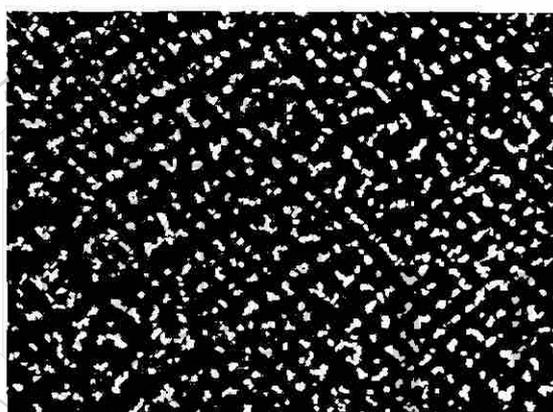
El análisis cuantitativo de carburos realizado en las muestra representativas de las muestras prototipo (muestras testigo), se efectuó en cada uno de los planos pulidos de las muestras testigo. En la figura 4.7 se observa un ejemplo de una de las micrografía utilizadas de cada muestra testigo. En la tabla 4.2 se puede observar el % de fracción de área ocupada por carburos para cada muestra testigo, este se obtuvo de un promedio de mediciones las cuales se pueden ver en el anexo A6.



100x T/4.3; Colada; 0.21 %C



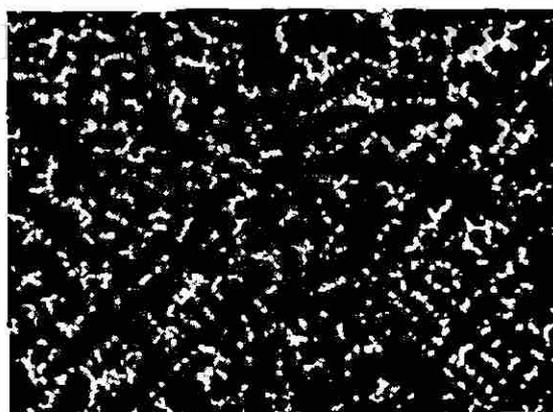
100x T/5.3; T. Solución; 0.21 %C



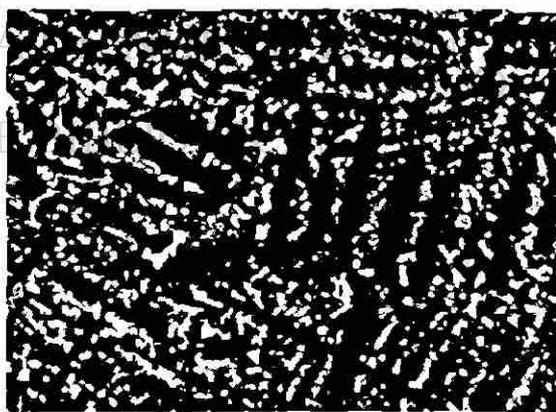
100x T/5.6; T. Combinado; 0.21 %C



100x T/9.3; Colada; 0.31 %C



100x T/6.3; T. Solución; 0.31 %C



100x T/9.6; T. Combinado; 0.31 %C

Figura 4.7 Ejemplo de campo oscuro de una de las zonas de las diferentes microestructuras utilizadas para cuantificar la fracción de área ocupada por carburos para cada muestra testigo.

Tabla 4.2 Resultados de fracción de área ocupada por carburos en muestras testigo

MUESTRAS	Carbono	Fracción de área ocupada por carburos		
Identificación	%	Tratamiento	% Área	Desviación estándar σ
T/4.3	0.21	Colada	9.05	0.5063
T/5.3		Solución	4.91	0.3746
T/5.6		Combinado	8.06	0.6555
T/9.6	0.31	Colada	12.1	0.59
T/6.3		Solución	5.77	0.4036
T/9.3		Combinado	10.66	1.083

4.3 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

En esta sección, se podrán observar micrografías y espectros de muestras testigo y muestras prototipo obtenidos en el MEB, con esta técnica se caracterizó detalladamente los cambios microestructurales inducidos por los tratamientos térmicos

4.3.1 MEB para muestras testigo "T" y muestras prototipo "MP" de bajo carbono

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En el inciso a) de la figura 4.8 se presenta la microestructura de la muestra testigo T/4.3 donde se pueden observar algunos carburos de bloque dentro de la matriz. En la parte del b) de la misma figura, se puede observar con mayor claridad, la morfología interna de un carburo en la cuál se realizó un análisis cualitativo mostrado en la parte del c) de la misma figura.



Figura 4.8 Microrgrafía electrónica de barrido de la muestra testigo T/4.3. Condición de colada, 0.31 %C. a) y b) micrografías y c) espectro de composición química del carburo en b).

En la figura 4.9 se puede observar la micrografía de la muestra prototipo MP/4.1 a una magnificación de 2000 aumentos, en la cual se observaron carburos similares a los de la muestra testigo T/4.3 vista en el inciso a) de la figura 4.8.

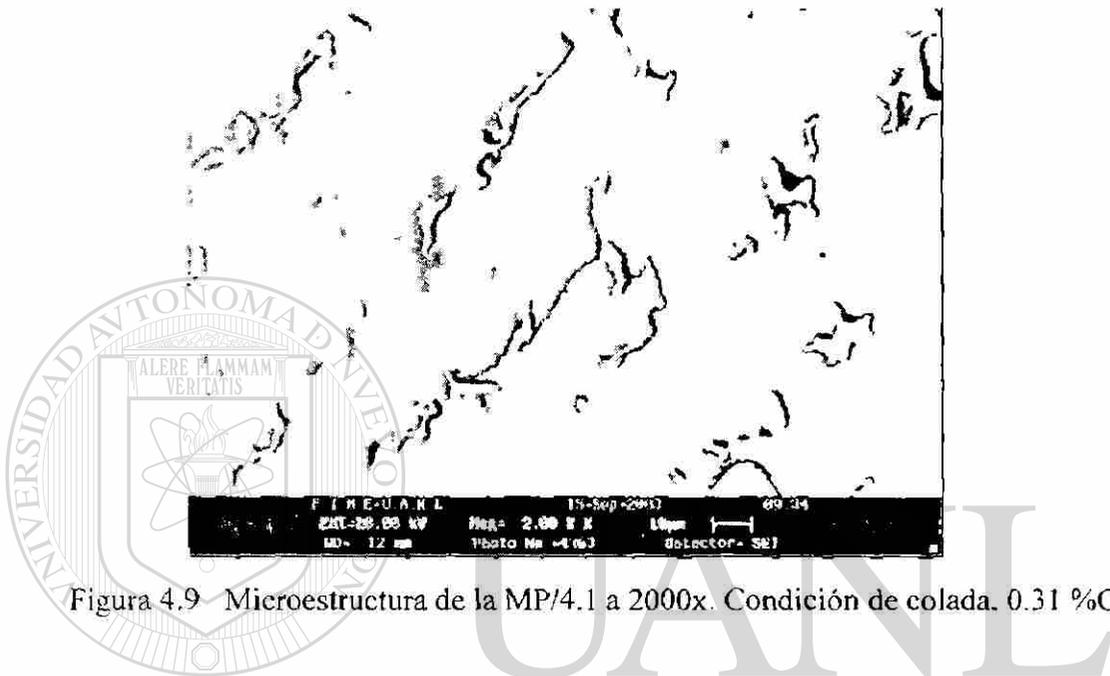


Figura 4.9 Microestructura de la MP/4.1 a 2000x. Condición de colada. 0.31 %C.

En la figura 4.10 se observa una micrografía de la muestra T/5.3 a 3000 aumentos, en esta, se encuentran posicionados algunos carburos con morfología globular provenientes de la transformación inducida por el tratamiento térmico de solución. En la figura 4.11, se pueden observar cuatro espectros de análisis cualitativo realizado en los puntos señalados en la micrografía de la figura 4.10; donde se encontró segregación de molibdeno en la frontera del carburo (zona con mayor claridad, ver sección a) mientras que el interior del carburo (zona gris, sección b) esta constituido principalmente por cromo, la mancha oscura señalada con la letra c de la misma figura, se formó debido a un sobre ataque electroquímico durante la preparación de la probeta. Por otra parte el espectro cualitativo realizado en la matriz (señalado con la letra d) muestra un contenido rico en cobalto y cromo lo cual era esperado debido a la composición química de esta aleación.

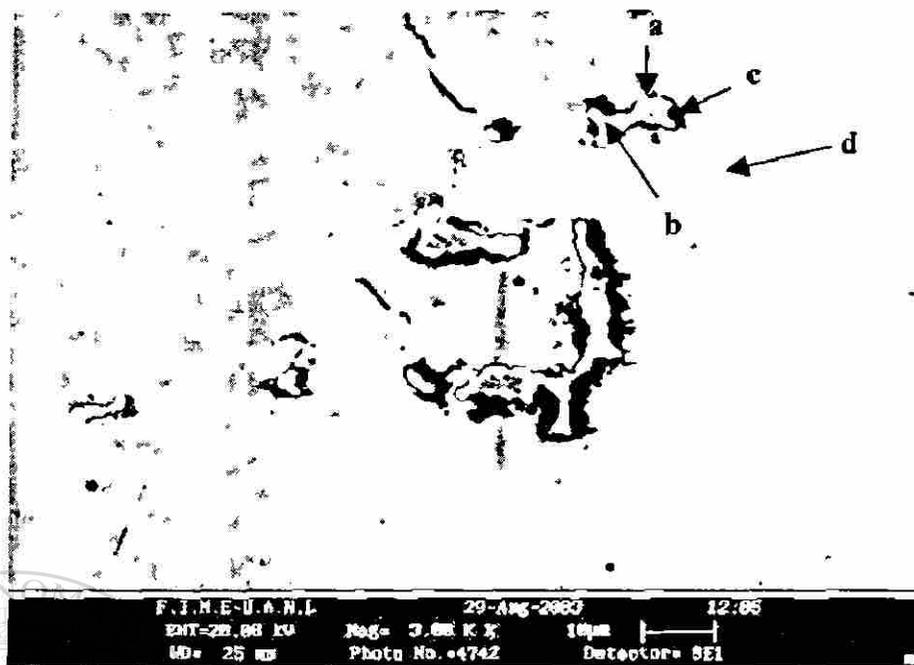


Figura 4.10 Micrografía de la muestra testigo T/5.3 a 3000x.



Figura 4.11 Espectros de análisis cualitativo de los puntos señalados en la micrografía de la muestra T/5.3 de la figura 4.10 **a)** Perímetro del carburo (zona blanca), **b)** interior del carburo (zona gris), **c)** mancha oscura y **d)** matriz.

En la figura 4.12 se presentan las micrografías de la muestra prototipo MP/5.1 a diferentes aumentos, donde se pueden observar algunos carburos con la misma morfología globular que la muestra testigo T/5.3 vista en la figura 4.10

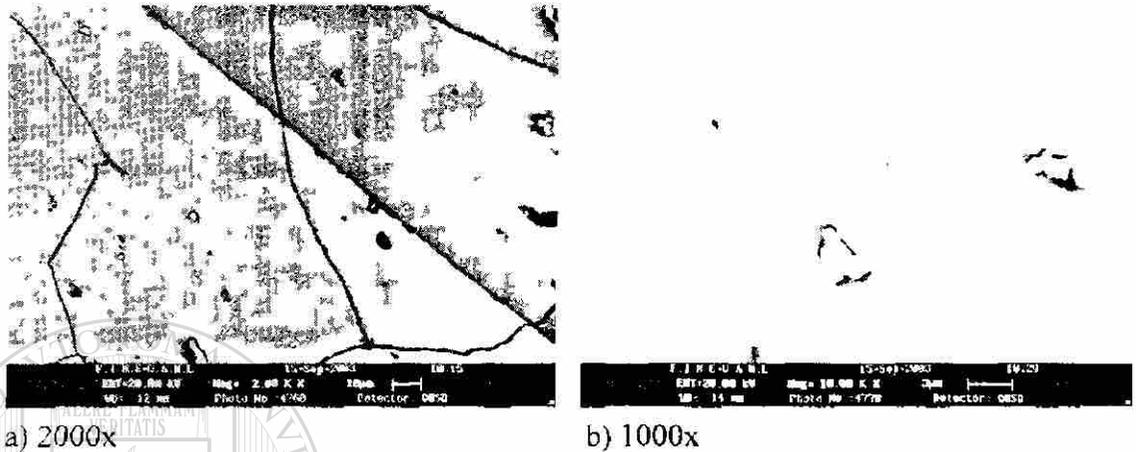


Figura 4.12 Micrografías de la muestra prototipo MP/5.1. Tratamiento de solución

En la figura 4.13 se pueden observar dos micrografías de la muestra testigo T/5.6. En la sección a) se presenta a 3000 aumentos mientras que la sección b), la cual esta señalada con varios números, se presenta a 11,500 aumentos. Cada número representa la zona donde se realizaron microanálisis cualitativos. En la figura 4.14 se pueden observar los espectros referentes a cada zona identificada.

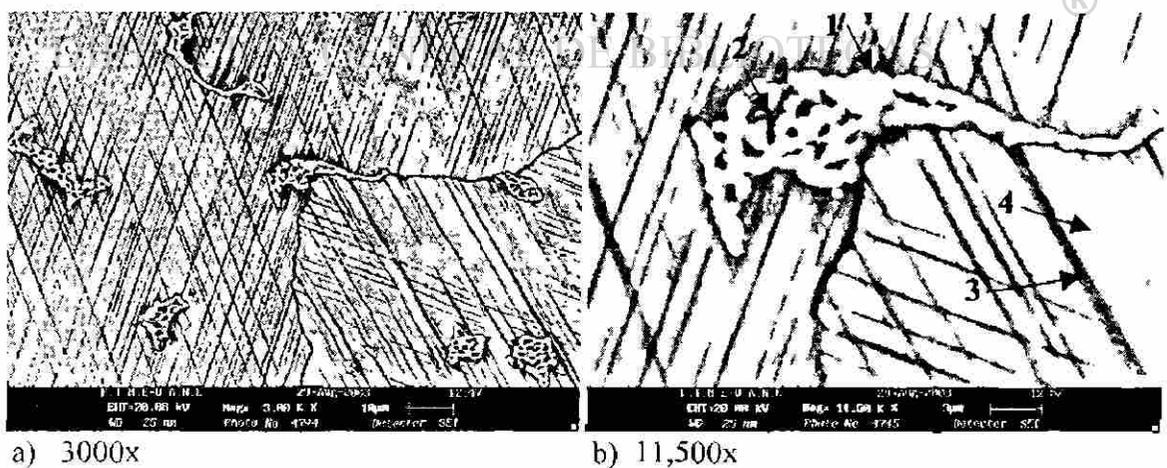


Figura 4.13 Microestructuras de la muestra testigo T/5.6.

Tratamiento combinado, 0.21%C.

4.3.2 MEB para muestras testigo "T" y muestras prototipo "MP" de alto carbono.

En la figura 4.16 se aprecia la micrografía de la muestra testigo T/9.6 a una magnificación de 3000 aumentos, en donde se pueden observar carburos de bloque dispersos en la matriz. Por otra parte, en la misma micrografía se alcanzan a observar algunos poros esféricos los cuales se formaron por gases atrapados durante la solidificación. Estos poros ya han sido observados y caracterizados en estas aleaciones [28]. En el inciso a) de la figura 4.17 se puede observar el espectro del análisis cualitativo para los carburos de bloque mientras que en el inciso b) se puede ver para la matriz.

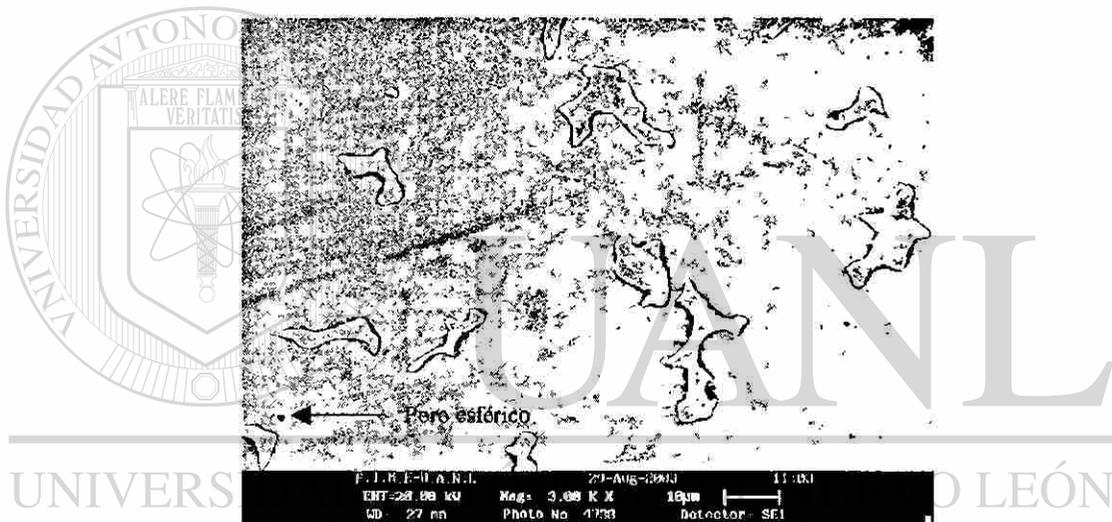
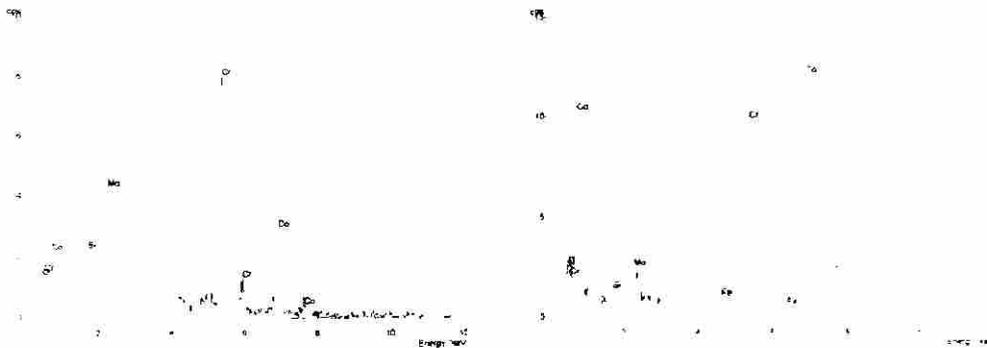


Figura 4.16 Micrografía a 3000x de la muestra prototipo T/9.6 mostrando poros por gas.



a) Espectro en carburo de bloque b) Espectro en matriz

Figura 4.17 Espectro cualitativo para muestra testigo T/9.6.

En la figura 4.18 se puede observar la micrografía de la muestra prototipo MP/9.4 a 2000 aumentos, la microestructura es similar a la muestra testigo (ver figura 4.16), la cual está formada por carburos dispersos en la matriz.

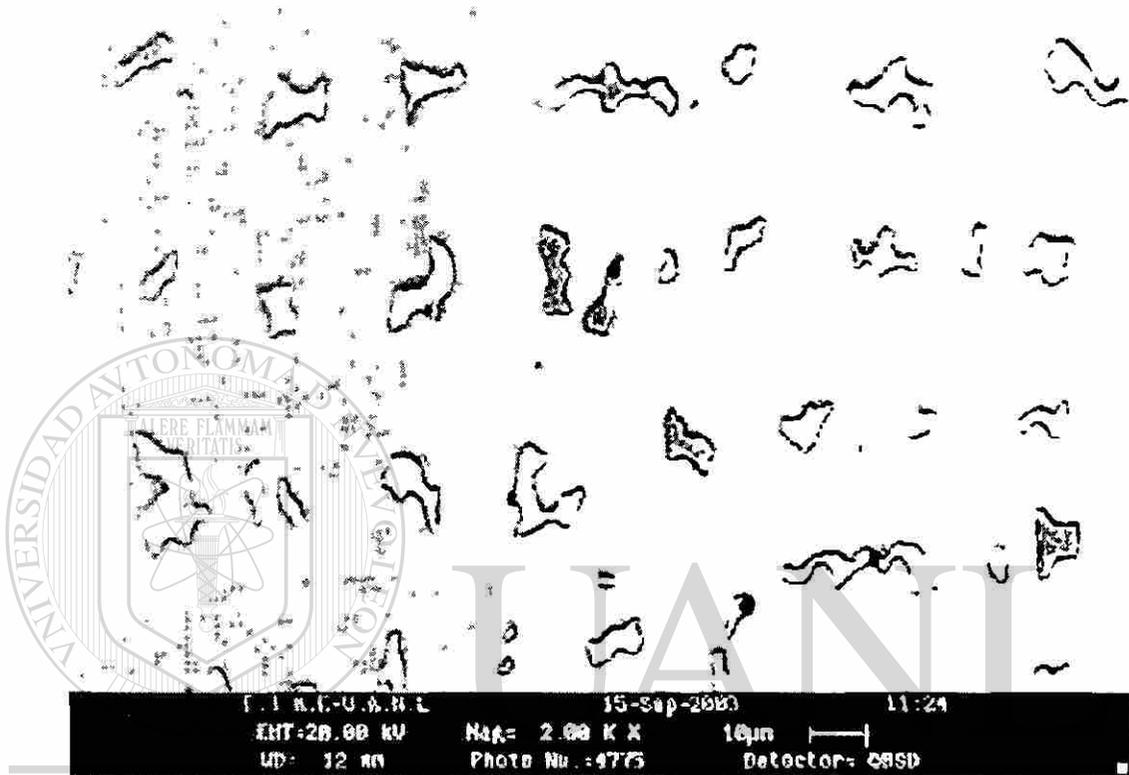


Figura 4.18 Micrografía a 2000x de la muestra prototipo MP/9.4.

En la figura 4.19 se puede observar la micrografía de la muestra testigo T/6.3 la cual representa el tratamiento de solución para las muestras prototipo de alto carbono, la magnificación de la fotomicrografía es de 3000 aumentos y esta formada por carburos globulares formados durante la transformación activada por el tratamiento térmico de solución. En esta micrografía se pueden apreciar cadenas de carburos ubicados en la frontera de grano y algunos carburos aislados dentro del grano. Las manchas oscuras que se observan en las fronteras de los carburos fueron generadas por un exceso de tiempo durante el ataque electroquímico utilizado.

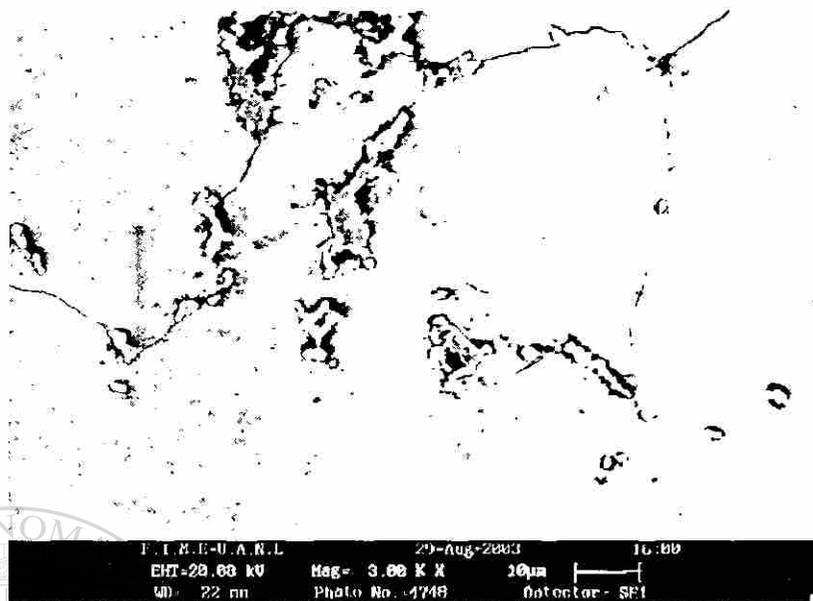


Figura 4.19 Micrografía de la muestra testigo T/6.3.
Tratamiento de solución, 0.31 %C.

En la figura 4.20 se puede ver la micrografía de la muestra prototipo MP/6.1 a 2000 aumentos, esta muestra una microestructura con al misma morfología y tamaño de carburos que su muestra testigo T/6.3



Figura 4.20 Micrografía de la muestra prototipo MP/6.1.
Tratamiento de solución, 0.31%C.

En la figura 4.21 se puede observar la micrografía de la muestra testigo T/9.3 mientras que en la figura 4.22 se presenta una micrografía de la muestra prototipo MP/9.1, a estas muestras se les aplicó un tratamiento térmico combinado de solución y envejecido. Se aprecian las bandas o estrias debido a las fallas de apilamiento.

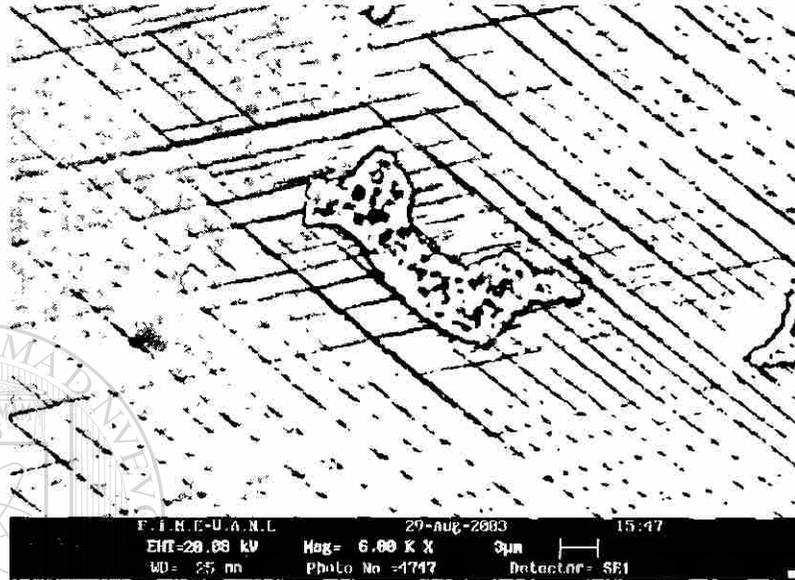


Figura 4.21 Micrografía a 6000x de la muestra testigo T/9.3. Tratamiento de solución, 0.31 %C.

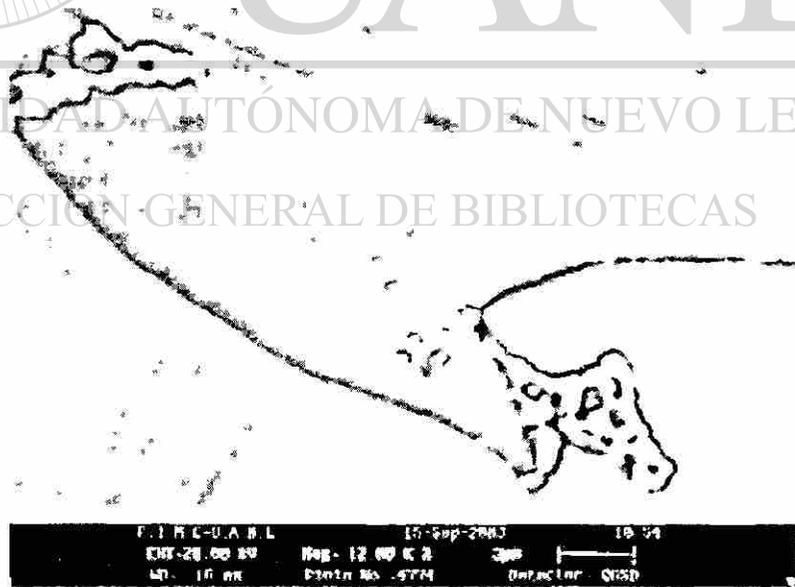


Figura 4.22 Micrografía de la muestra prototipo MP/9.1 a 12,000x. Tratamiento combinado, 0.31 %C.

4.4 Dureza

En la tabla 4.3 se presentan los valores de dureza Rockwell C de las muestras testigo. En la sección II del anexo A6, se muestran los valores de cada medición efectuada para obtener los promedios.

Tabla 4.3 Durezas para las microestructuras testigo con diferentes tratamientos

	Aleación con 0.21% C			Aleación con 0.31% C		
	Colada	TS	TC=TS _p + TE	Colada	TS	TC= TS _p + TE
Muestras	T/4.3	T/5.3	T/5.6	T/9.6	T/6.3	T/9.3
HRC	32.3	35.5	42.5	32.3	39	41.3

TS = Tratamiento de solución, TC = Tratamiento combinado, TS_p = Tratamiento de solución parcial, TE = Tratamiento de envejecido

4.5 Caracterización geométrica de las muestras prototipo (MP)

4.5.1 Rugosidad

El parámetro de rugosidad Ra para cada muestra prototipo, se puede observar en la tabla 4.4.

Tabla 4.4 Parámetro de rugosidad Ra de las muestras prototipo

Muestras Prototipo	Rugosidad Ra	Desviación
Identificación	(μm)	Estándar SD
MP/4.1	0.016	0.00505
MP/4.2	0.014	0.0009
MP/5.1	0.014	0.00208
MP/5.2	0.011	0.00152
MP/5.4	0.023	0.004
MP/5.5	0.021	0.00251
MP/9.4	0.013	0.00173
MP/9.5	0.013	0.00282
MP/6.1	0.017	0.00435
MP/6.2	0.010	0.00057
MP/9.1	0.016	0.00162
MP/9.2	0.017	0.0015

4.5.2 Esfericidad (error de forma) y huelgo

En la tabla 4.5 se presentan los valores de los diámetros, errores de forma y desviación estándar de las cabezas y copas conformantes de las muestras prototipo. Por otra parte, en la columna de la parte derecha, se presentan el valor del huelgo, el cual se obtuvo de la diferencia de diámetros entre la cabeza y la copa.

Tabla 4.5 Caracterización dimensional de los ensambles copa y cabeza de las muestras prototipo utilizadas en las pruebas tribológicas.

Muestra prototipo Id	Diámetro copa (ϕ_c) (mm)	Error de forma F_c (μm)	Diámetro cabeza (ϕ_H) (mm)	Error de forma F_H (μm)	HUELGO (H) $H = \phi_c - \phi_H$ (μm)
MP/4.1	30.0610	0.0680	29.9770	0.0200	84
MP/4.2	29.8030	0.0280	29.6330	0.0857	170
MP/5.1	29.4953	0.0406	29.3243	0.0335	171
MP/5.2	30.1619	0.0173	30.1519	0.0232	10
MP/5.4	29.8468	0.0253	29.6138	0.0247	233
MP/5.5	30.0138	0.0163	30.0238	0.0240	-10
MP/9.4	30.2603	0.0426	30.1303	0.0578	130
MP/9.5	30.2999	0.0582	30.1639	0.0123	136
MP/6.1	30.2067	0.0299	30.2267	0.0713	-20
MP/6.2	30.0156	0.0480	29.9156	0.0510	100
MP/9.1	29.8915	0.0583	29.6805	0.0230	211
MP/9.2	30.3594	0.0618	30.3584	0.0525	1

4.6 Resultados de pruebas tribológicas

4.6.1 Contacto

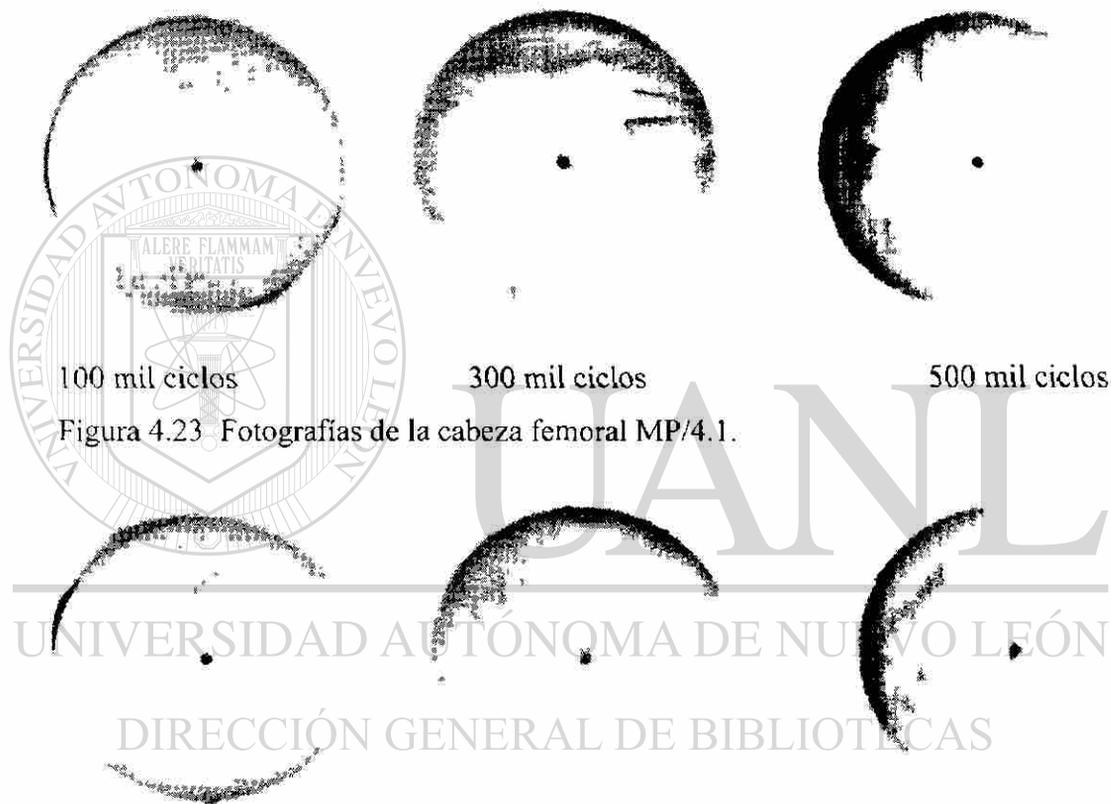
4.6.1.1 Área nominal de contacto

En la tabla 4.6 se presentan los valores de área ocupada por las huellas de contacto para las cabezas femorales probadas, estas fueron medidas mediante análisis de imágenes de las fotografías tomadas desde el plano frontal tal como se puede ver en los gráficos de las figuras 4.23 a 4.34; por otra parte, las mediciones se realizaron a los 100 mil, 300 mil y 500 mil ciclos de pruebas como se puede ver en las columnas de la misma tabla.

Tabla 4.6 Fracción de área ocupada por la huella de contacto

Cabezas MP	% de área de contacto nominal		
	100 mil	300 mil	500 mil
Id			
MP/4.1	61	70	82
MP/4.2	18	35	65
MP/5.1	35	60	91
MP/5.2	60	63	68
MP/5.4	61	76	99
MP/5.5	61	66	72
MP/9.4	59	60	63
MP/9.5	87	89	91
MP/6.1	45	47	49
MP/6.2	64	69	74
MP/9.1	77	83	91
MP/9.2	19	40	60

En las siguientes figuras, se puede observar la zona de contacto de las cabezas probadas en la máquina de desgaste; cada figura muestra tres fotografías amplificadas un 25% de sus dimensiones reales, donde se puede observar la evolución de la huella durante la prueba tribológica.



100 mil ciclos

300 mil ciclos

500 mil ciclos

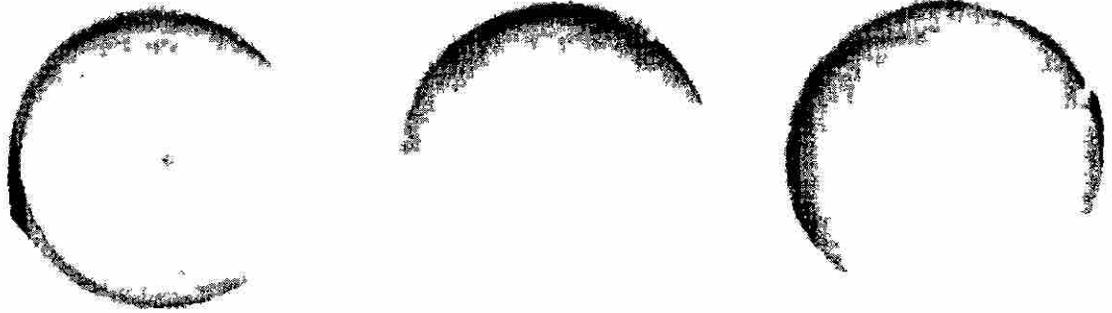
Figura 4.23 Fotografías de la cabeza femoral MP/4.1.

100 mil ciclos

300 mil ciclos

500 mil ciclos

Figura 4.24 Fotografías de la cabeza femoral MP/4.2.

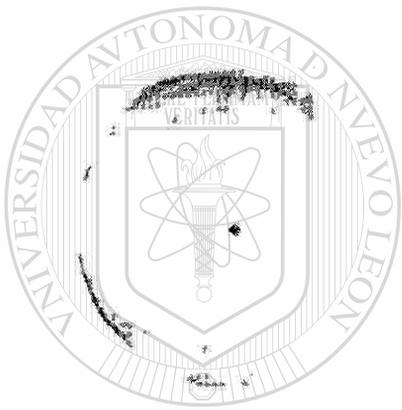


100 mil ciclos

300 mil ciclos

500 mil ciclos

Figura 4.25 Fotografías de la cabeza femoral MP/5.1.



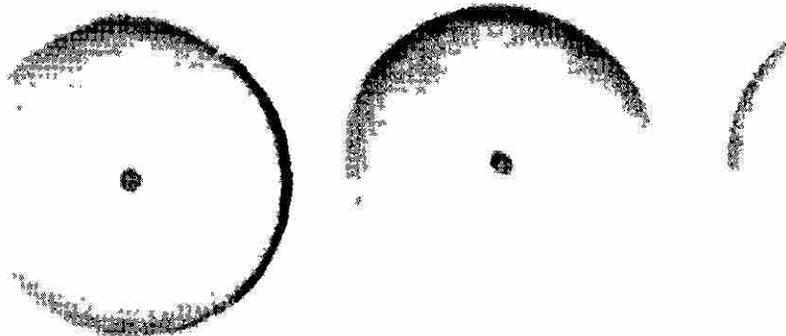
100 mil ciclos

300 mil ciclos

500 mil ciclos

Figura 4.26 Fotografías de la cabeza femoral MP/5.2.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

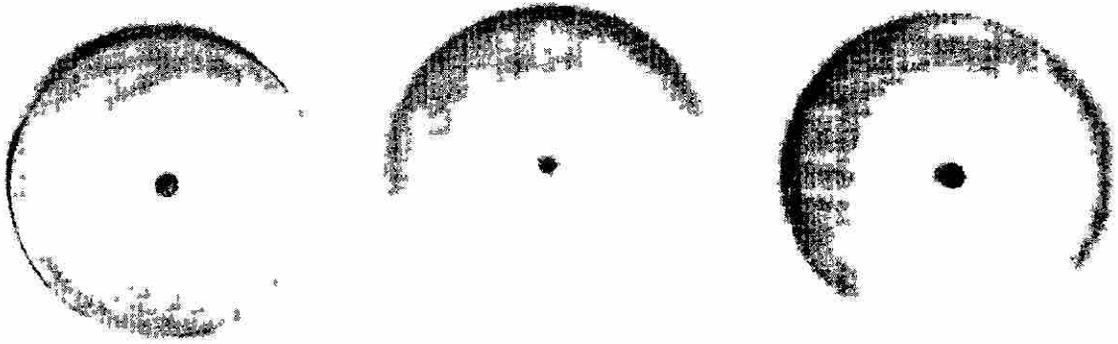


100 mil ciclos

300 mil ciclos

500 mil ciclos

Figura 4.27 Fotografías de la cabeza femoral MP/5.4.

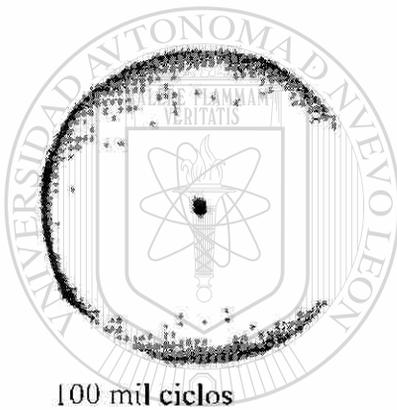


100 mil ciclos

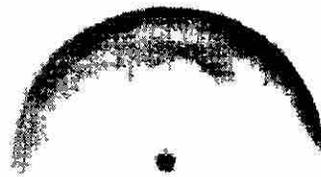
300 mil ciclos

500 mil ciclos

Figura 4.28 Fotografías de la cabeza femoral MP/5.5.



100 mil ciclos



300 mil ciclos



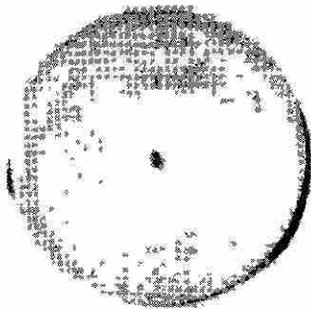
500 mil ciclos

Figura 4.29 Fotografías de la cabeza femoral MP/9.4.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

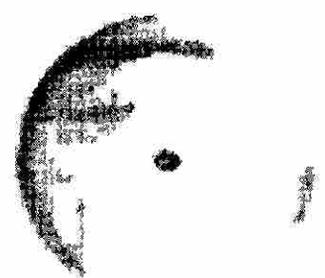
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



100 mil ciclos

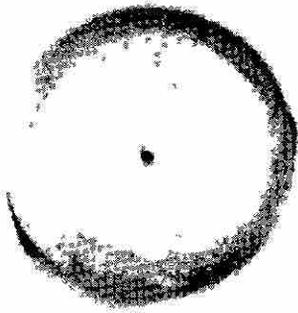


300 mil ciclos

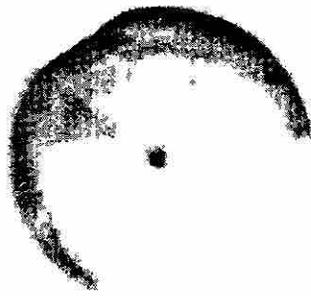


500 mil ciclos

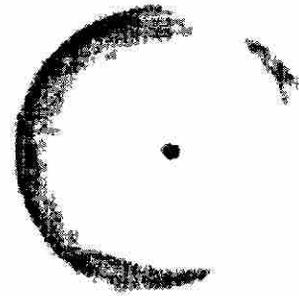
Figura 4.30 Fotografías de la cabeza femoral MP/9.5.



100 mil ciclos

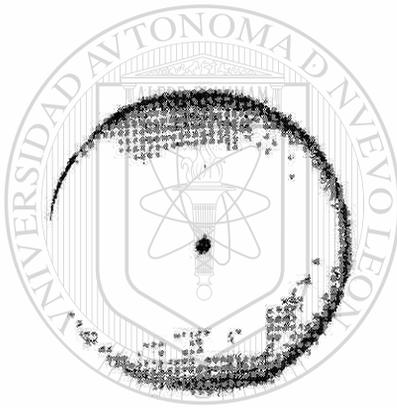


300 mil ciclos



500 mil ciclos

Figura 4.31 Fotografías de la cabeza femoral MP/6.1.



100 mil ciclos

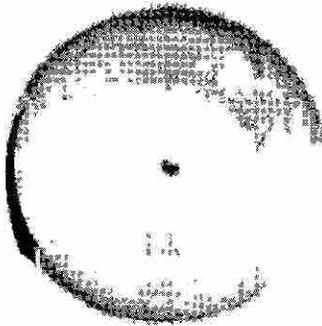


300 mil ciclos

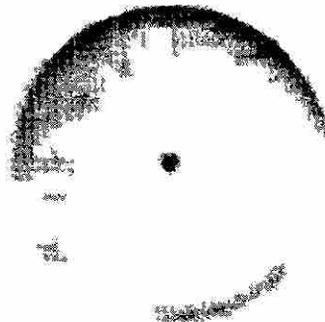


500 mil ciclos

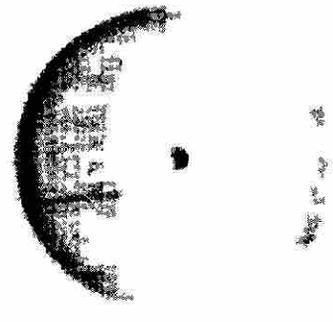
Figura 4.32 Fotografías de la cabeza femoral MP/6.2.



100 mil ciclos

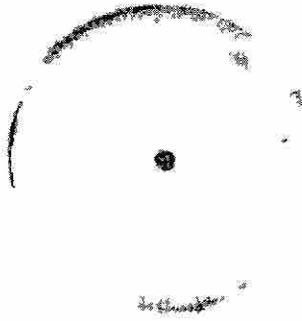


300 mil ciclos



500 mil ciclos

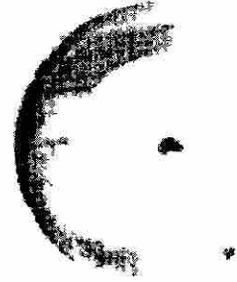
Figura 4.33 Fotografías de la cabeza femoral MP/9.1.



100 mil ciclos



300 mil ciclos



500 mil ciclos

Figura 4.34 Fotografías de la cabeza femoral MP/9.2.

4.6.1.2 Torque de fricción

En la tabla 4.7 se presentan los valores de torque medidos para cada muestra prototipo antes de iniciar los 200 mil ciclos de pruebas tribológicas

Tabla 4.7 Torques de fricción para el contacto de las muestras prototipo

Muestras prototipo	Fuerza de Torque (Kgf)
MP/4.1	5,48
MP/4.2	3,60
MP/5.1	4,07
MP/5.2	5,60
MP/5.4	4,24
MP/5.5	5,53
MP/9.4	4,34
MP/9.5	4,66
MP/6.1	5,66
MP/6.2	3,88
MP/9.1	4,00
MP/9.2	6,59

4.6.2 Desgaste

4.6.2.1 Desgaste Total

En la figura 4.35 se observa el comportamiento tribológico de las muestras prototipo ensayadas a 500 mil ciclos, para este caso, el desgaste de cada MP se obtuvo con la suma de la pérdida en peso de la cabeza y de la copa.

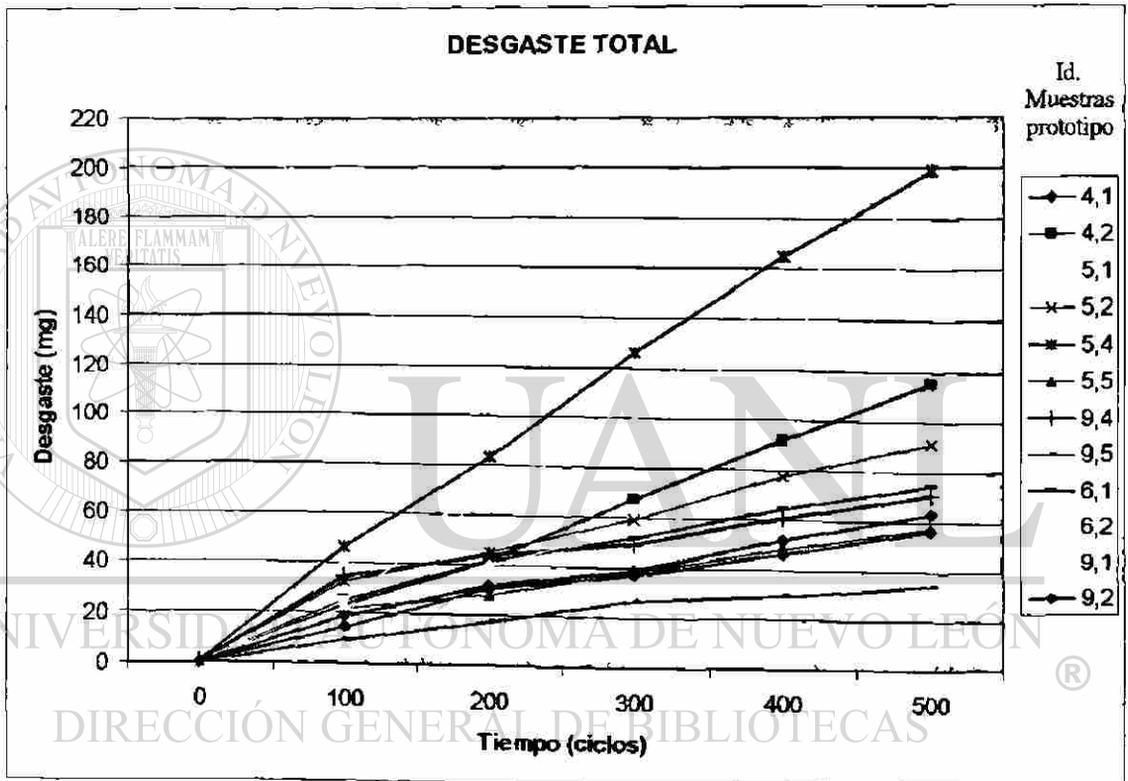


Figura 4.35 Desgaste total (perdida en peso de cabeza y copa) de muestras prototipo.

4.6.2.2 Desgaste en cabezas y en las copas de las muestras prototipo.

En la figura 4.36, se muestra el gráfico correspondiente al desempeño tribológico de cada una de las cabezas conformantes de las muestras prototipo, mientras que en la figura 4.37 se puede observar la gráfica correspondiente a las copas de los ensamble de las muestras prototipo.

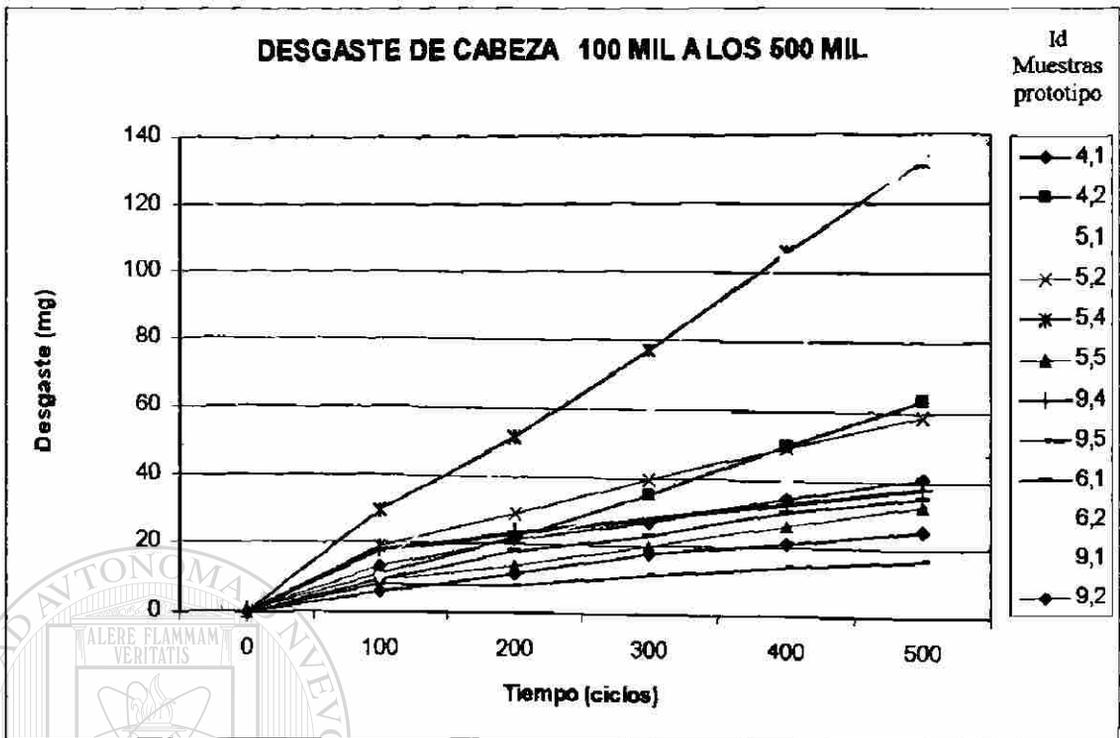


Figura 4.36 Desgaste en cabezas femorales de las muestras prototipo.

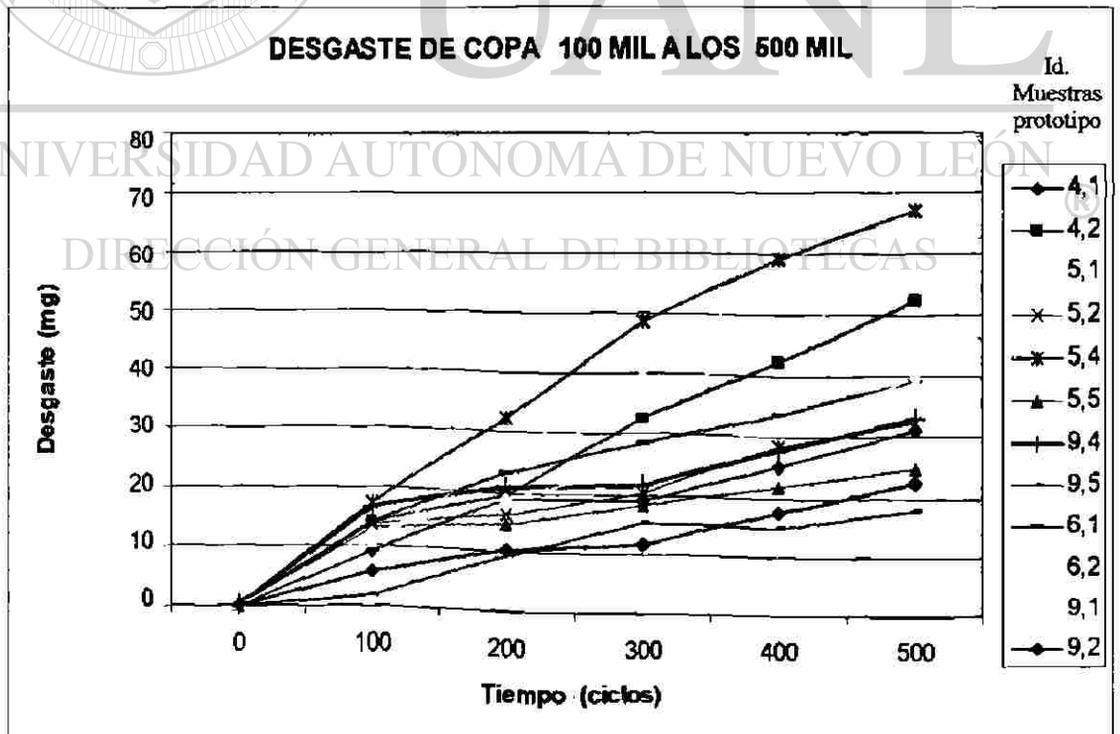


Figura 4.37 Desgaste en copas de las muestras prototipo.

4.6.2.3 MEB a 100 mil ciclos

Como se mencionó en el capítulo anterior, se realizó MEB en tres lapsos de las pruebas tribológicas: 100 mil, 300 mil y 500 mil ciclos. Para los 100 mil ciclos, se analizaron las muestras prototipos MP/4.1, MP/5.1 y MP/5.4 las cuales representan las microestructuras de los tres tratamientos o condiciones para bajo carbono. El objetivo de analizar de forma intermedia algunas de las muestras prototipo, fue el de monitorear progresivamente el desgaste incurrido en las muestras prototipo durante el desarrollo de las pruebas tribológicas.

MEB a muestra prototipo MP/4.1

En la parte **a)** de la figura 4.38, se puede observar la micrografía a bajas magnificaciones (400x) de la MP/4.1 mostrando en forma general el daño por desgaste, en el inciso **b)** de la misma figura, se puede observar el espectro cualitativo realizado en el recuadro de la micrografía, donde se puede ver la composición típica de la aleación. En los incisos **a)** y **b)** de la figura 4.39 se puede observar a mayor detalle la morfología de los pequeños huecos en donde se realizó un análisis cualitativo mostrado en el inciso **c)**, los huecos observados con tamaños entre 10 y 30 micrómetros coinciden en tamaño y forma con los carburos de colada vistos en la misma muestra antes de probarla en la máquina de desgaste, esto se puede apreciar en la figura 4.9. El desprendimiento de algunos de estos carburos pudo haberse debido al contacto entre dos carburos promoviendo la fractura parcial o total durante los primeros 100 mil ciclos dejando estas huellas en la matriz, por otra parte, se pueden apreciar con mucho menor resolución algunas porosidades de menor tamaño observadas en el inciso **b)** de la figura 4.39.

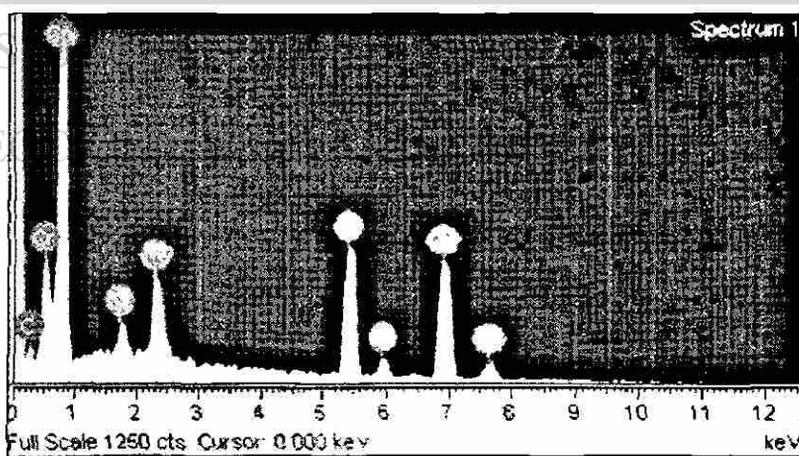
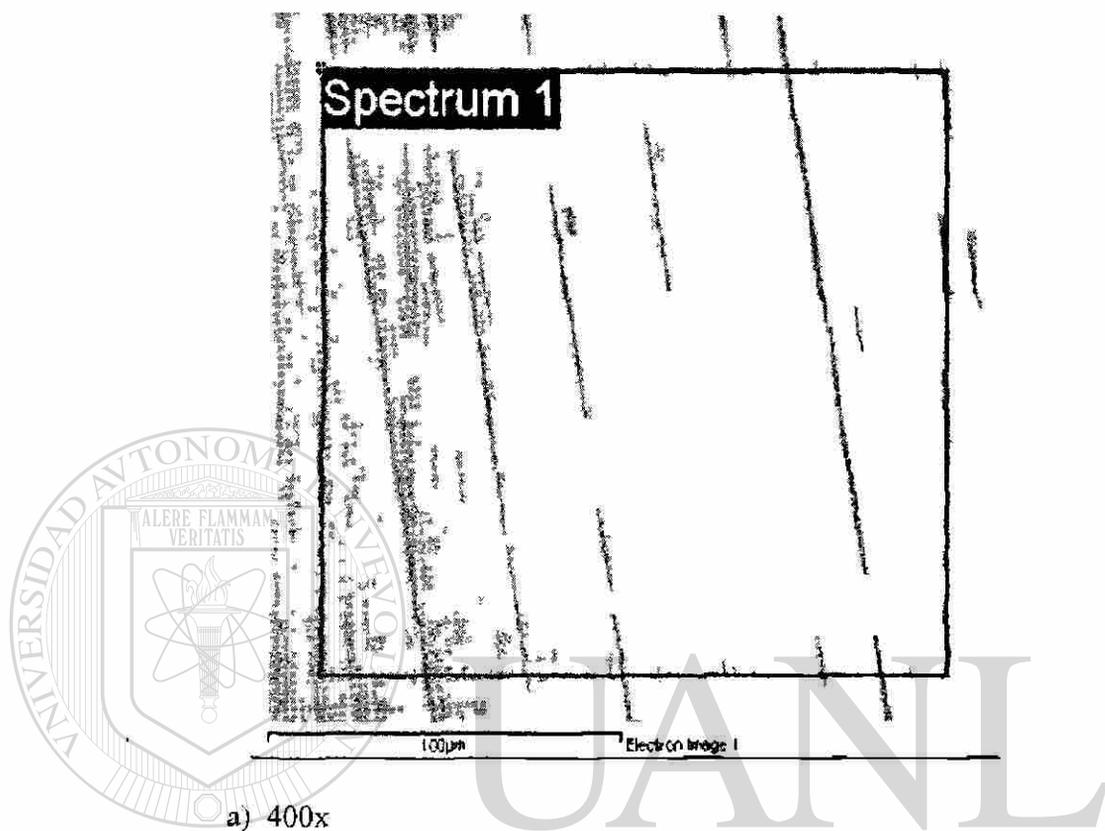
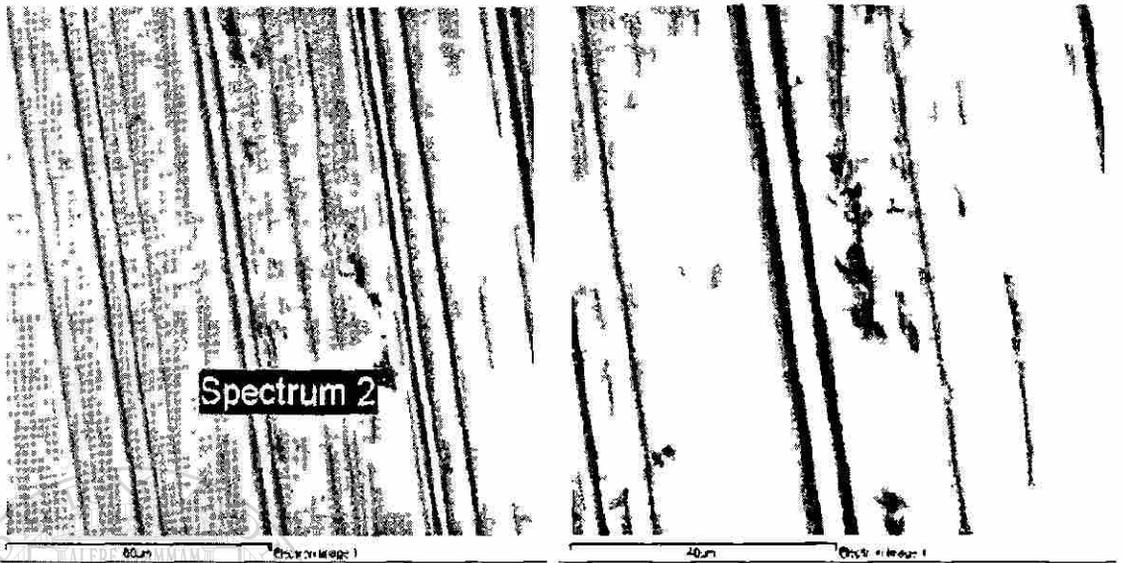
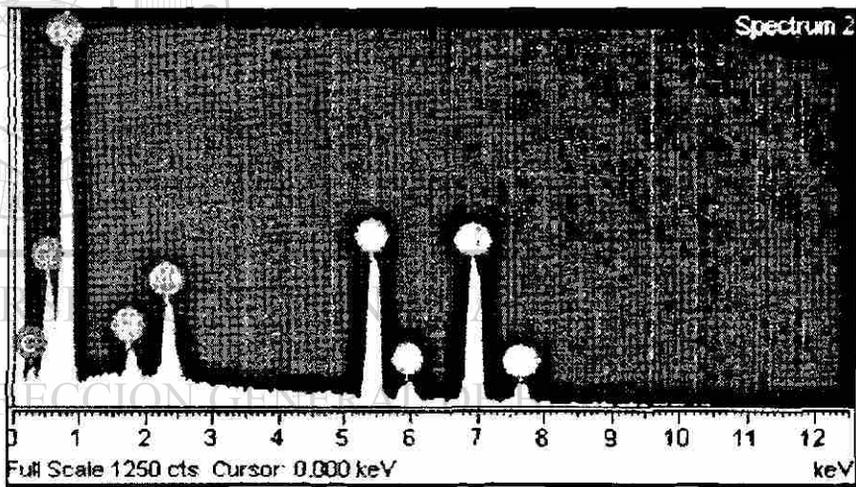


Figura 4.38 Micrografía y espectro cualitativo de la muestra prototipo MP/4.1.



a) 800x

b) 1600x



c) análisis cualitativo en la zona identificada como spectrum 2

Figura 4.39 Micrografía y espectro cualitativo de la muestra prototipo MP/4.1.

MEB a muestra prototipo MP/5.1

En los incisos a) y b) de la figura 4.40, se pueden observar las micrografías y espectros cualitativos de las muestras prototipo MP/5.1. En el inciso a) se presenta el espectro cualitativo en la película adherida a la superficie metálica identificada como “spectrum 1”. El análisis mostró un incremento de carbono, cromo y oxígeno con respecto al análisis cualitativo realizado al metal base visto en el inciso b) de la figura 4.40. Durante los primeros 100 mil ciclos se adhirió una capa de suero bovino lo cual puede influir sobre el comportamiento del sistema tribológico, esto se discutirá en el siguiente capítulo.

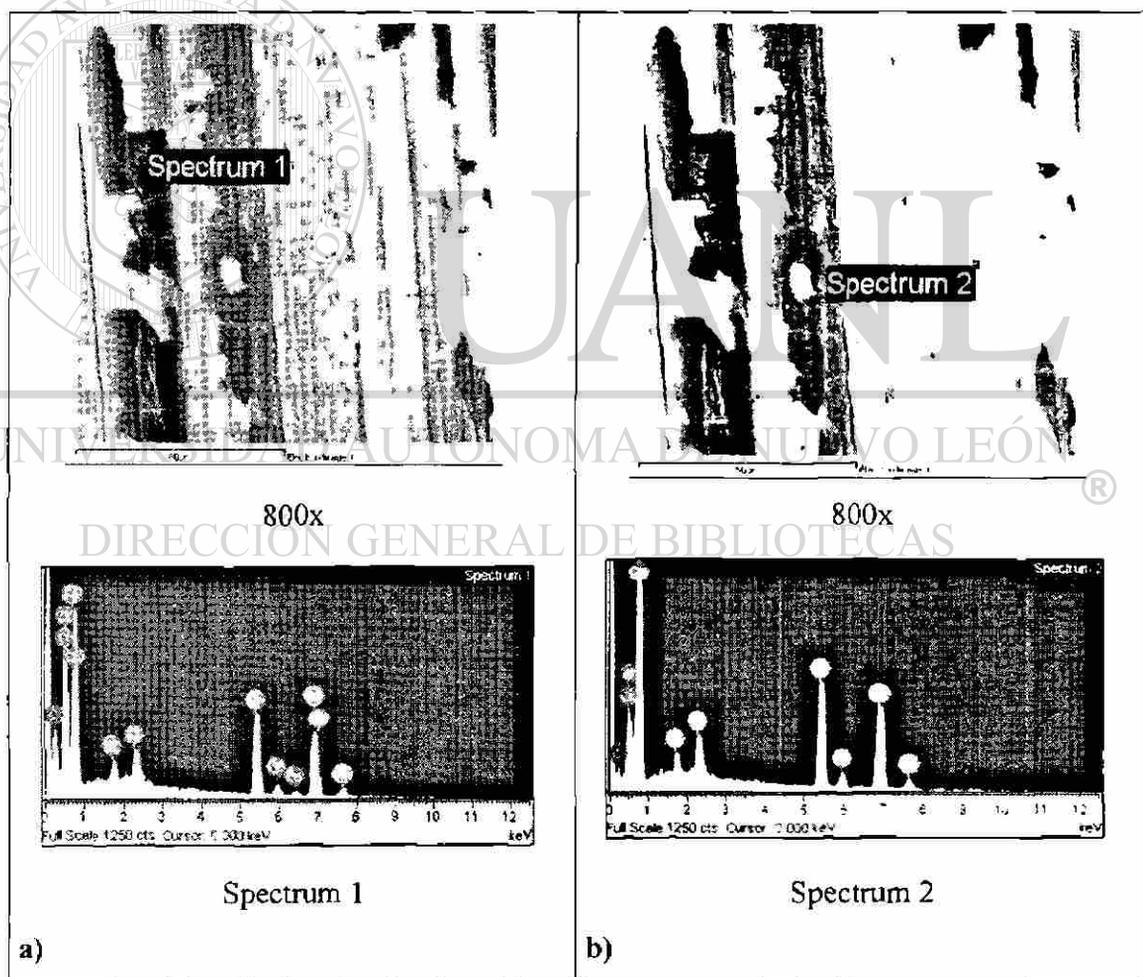


Figura 4.40 Micrografía y espectro cualitativo de la muestra prototipo MP/5.1.

MEB a muestra prototipo MP/5.4

En la figura 4.41 se pueden observar las micrografías a diferentes aumentos de la MP/5.4. En esta muestra, los daños por desgaste se observaron en dos formas: Surcos orientados en la misma dirección del movimiento y desprendimientos de partículas. Los surcos son de diferentes espesores, sin embargo oscilan entre los $2\mu\text{m}$ y $5\mu\text{m}$ según se puede ver a mayor detalle en la figura 4.42.

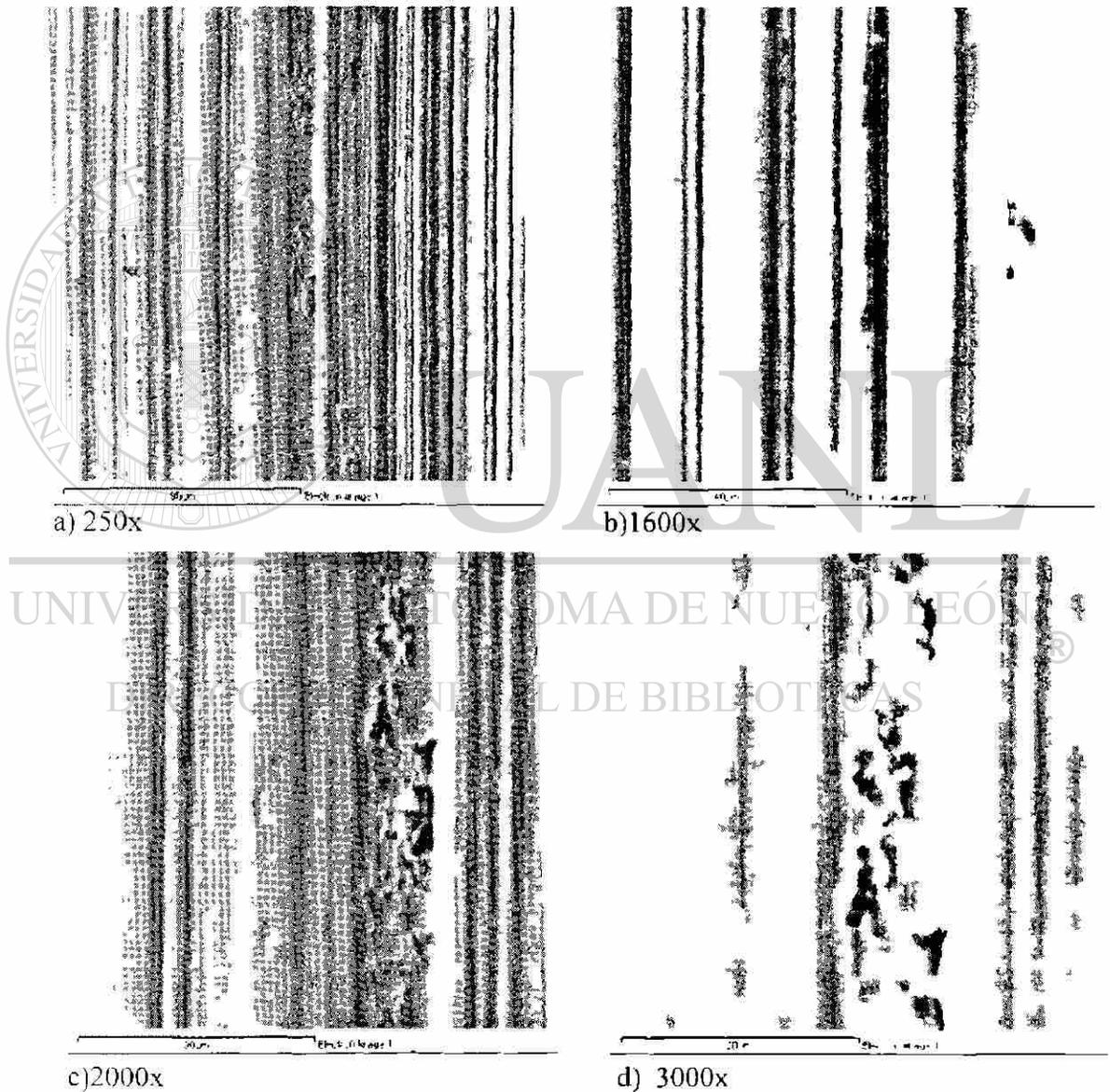


Figura 4.41 Micrografías a diferentes aumentos de la MP/5.4. a) y b) muestran principalmente surcos por abrasión, en c) y d) se observan cavidades entre surcos.

En la figura 4.42 se pueden observar los surcos ubicados entre la zona de contacto y la de no contacto, es decir, entre la zona desgastada y la zona polar de la cabeza la cual no alcanza a tener contacto, esto se puede observar de forma macro en la fotografía de la figura 4.27. En el inciso a) de la figura 4.42 se puede apreciar una capa adherida a la superficie, mientras que en el inciso b), se puede ver a mayor detalle la deformación plástica en el borde de los surcos.

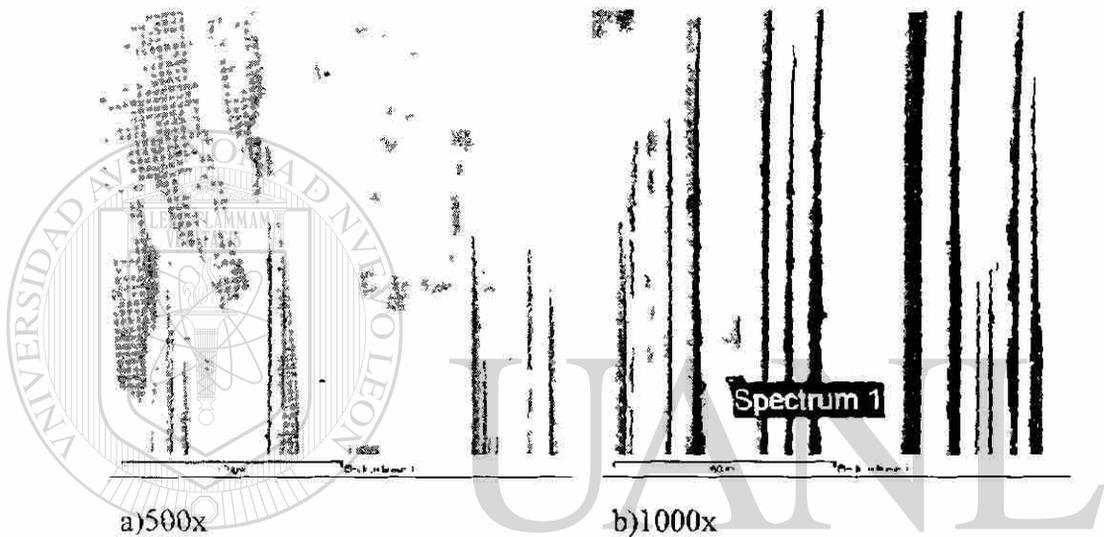
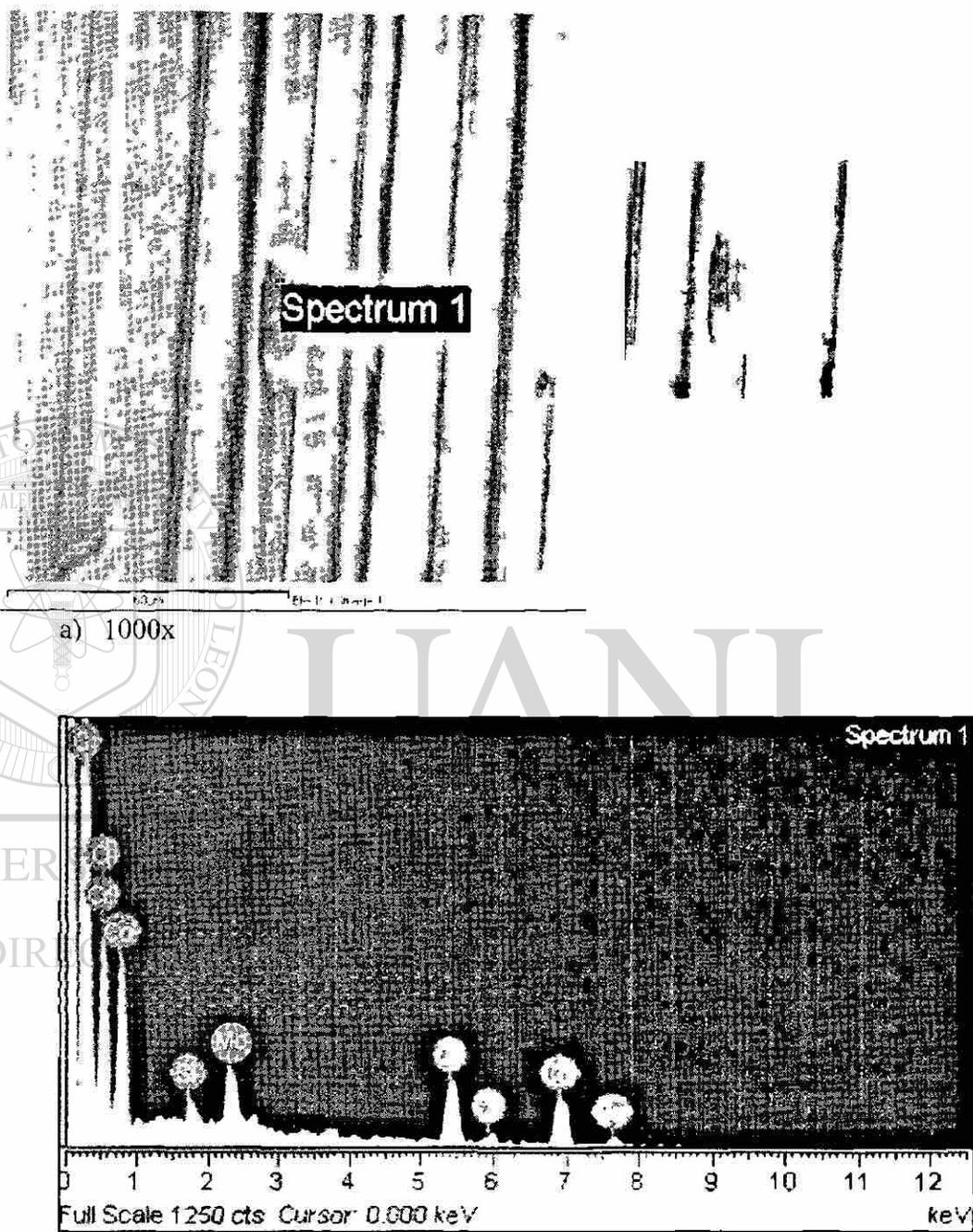


Figura 4.42 Micrografías de la MP/5.4. a) Interfase de zona de desgaste, b) se observa material deformado plásticamente durante la formación de los surcos.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En el inciso a) de la figura 4.43, se puede observar la micrografía para la misma muestra a 1000 aumentos en donde se alojó una partícula en uno de los surcos, la cual subsistió al proceso de limpieza con ultrasonido descrito en el punto 3.5.2 del capítulo anterior. El espectro cualitativo que se puede ver en el inciso b), muestra una composición principal de carbono, oxígeno y cromo para esta partícula. esta composición refleja ser parte de la capa adherida por elementos del suero bovino.



b) Espectro cualitativo de la partícula vista en el surco

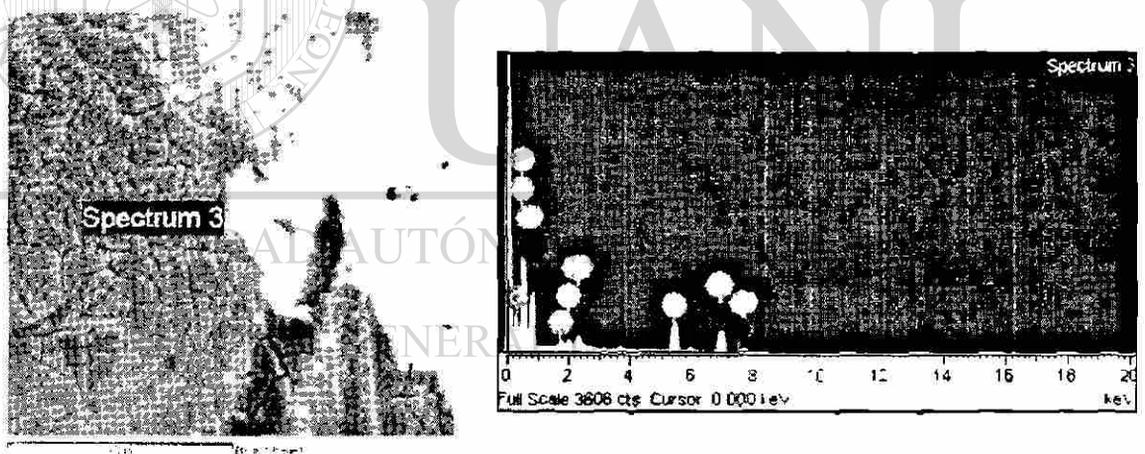
Figura 4.43 a) Micrografía de la MP/5.4 mostrando una partícula atrapada dentro del surco y b) análisis cualitativo de la partícula.

4.6.2.4 MEB a 300 mil ciclos

Para los 300 mil ciclos , se analizaron las muestras prototipos MP/9.2, MP/5.2 y MP/5.4, las cuales representan las microestructuras de los tres tratamientos o condiciones.

MEB a muestra prototipo MP/9.2

En el inciso a) de la figura 4.44, se puede observar la micrografía de la muestra prototipo MP/9.2 a 3000 aumentos donde se puede apreciar la película adherida a la superficie con un patrón tipo mosaico, esta película granular esta posicionada sobre un surco aproximadamente de 8 μm , el cual tiene un fragmento de película en su interior. Por otra parte, en el inciso b), se puede observar un espectro de la composición química de la película, la cual esta formada principalmente por C, O, P, Si, Cr, Mo y Co.



a) 3000x

b) Espectro de la película adherida (Spectrum 3)

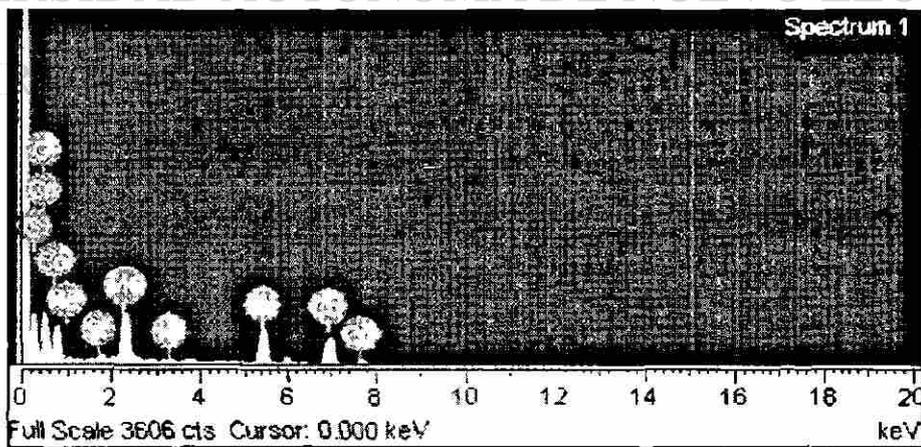
Figura 4.44 Micrografía de la MP/9.2 mostrando un surco sobre la matriz la cual esta parcialmente cubierta por la capa sólida del lubricante y b) análisis cualitativo de la composición química de la película adherida

En los incisos a) y b) de la figura 4.45, se presentan dos micrografías de la MP/9.2 a 2000 aumentos, en la cual se puede observar desprendimiento de partículas en la superficie. Por otra parte en la micrografía a) se ubica una zona identificada como spectrum 1, donde se realizó un análisis cualitativo el cual se puede ver en el inciso c). El análisis mostró que la conformación del material alojado en ese hueco, esta constituido principalmente por C, O, Cr, Mo y Co además de otros elementos como el K y Na. Esto hace suponer que el lubricante e aloja dentro de las cavidades superficiales.



a) 2000x Zona de microanálisis

b) 2000x Desprendimiento de partículas



c) Espectro en material alojado en hueco observado y apuntado en la micrografía a).

Figura 4.45 Micrografías y espectros cualitativos de la MP/9.2.

En la figura 4.46, se pueden observar dos surcos aislados de la zona de contacto. en el inciso a) se puede ver que en la parte izquierda del suco inferior, existe evidencia de deformación plástica, lo cual pudo haber sido promovida por una partícula que emigro a través del lubricante hasta esta zona y se interpuso entre las dos superficies en contacto como un tercer cuerpo. Esto en conjunto con el deslizamiento, resultó en la formación de dos surcos de un ancho aproximado de 5 μm .

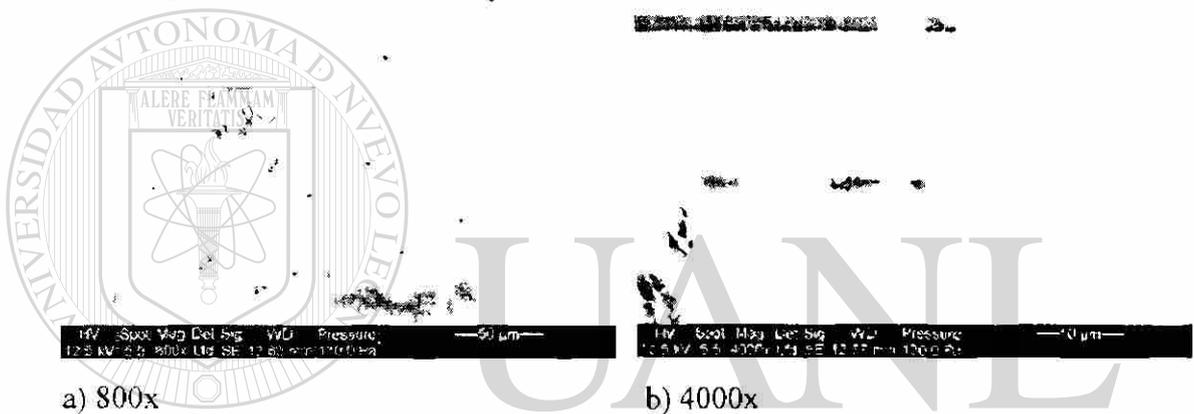


Figura 4.46 Surcos aislados en la muestra MP/9.2.

MEB en la muestra prototipo MP/5.2

En la figura 4.47, se puede observar la micrografía correspondiente a la muestra prototipo MP/5.2 en la cual se distingue la superficie metálica con un surco de un ancho aproximado de 4 μm . Por encima del metal y del surco, se encuentran posicionadas dos tipos de películas, una con morfología fragmentada y de espesor mayor que la otra película de apariencia lisa ubicada en la parte superior de la micrografía.

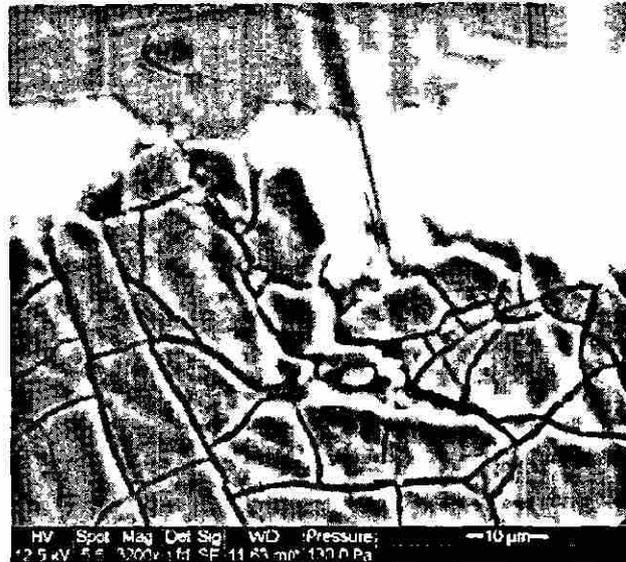


Figura 4.47 Micrografía de muestra prototipo MP/5.2 a 3200x.

En la figura 4.48 inciso a) y b), se pueden observar las huellas de deformación de una zona de la matriz. Las líneas de deformación que se pueden apreciar con mayor claridad en el inciso b) de la misma figura, muestran la absorción de energía del choque entre esta aspereza y la de la cara contraria (superficie de la copa), por otra parte, en el hueco formado (zona oscura del inciso b) fue sitio preferencial para alojar material de película adherida a la superficie.

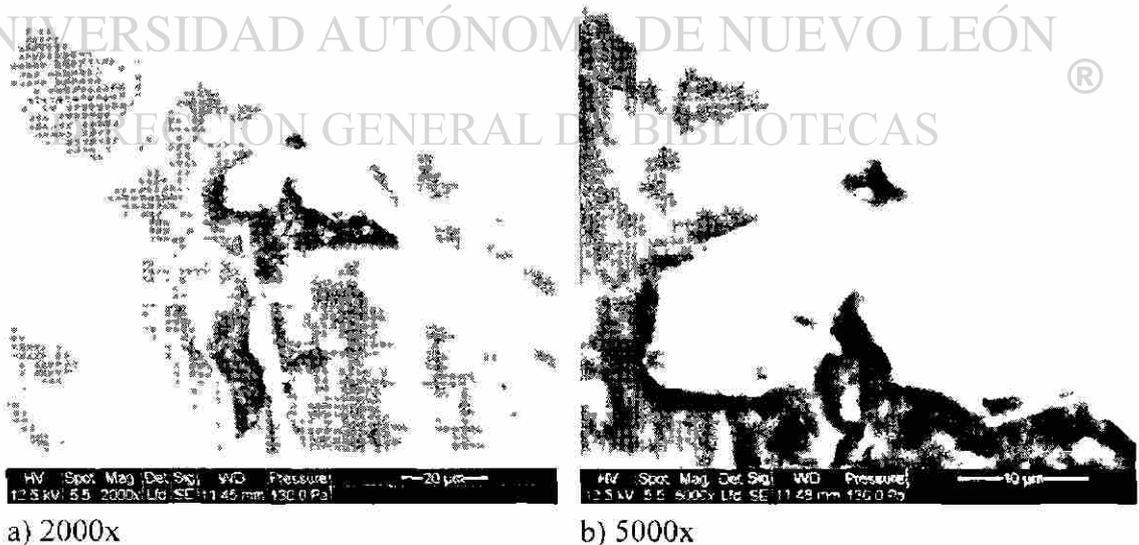


Figura 4.48 Micrografías de la muestra prototipo MP/5.2.

MEB en la muestra prototipo MP/5.4

En la figura 4.49, se puede observar a diferentes aumentos la micrografía de la muestra prototipo MP/5.4, en el inciso a) se pueden ver de manera general las huellas predominantes de desgaste, mientras que en el inciso b), se pueden apreciar pequeños huecos ubicados entre los surcos, estos huecos son menores a $1\mu\text{m}$ en tamaño.

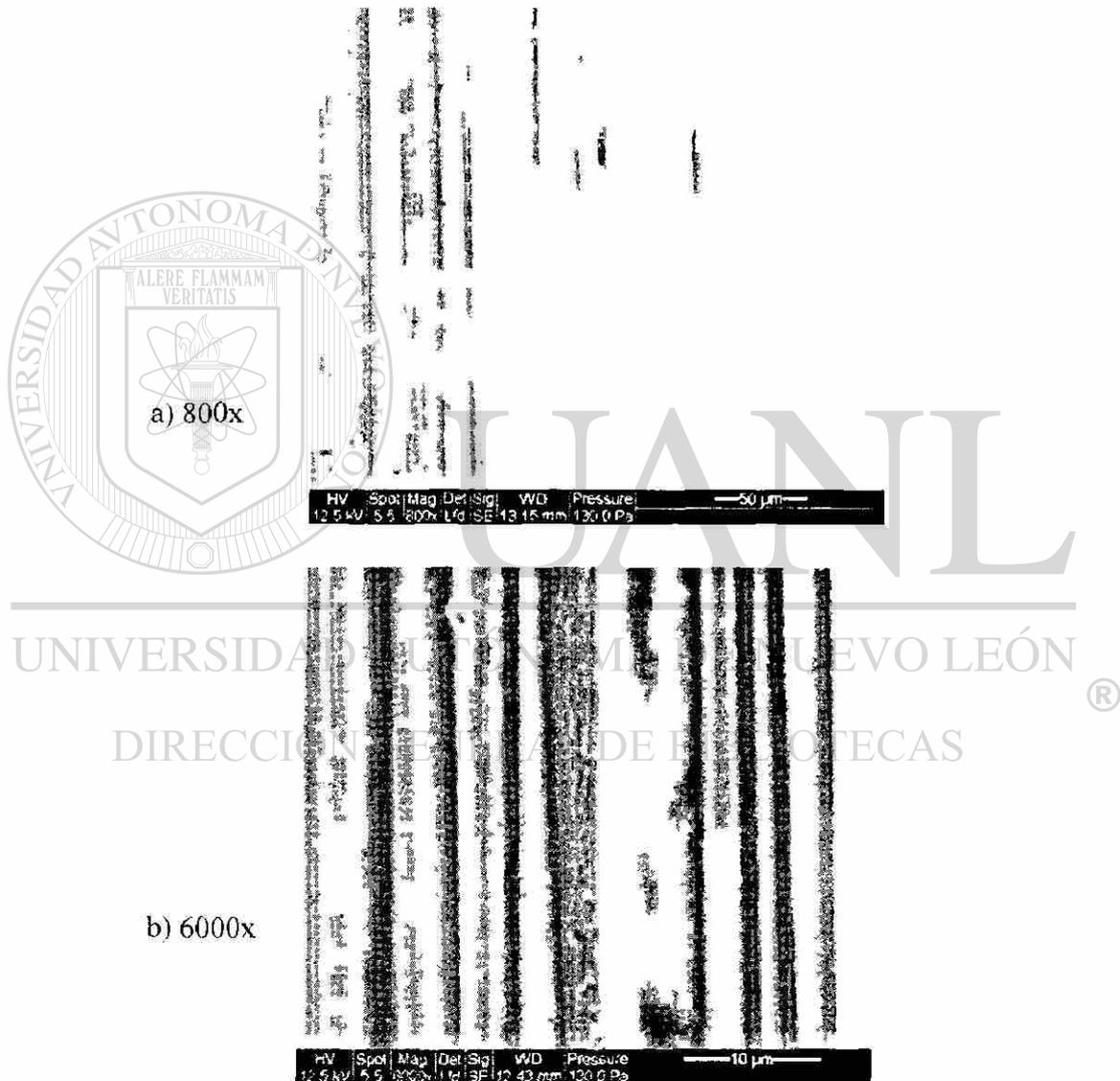


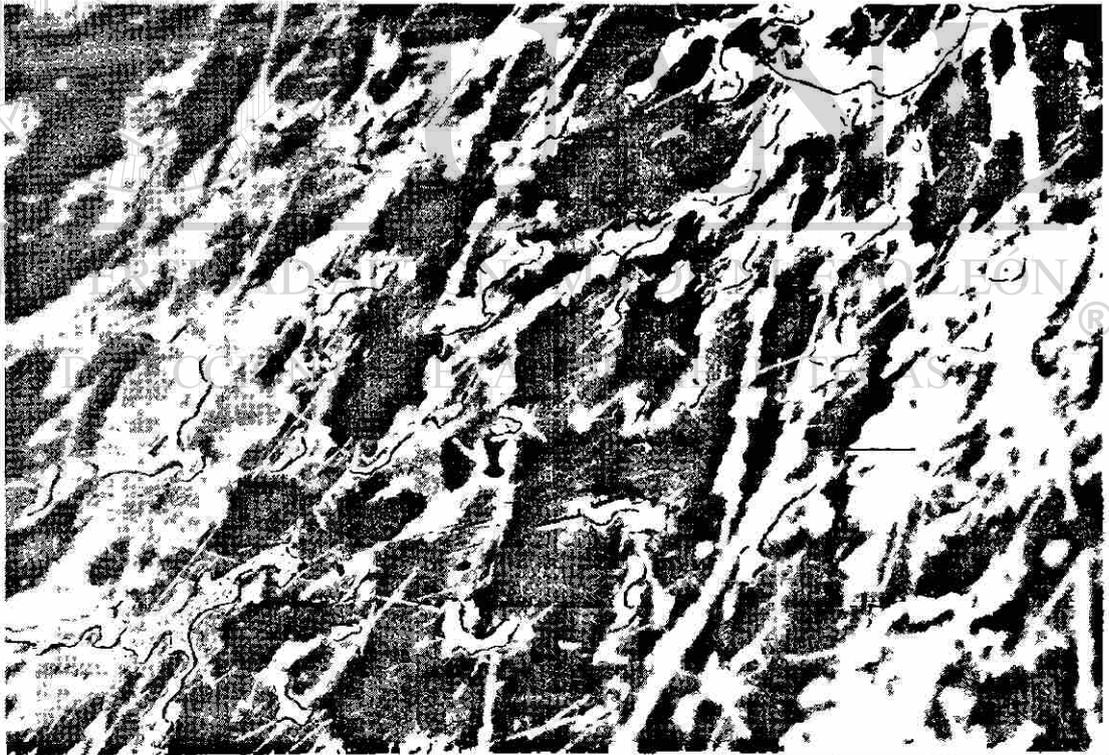
Figura 4.49 Micrografías de la muestra prototipo MP/5.4 a) zona de desgaste mostrando los surcos unidireccionales y b) micrografía de la misma zona pero a mayor magnificación mostrando la formación de cavidades en los bordes de los surcos.

4.6.2.5 MEB a 500 mil ciclos

MEB para las esferas con condición superficial de colada fabricadas con contenido alto y bajo de carbono

Muestra MP/4.1

En la micrografía de la figura 4.50, se puede observar la microestructura de la condición de colada. La micrografía se tomó en una zona de escaso contacto, sin embargo se puede observar una capa oscura sobre la superficie, en la cual esta adherida una película de proteínas proveniente del lubricante biológico empleado. Por otra parte, se puede observar algunos hucos formados por el desprendimiento parcial o total de los carburos.



50µm

Figura 4.50 Microestructura de la MP/4.1 a 500x.

En la parte superior derecha de la micrografía **a)** de la figura 4.51, se pueden observar huecos, los cuales corresponden en tamaño y morfología a los carburos presentes en esta condición. En la parte inferior de la misma micrografía, se pueden observar algunos surcos, los cuales se pueden apreciar con mayor claridad en la micrografía del inciso **b)** de la misma figura. Los surcos tienen espesores entre 6 y 17 μm , lo cual puede indicar que fueron generados por un carburo de la superficie contraria de contacto, esta suposición se refuerza aún más por la similitud entre el tamaño promedio de carburos y el ancho promedio de los surcos.

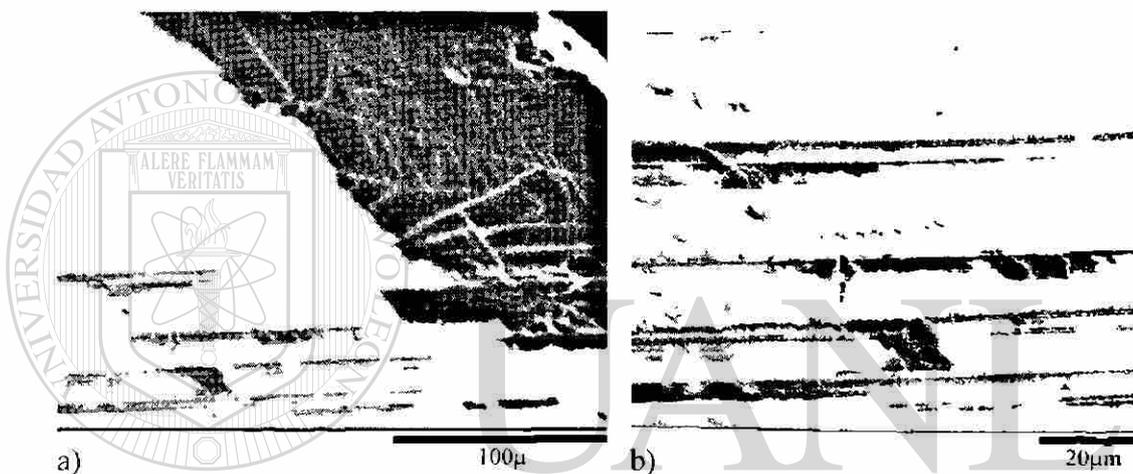


Figura 4.51 Micrografías de la MP/4.1.

En la micrografía del inciso **a)** de la figura 4.52, se pueden ver de manera tenue, pequeñas poblaciones de cavidades, estas parecen ser porosidades del material, sin embargo en la micrografía del inciso **b)** de la misma figura la cual se presenta a una mayor magnificación, se puede apreciar que las poblaciones de cavidades se ubican entre los bordes de los surcos, esto parece indicar, que una vez que los surcos son generados durante la etapa inicial de desgaste, y que las partículas de tercer cuerpo generadas fueron drenadas durante el intercambio de lubricante, la zona de contacto presenta un mecanismo diferente a la abrasión. En los incisos **c)** y **d)** se presentan micrografías de la misma muestra, pero en otra zona. La fotografía del inciso **d)** es una amplificación de la fotografía de la sección **c)**, en esta se puede observar con mayor detalle la morfología de las cavidades promovidas por el mecanismo de desgaste.

Algunas de las cavidades aún contienen residuos de material a los cuales se les realizó un análisis cualitativo visto en el inciso e) de la misma figura. El análisis demuestra que las partículas alojadas dentro de estos huecos son parte de la matriz lo cual indica que se promovieron grietas en la subsuperficie las cuales resultaron en la pérdida de material.

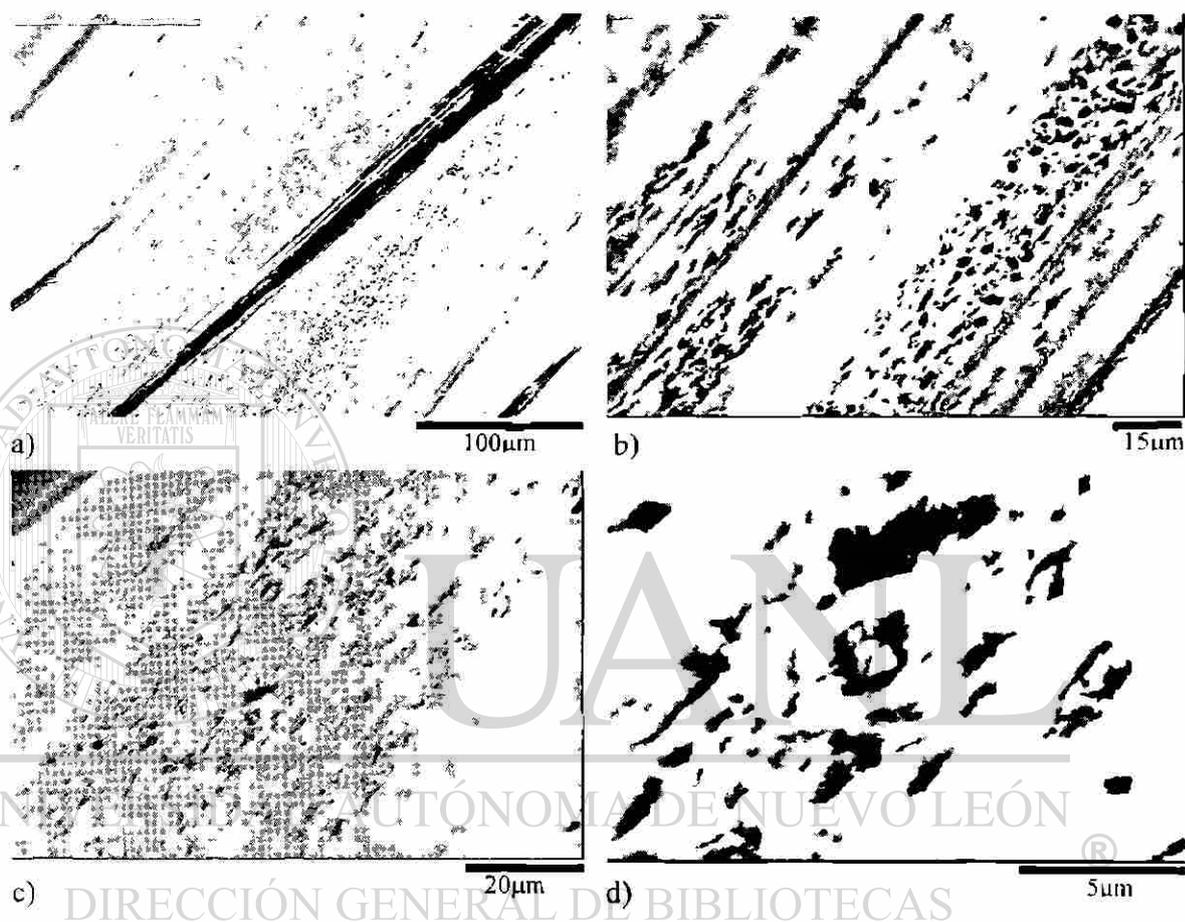


Figura 4.52 MP/4.1, a), b), c) y d) Huellas de desgaste a 500 mil ciclos y e) análisis cualitativo en material ubicado dentro de las cavidades vistas en el inciso d).

Muestra MP/9.4

En el inciso a) de la figura 4.53, se puede ver la micrografía a bajas magnificaciones de la MP/9.4, donde se observan cavidades similares a las de la muestra de condición de colada de menor contenido de carbono. En la misma micrografía se puede observar un cambio en relieve, en el cual no se presenta la película de lubricante adherida, sin embargo, en el borde de la parte central se pueden apreciar algunos huecos con la misma morfología de los carburos normalmente presentes en esta condición. En las muestras de condición de colada de bajo y alto contenido de carbono, se presentan desprendimientos totales y parciales de carburos en conjunto con colonias de cavidades localizadas en zonas de contacto. En la parte superior en el inciso b) de la misma figura, se pueden apreciar carburos ubicados en una zona que no tuvo contacto, mientras que la zona inferior (zona de contacto) se distingue por la formación de cavidades en donde es notable observar la película de lubricante, lo anterior refuerza la evidencia de que la película de lubricante se adhiere en la zonas de contacto debido al anclaje de moléculas orgánicas a la superficie metálica.

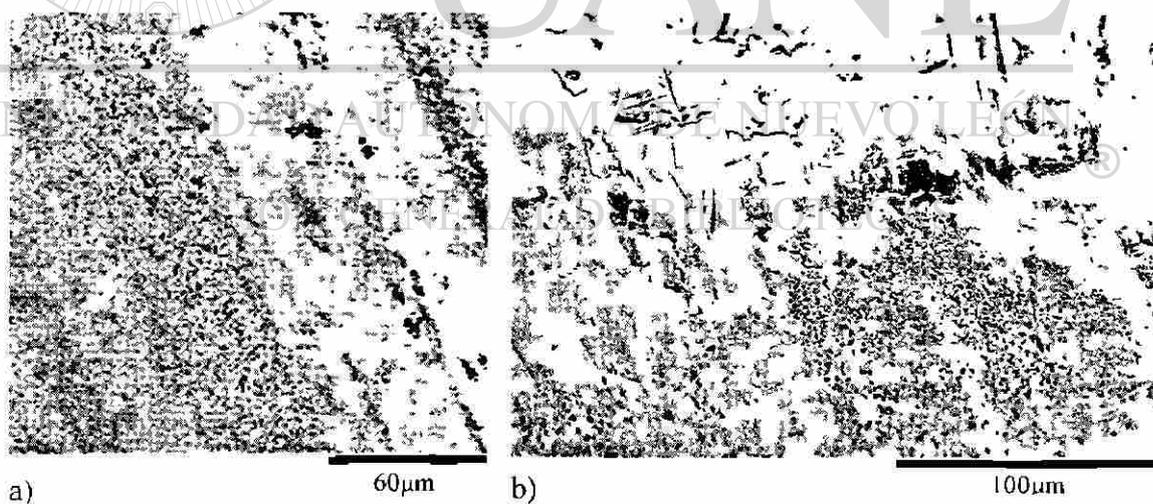


Figura 4.53 Micrografías de la muestra MP/9.4, huellas de desgaste a 500 mil ciclos.

MEB para las esferas fabricadas con contenido alto y bajo de carbono en condición superficial resultante de un tratamiento de solución.

Muestra MP/5.1. En la figura 4.54, se puede observar micrografías de menor a mayor magnificación de la muestra prototipo MP/5.1. En el inciso a), se pueden observar los surcos por desgaste abrasivo orientados en dirección al movimiento. Por otra parte, escasamente se pueden observar huecos originados por el desprendimiento de los carburos globulares presentes en esta condición. En las zonas más oscuras (entre los surcos), se ubican colonias de cavidades aparentemente producidas por otro mecanismo de desgaste. Estas se pueden observar con mayor claridad en el inciso b) de la misma figura mientras que en el inciso c), se pueden apreciar a mayor detalle las cavidades entre las cuales se observan pequeños depósitos de película. En el inciso d), se puede observar el efecto combinado de los dos mecanismos de desgaste.

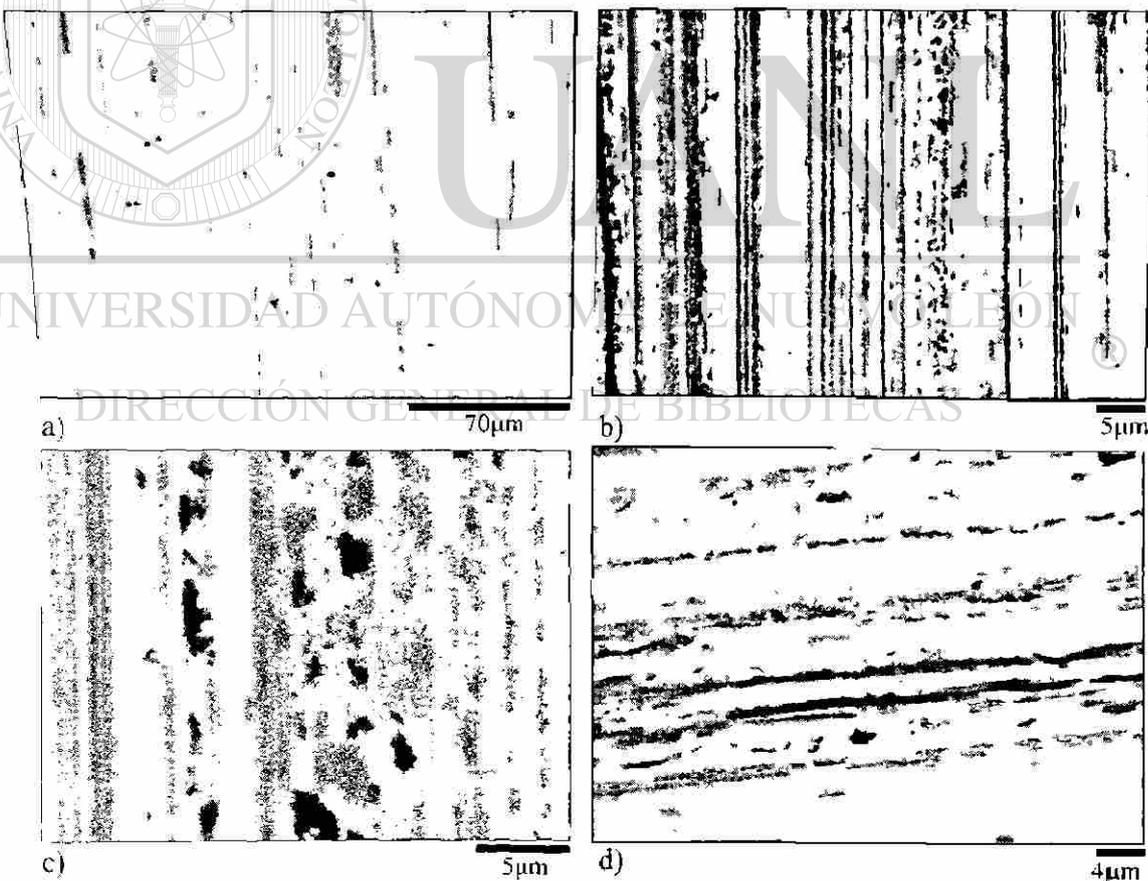


Figura 4.54 Micrografías de la muestra MP/5.1 a 500 mil ciclos.

Muestra MP/5.2

En la figura 4.55, se pueden observar micrografías de la MP/5.2, en esta muestra se observó en menor grado la cantidad de surcos. De la misma manera que en la MP/5.1, se puede ver que en hubo una pequeña cantidad de carburos desprendidos. En el inciso b), se observa a mayor magnificación el daño superficial con la formación de cavidades.

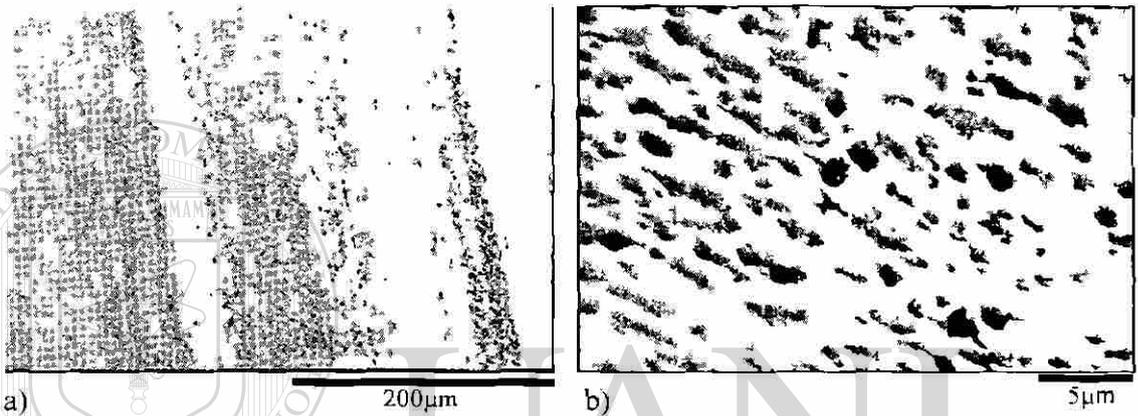


Figura 4.55 Micrografías de la MP/5.2, a) zona de contacto a 500 mil ciclos. b) magnificación de la zona de contacto mostrando daño por desprendimiento de partículas.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Muestra MP/6.1

En la figura 4.56, se pueden observar 4 micrografías de la muestra MP/6.1. En el inciso a), se muestra la superficie de la esfera en la cual se adhirió la capa de proteínas proveniente del lubricante, es interesante observar la posición de la muestra, ya que se puede apreciar como los carburos globulares sobresalen de la superficie exponiéndose al choque y deslizamiento con carburos y matriz de la cara contraria. En el inciso b) de la misma figura, se puede observar a detalle el hueco originado por el desprendimiento parcial de un carburo globular. En el inciso d), se pueden apreciar cavidades irregulares originadas por desprendimiento de algunas zonas de la matriz.

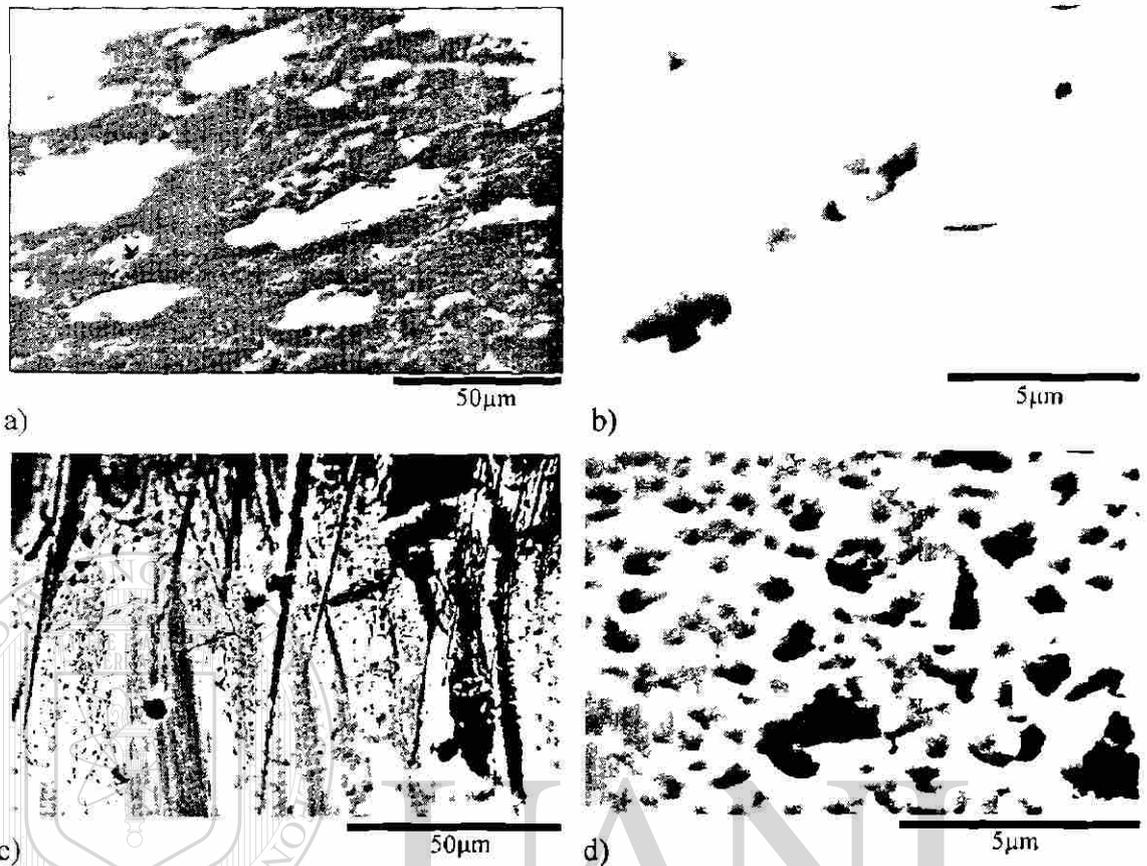


Figura 4.56 Micrografías de la MP/6.1 a 500 mil ciclos, **a)** y **b)** muestran superficies con carburos globulares a diferentes magnificaciones, **c)** zona con daños por desprendimientos de partículas de matriz y por surcos y **d)** magnificación de daños con morfología irregular originados por desprendimiento de partículas de matriz.

MEB para las esferas fabricadas con contenido alto y bajo de carbono en condición superficial resultante de un tratamiento combinado

Muestras MP/5.4 y MP/5.5

En el inciso **a)** de la figura 4.57 se puede observar la interfase de la zona de contacto para la muestras prototipo MP/5.4. En el inciso **b)** (zona de contacto) se pueden observar una gran cantidad de surcos, sin embargo, aún a esta magnificación se pueden observar zonas de una tonalidad más oscura las cuales contienen colonias de cavidades. estas se pueden observar mejor en los incisos **c)** y **d)** de la misma figura. En el inciso **d)**, se puede apreciar la deformación de las cavidades por el paso de uno de los surcos. En la

figura 4.58, se muestran dos micrografías para la misma condición microestructural pero realizadas en la MP/5.5, en estas se puede observar que las cavidades se generaron solamente en la matriz manteniéndose íntegramente los carburos. La parte central de los carburos presenta otro color debido a su diferencia local en composición química, según se puede ver en las figuras 4.13 y 4.14 del presente capítulo.

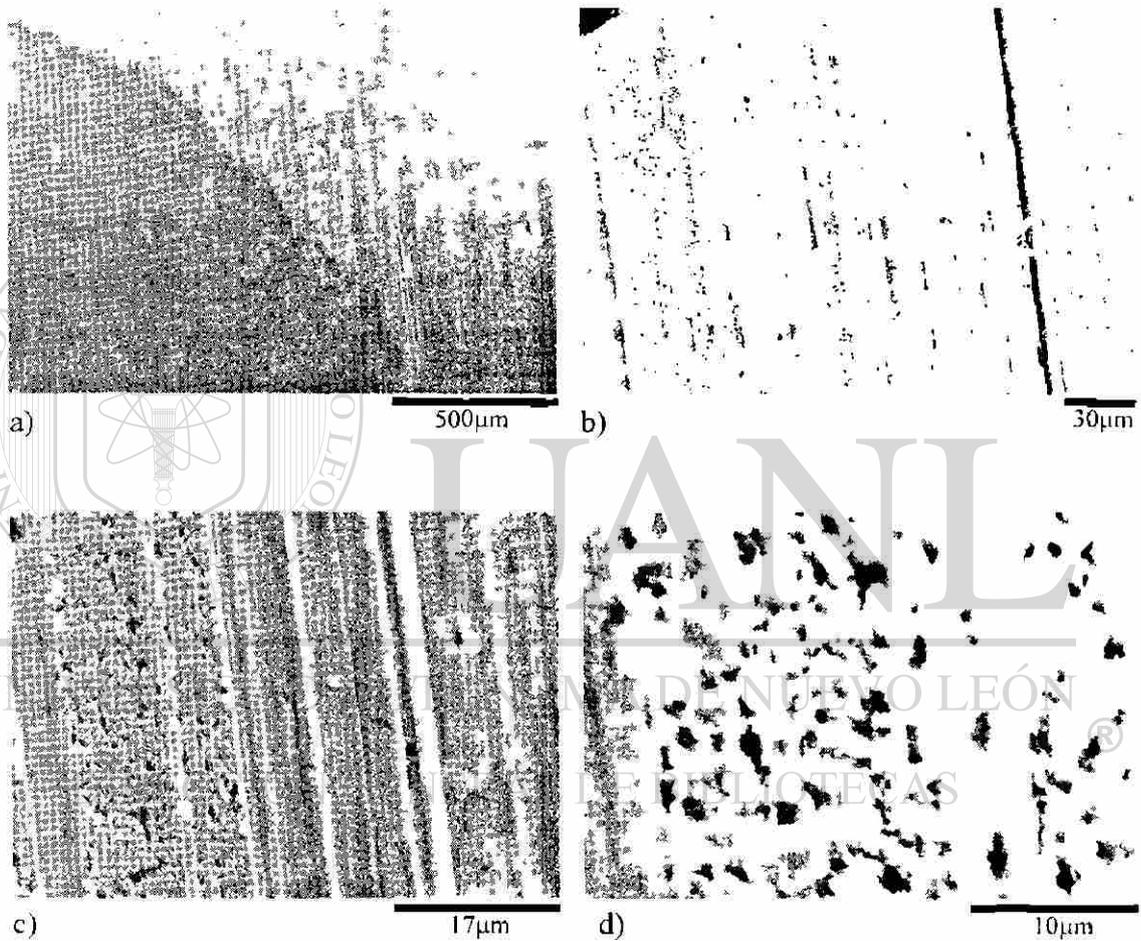


Figura 4.57 Micrografías de la MP/5.4 a 500 mil ciclos. a) Interfase de la zona de contacto y la zona que no tuvo contacto. b) cavidades entre los surcos. c) y d) cavidades localizadas entre los surcos.

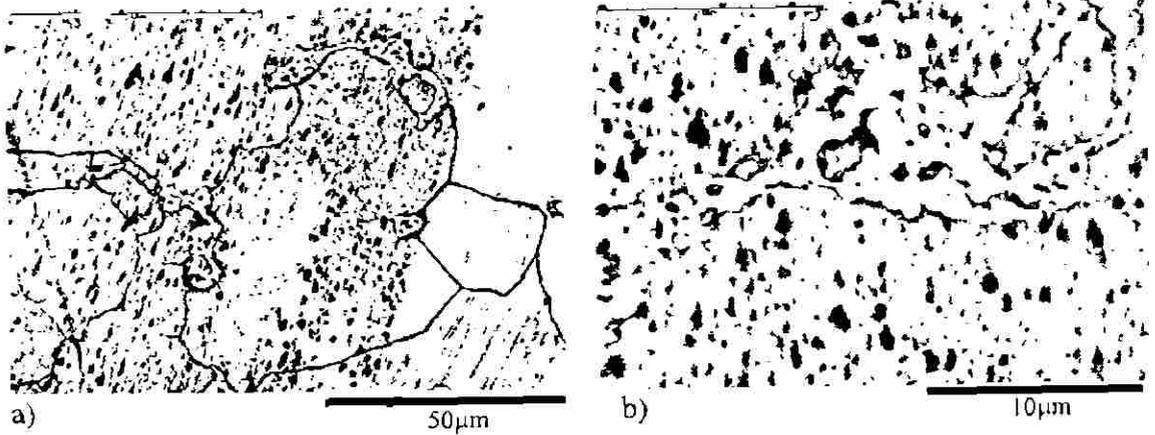
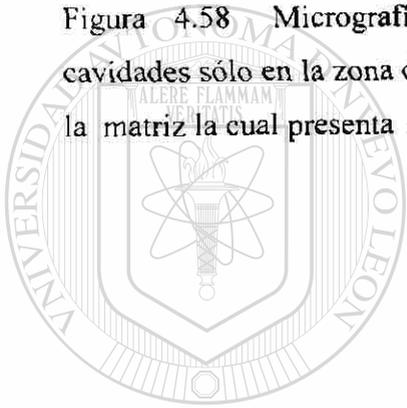


Figura 4.58 Micrografía de la MP/5.5 con ataque electroquímico. **a)** se observan cavidades sólo en la zona de contacto y **b)** se muestra un carburos globular embebido en la matriz la cual presenta daño por desprendimiento de partículas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 5

DISCUSIÓN

5.1 Composición química

En el capítulo 1, se describieron las diferentes aleaciones base cobalto para uso quirúrgico, en la mayoría de los casos además de su procesamiento, el contenido de carbono es un factor que varía entre las diferentes aleaciones, eso se debe a su relación con la deformación hasta su forma final.

Hasta el momento, se han realizado estudios de simulación “in vitro” en contacto metal-metal en aleaciones base cobalto, en los cuales, el principal objetivo ha sido la evaluación tribológica con respecto a variables dimensionales. Sin embargo, como resultados secundarios, se ha reportado información referente al efecto del contenido de carbono sobre el desgaste. Estos estudios han tomado aleaciones provenientes de diferentes procesamientos, en los cuales no se ha detallado el efecto principal del contenido de carbono; es decir, la cantidad y tipo de carburos. Por otra parte, en algunos procesos de conformado mecánico así como en procesos de fundición, es necesario aplicar tratamientos térmicos posteriores para incrementar la elongación y cumplir con la norma, esto modifica aún más el efecto del contenido del carbono. Lo mencionado anteriormente ha contribuido de alguna manera a la existencia de algunas confusiones y contradicciones. Medley [29] por ejemplo, encontró tendencias de mayor desgaste en aleaciones de bajo carbono probadas en el simulador matco [26]. Schooles [30] y Tipper [31] también encontraron una mejor resistencia al desgaste en aleaciones de alto carbono probadas en máquina tipo pin on disk. Por otra parte, en uno de los trabajos de Chan [32], se compararon pares de aleaciones de bajo y alto carbono (ASTM F1537) en conjunto con aleaciones fundidas (ASTM F75) en el cual no se encontró un nivel de significancia del efecto del contenido de carbono sobre el desempeño tribológico.

En los trabajos realizados hasta el momento, sólo se ha reportado el contenido de carbono en dos niveles: menor al 0.05% y mayor o igual al 0.20% en peso. Para el caso de las aleaciones fundidas, así como para las aleaciones con trabajo termomecánico, se puede aceptar hasta un 0.35% en peso de carbono, esto nos indica nuevamente, que en los estudios tribológicos realizados, no se ha detallado el nivel del contenido de carbono, ya que la diferencia en la cual puede fluctuar por arriba del 0.20%, es igual al 0.15%, lo cual equivale aproximadamente al 43% en peso del total de carbono permitido por la norma. Lo mencionado anteriormente tiene un efecto directamente proporcional a la cantidad de carburos formados sobre la superficies de contacto de los elementos del implante. Debido a esta razón, además de las modificaciones posibles a la microestructura por tratamientos posteriores, en el presente trabajo se consideraron dos niveles de carbono: 0.21% y 0.31%.

5.2 Análisis microestructural

5.2.1 Estructura de colada

Las microestructuras de colada para los dos niveles de contenido de carbono 0.21 y 0.31% en peso, mostraron una matriz dendrítica con diferentes tipos de precipitados interdenríticos. Los precipitados tipo carburos mostraron dos tipos de morfología: bloque y laminar. La fracción volumétrica de carburos fluctuó de acuerdo al nivel de contenido de carbono: de 9.05% de carburos para 0.21%w de carbono y de 12.1% de carburos para 0.31%w de carbono. Lo anterior corresponde a lo encontrado por García [33], aunque esta en desacuerdo con reportes de Bowsher [34] quien maneja un alto contenido de carbono (0.2 a 0.31%w) resultando un 2.3% y 1% de carburos para condición de colada y de tratamiento térmico respectivamente. Aunque es difícil cuantificar la cantidad de carburos de bloque en forma separada a los carburos de morfología laminar, en el análisis microscópico realizado a las muestras testigo, fue notable apreciar que en las muestras de 0.21% C se precipitaron en su mayoría carburos de bloque mientras que escasamente se formaron carburos laminares. Por otro lado, para las muestras de 0.31% C, se observó una mayor cantidad de carburos laminares

localizados en las fronteras de grano. Tomando en cuenta que las condiciones de solidificación fueron las mismas, dado que la geometría de colada y enfriamiento fue similar, se observó que un mayor contenido de carbono preferencia la formación de carburos laminares. Actualmente no existe una información clara acerca de los diagramas de fase cuaternarios para esta aleación, lo cual podemos percibir en artículos de investigadores como Kilner [18], Clemow [16] y Rodríguez [35]. Sin embargo, es predecible la existencia de un punto eutéctico cercano a la composición de esta aleación, donde el contenido de carbono, juega un rol importante e influye en la formación de carburos eutécticos con morfología laminar. Una de la razones por las cuales existe diversidad de resultados entre diferentes autores en cuanto a las propiedades mecánicas, principalmente la elongación, podría deberse a la formación de carburos laminares en los límites de grano, lo cual ha sido relacionado con la fractura intergranular típica de esta aleación [36].— Esto puede apoyarse aún más con los resultados del presente trabajo, ya que en la parte central de la esfera, es mayor la formación de carburos de este tipo, esto podría ser promovido debido al incremento de contenido de carbono por el arrastre de soluto proveniente de la solidificación columnar, aunque por otra parte, la velocidad de solidificación en dicha zona es menor, lo cual le proporciona un mayor tiempo para la reacción del eutéctico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

5.2.2 Tratamiento de solución

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El tratamiento de solución por 4 horas a 1220°C, promovió una transformación de carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$ con morfologías de bloque y laminar a carburos del tipo M_6C [16] caracterizados por una morfología globular. Esto nos indica la ruta de disolución, en la cual, como primer paso, se realiza la transformación para posteriormente difundir hacia la matriz. Debido a lo anterior, se puede intuir que la mayoría de las cadenas de carburos globulares vistos en las micrografías de la figura 4.5, provienen de carburos laminares presentes desde la colada, mientras que los carburos globulares aislados, provienen principalmente de carburos primarios de bloque. Por otra parte es importante mencionar que las velocidades de calentamiento, pueden influir en la

generación de la fase sigma, la cual se forma básicamente por la salida prematura de átomos de carbono de la fase $M_{23}C_6$ antes de transformar. Esto se puede acentuar aún más en los tratamientos en hornos convencionales ya que se observó que, aún recubriendo las muestras con pintura refractaria base zirconia, la atmósfera que se forma dentro de la cámara tiene alta afinidad con el carbono superficial de la pieza, lo cual promueve la difusión del carbono hacia el exterior. Con la pérdida de carbono se facilita la formación de intermetálicos de Co-Cr (σ) en la superficie. Esta fase presenta alta fragilidad y poca fuerza de enlace con la matriz, lo cual hace que se desprenda fácilmente afectando considerablemente la rugosidad [28]. Desde la perspectiva de procesamiento por el método de fusión y vaciado por investment casting, donde una de las ventajas es eliminar costos mediante un pequeño maquinado superficial y posteriormente aplicar técnicas especiales de pulido, es importante tener las precauciones para evitar la formación de estas fases.

5.2.3 Tratamiento combinado

En el tratamiento combinado (solución parcial + envejecido), aún siendo el tiempo de solución muy corto, se completa la transformación a carburos globulares del tipo M_6C . Esto coincide con la cinética de transformación reportada en la literatura [16,37]. Sin embargo, la disolución de carburos fue más lenta, alcanzando sólo a disolver cerca del 1% de carburos de colada. La segunda parte del tratamiento fue la de envejecido, en la cual se generaron fallas de apilamiento dentro de los granos de fase fcc. Estas fallas, con morfología de estriaciones, se formaron con la energía térmica que fue proporcionada durante el tratamiento de envejecido de 815°C por 10 hrs, ya que la transformación alotrópica para esta aleación está cerca de los 965°C [17], es decir, por debajo de esta temperatura la fase estable es hcp mientras que, por arriba de esta temperatura, la fase estable es la fcc. Sin embargo la diferencia de energías entre las dos fases es muy pequeña por lo cual es común ver fase fcc a temperatura ambiente. El mecanismo de la transformación se promueve con el movimiento de dislocaciones impulsadas por la energía térmica del envejecido, esto distorsiona la red cristalina

modificando la secuencia de los planos atómicos y por ende generando fallas de apilamiento con estructura cristalina hcp.

De acuerdo a estudios de Rajan [38], donde describe la evolución de transformación en tratamiento de envejecido para una aleación Co-27Cr-5Mo-0.15C con tratamiento termomecánico previamente sometida a un tratamiento de solución y temple, se presentó un crecimiento de fallas de apilamiento. Sin embargo, a diferencia de Rajan, en el presente trabajo no se observó evidencia de precipitación de carburos sobre las fallas de apilamiento según los análisis cualitativos efectuados en las muestras analizadas con este tratamiento. Esto pudo haberse debido a que la cantidad de carbono disponible en la matriz así como el tiempo de 10 hrs no fue el necesario.

Por otra parte, Saldivar [39] reportó tres tipos de morfología para la fase hcp en una aleación trabajada termomecánicamente (0.05% C): 1) fase hcp atérmica la cual se promueve durante el temple de un tratamiento de homogenización a temperaturas cercanas a las utilizadas en el presente trabajo, 2) fase hcp isotérmica en forma de listones, la cual se promueve con tratamientos de envejecido a temperatura cercana a los 800°C y 3) fase hcp isotérmica con estructura celular. De acuerdo con esta información, la morfología de la estructura obtenida con fallas de apilamiento corresponde a la fase hcp atérmica, sin embargo, para las muestras de este trabajo, las fallas de apilamiento no se presentaron durante el temple posterior al tratamiento de solución, estas solamente se presentaron después del tratamiento de envejecido. Con respecto a la caracterización morfológica, el presente trabajo tiene una mayor coincidencia con Rajan [38], lo cual puede deberse a que la aleación utilizada en el presente trabajo, se aproxima más a la utilizada en sus tratamientos de envejecido, por otra parte, el carbono es un estabilizador de la fase fcc, con lo cual se puede apreciar la gran influencia sobre la transformación que ocurre en tratamientos de envejecido isotérmico.

5.3 Diseño de la máquina de desgaste

Considerando al cuerpo humano como una maravilla, en la cual coexisten elementos autocontrolados que reaccionan de forma muy compleja ante los eventos cotidianos, es difícil obtener un simulador de cadera que considere totalmente estos aspectos. Actualmente se han desarrollado algunos simuladores con alta tecnología mediante componentes mecánicos, eléctricos y electrónicos, estos han tratado de acercarse a las condiciones reales de la cadera y del ambiente que la rodea. Sin embargo, aún existe discrepancia con respecto a los resultados obtenidos en implantes utilizados por pacientes (in vivo) [40]. Por otra parte, nuevos estudios demuestran que el efecto de la micro separación entre la cabeza femoral y la copa, la cual se genera durante la relajación en el ciclo de marcha de una persona normal, promueve un impacto, el cual incrementa el desgaste en un nivel significativo [41]. Debido a esto, el objetivo de la máquina construida para evaluar las muestras prototipo empleadas en el presente trabajo, no fue el de simular completamente a una articulación real, sino más bien, fue el proporcionar las condiciones más adversas en las que puede trabajar el implante dentro de una persona: lo anterior con el objetivo de comparar en una forma acelerada el desgaste relativo entre las muestras utilizadas en el presente trabajo.

La máquina de desgaste diseñada y fabricada para este estudio, no posee la habilidad de simular los movimientos de abducción-aducción y de rotación, esta sólo considera el movimiento más importante durante un ciclo de marcha: flexión-tensión. Por otra parte, la carga utilizada fue de 2000N, esta se aplicó de manera constante durante cada ciclo, lo cual no corresponde al patrón de carga real para una persona de 70 Kg de peso [25] (ver figura 3.33). Por otra parte, la lubricación consistió en una solución compuesta de suero bovino, la cual proporcionó niveles de proteínas similares a las encontradas en el suero sinovial humano.

Básicamente fueron dos razones por las cuales este trabajo no se realizó en una máquina de pin on disk: la primera, fue proporcionar un contacto entre geometrías similares al implante de cadera, el cual estuviese en un régimen de lubricación similar al que ocurre

en el cuerpo humano y la segunda razón fue cumplir con uno de los objetivos del presente trabajo: desarrollo de la metodología de fabricación para implantes de metal-metal, esto sólo se podía comprobar con la obtención de las muestras prototipo.

Por otra parte, aún con las condiciones adversas empleadas, se presentaron patrones de desgaste similares a los encontrados en otros simuladores de cadera [42,43,44]. Esto indica que los rangos de operación de las condiciones mencionadas, proporcionan solamente una vida acelerada y no promueven otros mecanismos de desgaste diferentes a los encontrados en vivo y en vitro por otros investigadores.

5.4 Desgaste

5.4.1 Contacto

De acuerdo a los estudios de Walker [45], en las prótesis de la primera generación metal-metal removidas de pacientes después de aproximadamente 14 meses de servicio, además de un desgaste abrasivo, se observaron altos torques de fricción para aquellos implantes con contacto predominantemente ecuatorial. Walker tomó como referencia al ecuador en 0° y al polo en 90° , encontrando que a 0° , el torque de fricción, fue tres veces mayor al encontrado en la zona polar (90°), sin embargo, en el rango de los 30° a 90° , el torque se mantuvo a un nivel bajo. Esto nos indica, que la influencia del torque friccional, sólo se puede apreciar si el contacto es sobre la línea ecuatorial o una zona muy cercana. En la mayoría de las muestras prototipo del presente trabajo no se obtuvo contacto ecuatorial, sin embargo algunas de las muestras presentaron zonas muy cercanas al ecuador. Es debido a esta razón, que la técnica utilizada para la caracterización dimensional de la zona de desgaste no generó información precisa, ya que las fotografías estudiadas (figuras 4.23 a 4.34) en el analizador de imágenes para obtener el área de la huella de contacto fueron tomadas desde el plano superior, lo cual solamente es una aproximación en 2D de muestras prototipo tridimensionales.

No obstante, se encontró la manera de relacionar al torque de fricción con respecto a la zona de contacto, para esto se utilizó el huelgo diametral, el cual esta relacionado con las geometrías del ensamble. En la tabla 5.1 se pueden observar los huelgos y los torques de fricción medidos para las 12 muestras prototipo evaluadas, mientras que en el inciso a) de la figura 5.1, se puede observa de manera gráfica la relación entre el huelgo y el torque de fricción, la tendencia observada, nos indica que a huelgos muy pequeños o en los ensambles identificados como MP/5.5 y MP/6.1, donde el diámetro de la esfera es mayor al de la copa, se incrementa notablemente el torque de fricción, lo cual corresponde con los estudios realizados por Walker [45].

Tabla 5.1 Huelgos diametrales y torques de fricción.

Id Muestras	Huelgo μm	Torque de fricción Kgf
MP/4.1	84	5.48
MP/4.2	170	3.60
MP/5.1	171	4.07
MP/5.2	10	5.60
MP/5.4	233	4.24
MP/5.5	-10	5.53
MP/9.4	130	4.34
MP/9.5	136	4.66
MP/6.1	-20	5.66
MP/6.2	100	3.88
MP/9.1	211	4.00
MP/9.2	1	6.59

En el inciso b) de la figura 5.1, se pueden observar la gráfica correspondiente al huelgo con respecto al factor de fricción, el cual se obtuvo mediante la expresión $f = T/rL$, donde f es el factor de fricción, r es el radio de las muestras y L es la carga aplicada. Esta expresión ha sido utilizada por Scholes [46] quien encontró resultados de factores de fricción para prótesis CoCr-CoCr en el rango de 0.25 a 0.31, los resultados del presente trabajo muestran una gran similaridad a los reportados por Scholes, lo cual indica que la técnica de medición de torque de fricción desarrollada en la máquina

diseñada en el presente trabajo, genera resultados similares a los encontrados en otros simuladores.

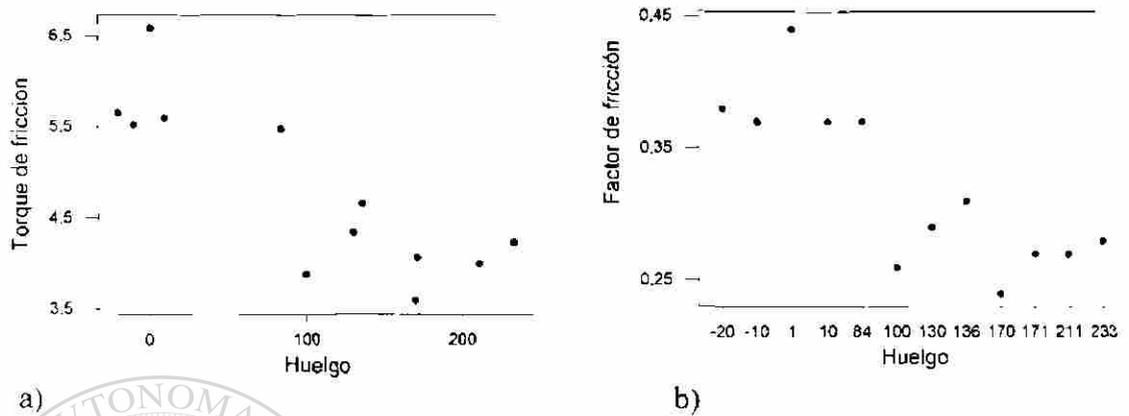


Figura 5.1 a) Factor de fricción contra huelgo, b) torque de fricción contra huelgo

La diferencia entre contactos polares y ecuatoriales para el sistema empleado en el presente trabajo se puede explicar de la siguiente manera: cuando una esfera femoral es mayor a la copa acetabular de una muestra prototipo, el área de apoyo es menor y se ubica en puntos cercanos al ecuador lo cual promueve un alto esfuerzo local. Este esfuerzo promueve una gran deformación entre las asperezas de las superficies, lo cual a su vez dificulta la entrada de lubricante. Cuando se intenta salir del estado estático, es necesario una mayor energía lo cual da como resultado un alto torque. Por otra parte, en un contacto polar, no se generan puntos localizados, son zonas de mayor área y menor esfuerzo de contacto. Debido a esto, la deformación de las asperezas es menor correspondiendo una baja fuerza resultante entre las superficies, asociando un menor torque de fricción. Algunos investigadores [3,4] le han atribuido a los altos torques de fricción los altos desgastes generados en la primera generación de prótesis metal-metal, sin embargo, de acuerdo a los resultados de desgaste del presente trabajo, el bajo torque de fricción en los ensambles de contacto polar, en donde los huelgos fueron muy grandes, no influyó sobre el desgaste, esto se explicará más adelante mediante la estrecha relación del huelgo con el régimen de lubricación.

5.4.2 Relación del desgaste con el huelgo y con los carburos

El objetivo general del presente trabajo, fue obtener el efecto de la microestructura sobre el desempeño tribológico. Para esto se trató de mantener constantes a la rugosidad y los huelgos de las muestras prototipo. Sin embargo, el huelgo en algunas muestras se alejó del rango considerado como constante (-20 μ m a 140 μ m). Esto se pudo haber debido al descontrol en las diferencias diametrales entre copa y esfera obtenidas durante el maquinado, que a su vez generó una falla dimensional la cual subsistió hasta el pulido final.

El análisis estadístico de los resultados tribológicos, en el cual se tomó al contenido de carburos como el efecto de la microestructura sobre el desgaste, se realizó con los datos presentados en la tabla 5.2, donde se puede apreciar que las muestras prototipo MP/4.2, MP/5.1, MP/5.4, MP/9.1 son las muestras que no se encontraron dentro del rango anteriormente mencionado.

Tabla 5.2 Datos de fracción de área de carburos y huelgos

Muestra	Fracción en área de carburos			Huelgos μ m
	4 a 7%	7 a 10%	10 a 12%	
	N1	N2	N3	
4,1	-	9,05	-	84
4,2	-	9,05	-	170
5,1	4,92	-	-	171
5,2	4,92	-	-	10
5,4	-	8,07	-	233
5,5	-	8,07	-	-10
9,4	-	-	12,61	130
9,5	-	-	12,61	136
6,1	5,77	-	-	-20
6,2	5,77	-	-	100
9,1	-	-	10,60	211
9,2	-	-	10,60	1

En la regresión lineal que se realizó en las 12 muestras prototipo, se utilizaron los datos de fracción de carburos y huelgos con respecto al desgaste; utilizando un valor de $\alpha=0.05$, el resultado mostró un efecto dominante del huelgo sobre el desgaste con un

$p=0.002$, con un efecto de fracción de carburos menor pero aún más significativo de $p=0.05$ ($r^2 = 0.7$). En el inciso a) de la figura 5.2, se presentan las gráficas de desgaste contra huelgo, mientras que en el inciso b), se muestra la dispersión de fracción de carburos contra desgaste, en donde se puede apreciar una tendencia de mejor resistencia al desgaste para las muestras con altos contenidos de carburos aún estando la fuerte influencia del huelgo. El dominio del huelgo sobre el desgaste obtenido en el sistema tribológico utilizado coincide con trabajos de otros investigadores [47,48] quienes en sus estudios emplearon simuladores con una cinemática diferente. El modelo más adecuado para explicar la dependencia del régimen de lubricación sobre el huelgo es el propuesto por Hamrock y Dowson [49] con el cual se obtiene el espesor mínimo de película, el cual se expresa en la ecuación (1), donde R es el radio equivalente (2), E' es el módulo equivalente (3) y u es la velocidad de entrada entre el movimiento relativo entre la esfera y la copa (4).

$$\frac{h_{\min}}{R} = 2.8 \left(\frac{\eta u}{E' R} \right)^{0.65} \left(\frac{w}{E' R^2} \right)^{-0.21} \quad (1)$$

$$R = \frac{(R_{\text{Esfera}})(R_{\text{Copa}})}{\text{Huelgo}} \quad (2)$$

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (3)$$

$$u = \frac{\omega(R_{\text{esfera}})}{2} \quad (4)$$

El espesor mínimo de película, junto con el valor de la rugosidad nos puede predecir el régimen de lubricación mediante la siguiente expresión (5), donde para valores de $\lambda < 3$ se tiene un régimen de lubricación mixta mientras que para valores de $\lambda > 3$ se obtiene película fluida [50].

$$\lambda = \frac{h_{\min}}{R_a} \quad (5)$$

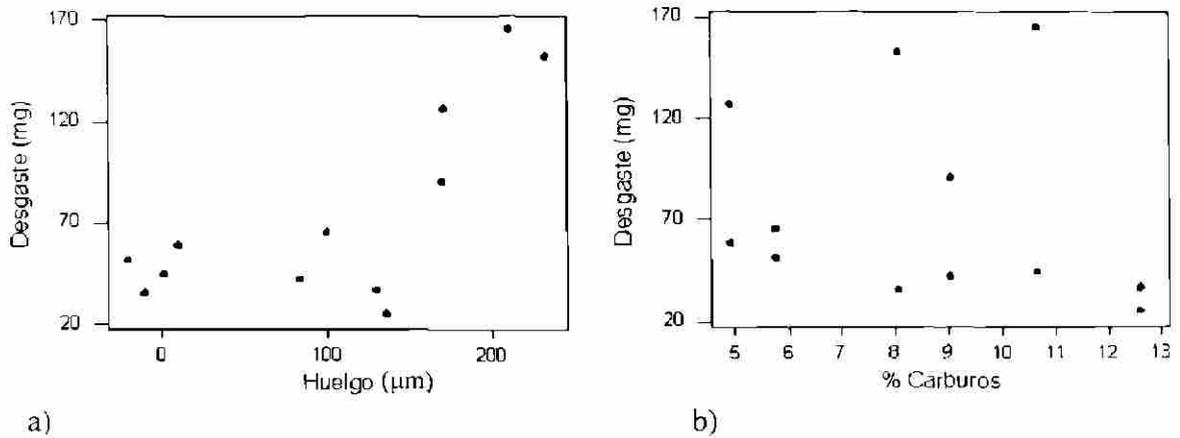


Figura 5.2 Gráfica comparativa del efecto de contenido de carburos y huelgo sobre el desgaste de las 12 muestras prototipo.

Con el objetivo de detallar la influencia del contenido de carburos sobre el desgaste, se seleccionaron los valores que estuviesen en el rango considerado como constante para el presente trabajo, cabe mencionar que el rango seleccionado se obtuvo mediante el análisis de los presentes resultados y los reportados por Chan y coautores [32]. En la tabla 5.3, se presentan los datos analizados para valores de desgaste en el rango de los 100 mil a los 500 mil ciclos, esto con el objetivo de disminuir el posible ruido del estado inicial de desgaste de algunas muestras.

Tabla 5.3 Valores de desgaste en el rango de 100 mil a 500mil ciclos

Muestra	Desgaste total en estado estable (mg)	Fracción de carburos (%)	Huelgo (μm) diametral
MP/4,1	41,7	9.05	84
MP/5,2	58,7	4.92	10
MP/5,5	35,4	8.07	-10
MP/9,4	36,6	12.61	130
MP/9,5	25,0	12.61	136
MP/6,1	51,5	5.77	-20
MP/6,2	65,0	5.77	100
MP/9,2	44,3	10.66	1

En el inciso a) de la figura 5.3, se presenta la gráfica de carburos contra desgaste en la cual se encontró una correlación con un valor $r^2 = 0.74$ con $p = 0.01$, mientras que en la sección b) se puede ver que para este rango de huelgos no hay ninguna tendencia o correlación significativa con el desgaste.

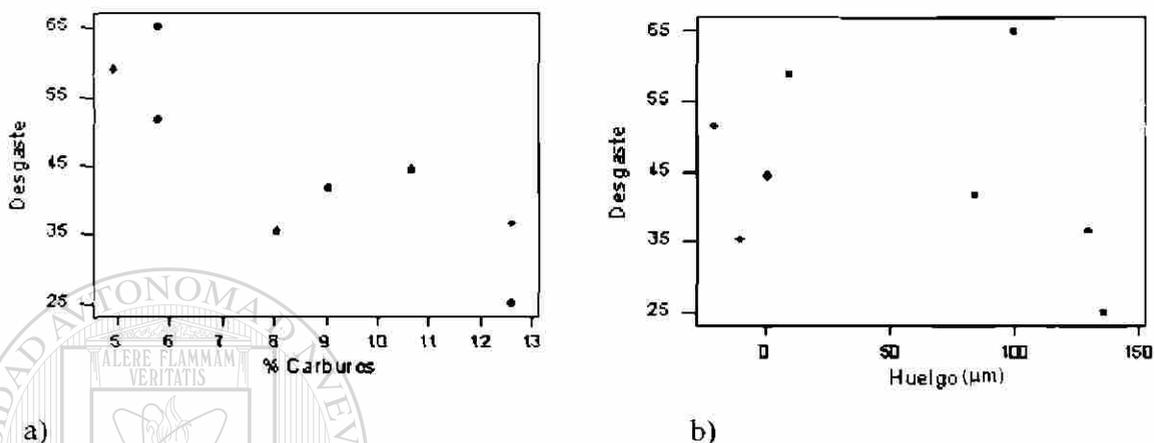


Figura 5.3 Gráfica comparativa del desgaste contra a) contenido de carburos y b) huelgo en el rango de -20 a $140 \mu\text{m}$.

5.4.3 Mecanismos de desgaste

100 mil ciclos

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El mecanismo predominante en los primeros 100 mil ciclos, fue la abrasión de dos cuerpos, la cual se distinguió por surcos plásticos en los cuales se observa material adyacente en los bordes según se puede ver en la micrografía de la figura 4.42. sin embargo también se pudo haber presentado el mecanismo abrasivo de tres cuerpos, ya que en algunas muestras se observaron surcos aislados, los cuales pudieron haber sido formados por partículas que se transportaron mediante el lubricante. De acuerdo a la teoría del desgaste abrasivo, se propone que los surcos obtenidos en la copa y esfera, fueron desarrollados por el contacto entre los carburos duros y la matriz suave, esto es apoyado por la coincidencia dimensional del espesor de los surcos con el tamaño de los

carburos. Por otra parte, en las muestras con un alto huelgo se pudo apreciar que los surcos fueron de mayor tamaño y de mayor densidad, esto como ya se mencionó, es promovido por un mayor contacto entre las asperezas debido a una escasa película de lubricante, lo cual ocasiona que el esfuerzo generado entre los carburos y la matriz, se incrementa sobrepasando los valores de cedencia y por ende generan los surcos al estar en movimiento relativo con la carga aplicada. Por otra parte, se observaron algunos huecos con morfología similar a los carburos, lo cual pudo haberse ocasionado durante el choque entre dos carburos, esto a su vez ocasiono la salida total o parcial del carburo lo cual contribuye a la formación de un sistema de abrasión por tres cuerpos.

300 mil

A diferencia del primer análisis realizado a los 100 mil ciclos, se pudo observar en forma parcial la presencia de pittings (cavidades superficiales), las cuales, se ubicaron preferencialmente entre los bordes de los surcos de la zona de contacto. Este mecanismo coincide con estudios realizados en simuladores de movimiento multidireccional [44], y puede ser explicado mediante un mecanismo de fatiga, ya que las muestras estuvieron sometidas a un esfuerzo repetido. A nivel macro escala, lo anterior no influye tal como se puede ver en el análisis de elemento finito de la copa y esfera de la figura 5.4. Sin embargo, a micro escala donde interactúan las microasperezas, tiene una influencia considerable ya que el esfuerzo es suficientemente alto para promover micro deformaciones promovidas por cada esfuerzo, las cuales actúan como sitios embrionicos donde se originan las microgrietas, estas se propagan a través de los planos de deslizamiento pudiéndose ramificar y salir nuevamente a la superficie. Lo anterior ocasiona el desprendimiento de la partícula formando una cavidad irregular conocida como pitting.

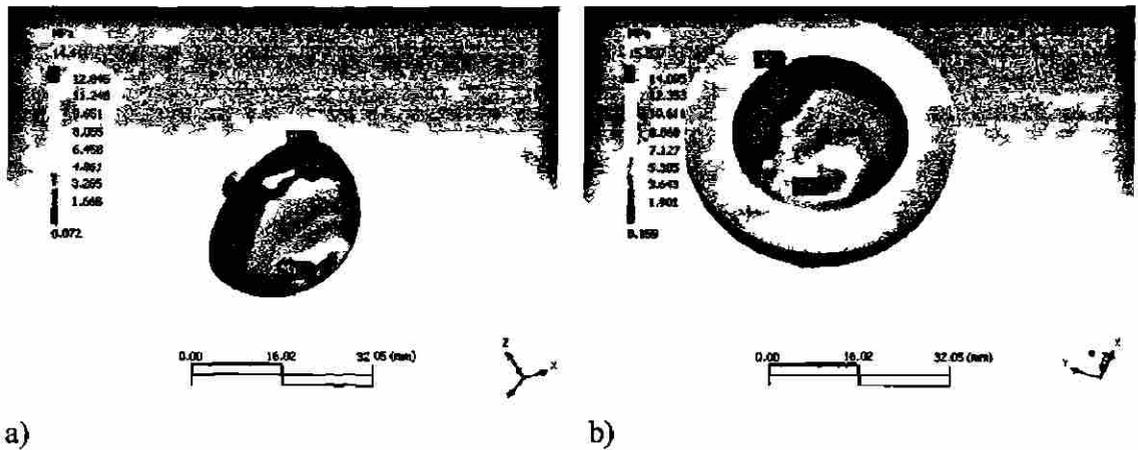


Figura 5.4 Análisis de elemento finito para la cabeza y la copa suponiendo contacto perfecto

500 mil

En el análisis, se encontraron grandes poblaciones de pittings, estos se formaron en la superficie y no en la zona de surcos, esto es obvio ya que el bajo relieve que se encuentra dentro del surco esta por debajo de la superficie de contacto. A pesar de que no se determino la densidad de pittings, ya que es difícil cuantificar sobre una superficie esférica, se pudo apreciar que la mayor densidad de pittings se presentó en las muestras de bajo huelgo con respecto a las de alto huelgo. Esto se debió a que la abrasión en las muestras de alto huelgo fue muy agresiva, formando una gran densidad de surcos y dejando un menor espacio entre ellos donde se continuará efectuando cargas repetitivas en la zona elástica para promover el mecanismo de fatiga (ver figura 4.54).

En la gráfica de la figura 5.5 donde se muestran las curvas de desgaste total para las doce muestras, se observa que el desgaste más severo se presentó en las muestras correspondientes a lo mayores huelgos de acuerdo a la tabla 5.2. Como ya se había mencionado, presentan un bajo espesor de película, lo cual permite que interactúen directamente las asperezas además de no alcanzar un estado estable de desgaste. Por otra parte en todas las muestras que no estuvieron bajo una abrasión severa, se

observaron los micropittings o cavidades generadas por fatiga. De acuerdo a lo observado en las diferentes condiciones presentadas en la figura 5.6. Las poblaciones de los pittings se localizan en superficies de matriz ubicadas entre los carburos, lo cual resulta diferente a lo encontrado por Wimmer [44], quien reportó que los pittings se localizan preferencialmente en los perímetros de los carburos. Tal vez la diferencia se deba a que Wimmer utilizó una aleación trabajada termomecánicamente de bajo contenido de carbono (< a 0.08%) la cual tiene granos muy pequeños en un rango aproximado de 4 a 12 μm , por lo cual el mecanismo de fatiga pudo haber actuado diferente ya que pudo haber desgarrado completamente los granos pequeños cercanos de los carburos.

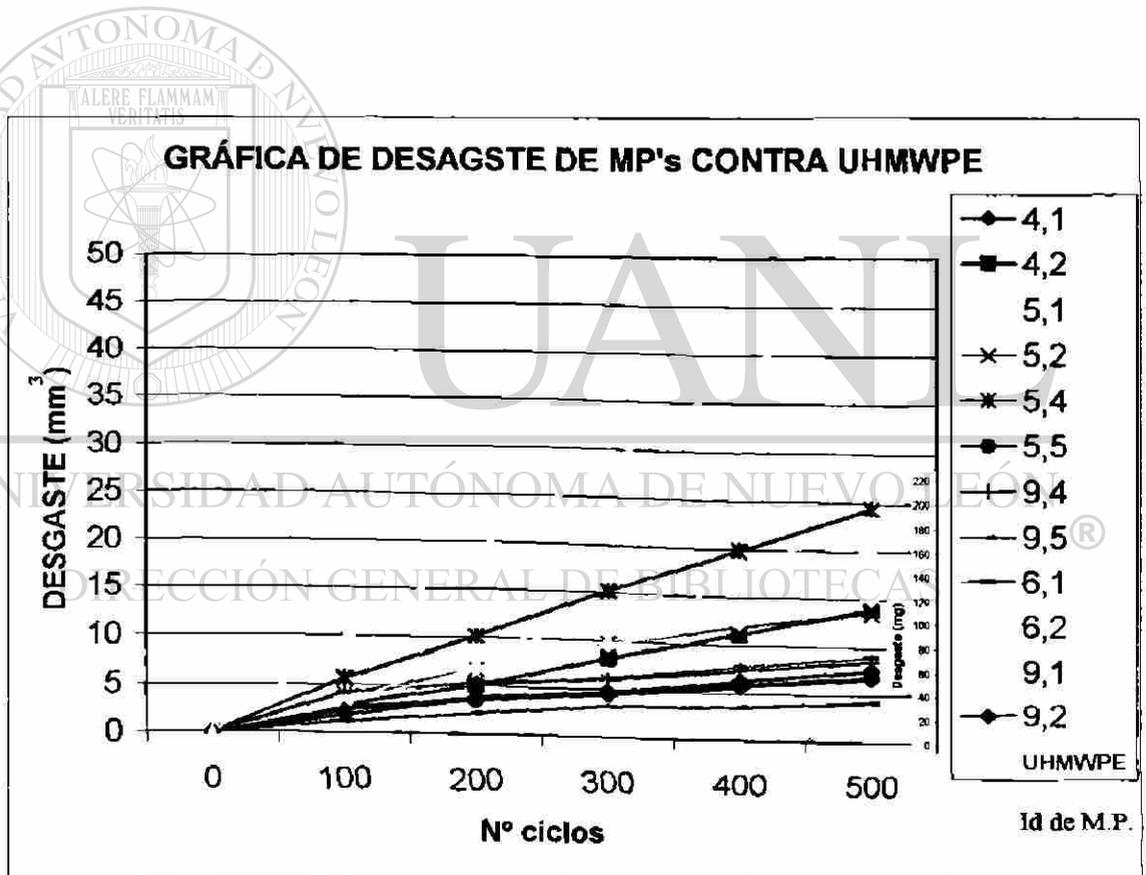


Figura 5.5 Gráfico comparativo entre el de desgaste total de los ensambles de las muestras prototipo y del par mas utilizado actualmente (METAL-UHMWPE)

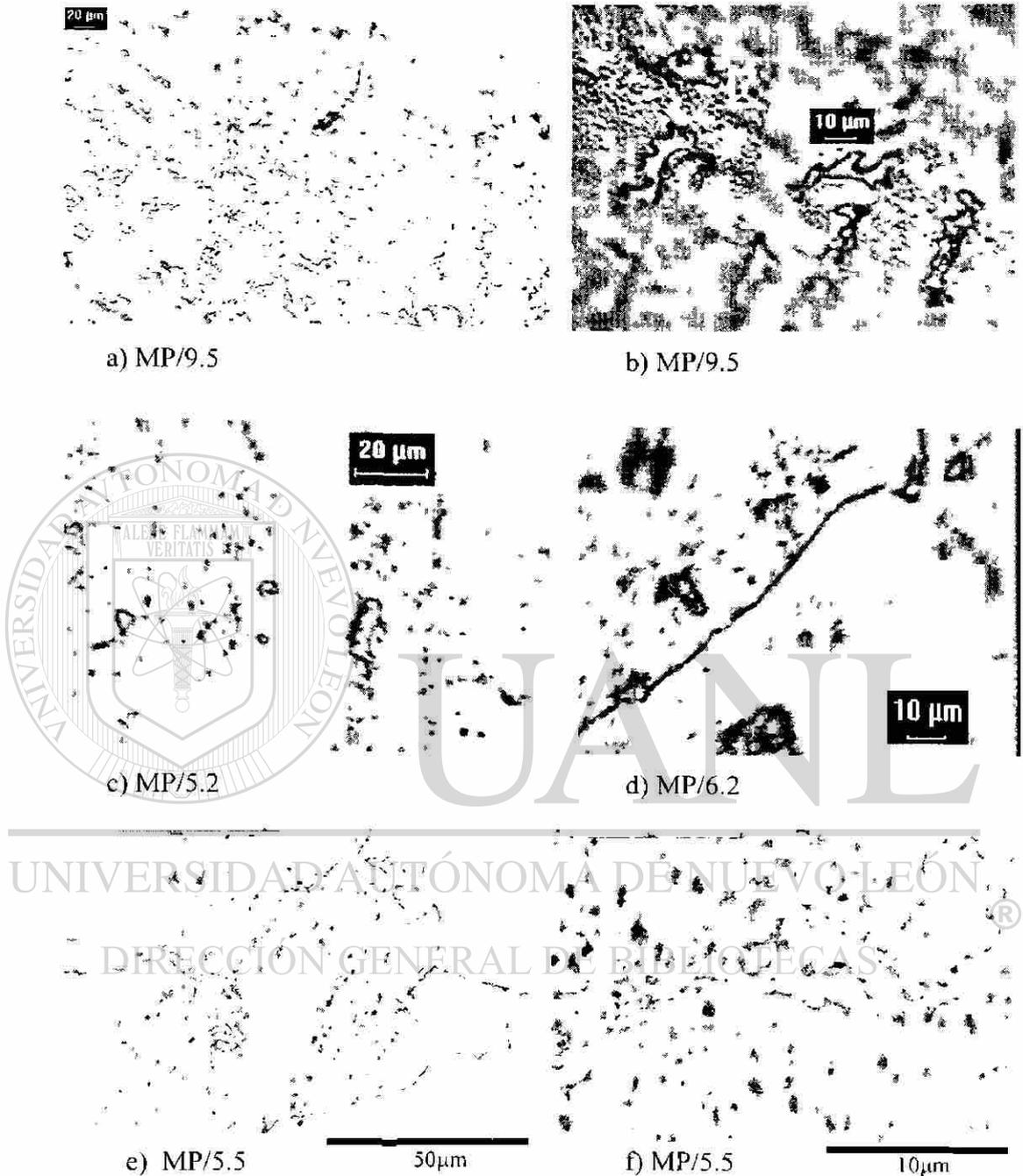


Figura 5.6 Micrografías a 500 mil ciclos de las tres microestructuras. a) y b) condición de colada, c) y d) tratamiento de solución, e) y f) tratamiento combinado. Para todas las condiciones, los micropittings se generaron en la matriz entre los carburos según se puede observar en las micrografías de las cabezas femorales de las muestras prototipo atacadas electroquímicamente.

De acuerdo a los mecanismos de desgaste que tomaron lugar en las muestras con bajo huelgo vistas en la figura 5.6, se pudo observar que la interfase entre carburos y matriz fue lo suficientemente fuerte para soportar los embates de los carburos de la superficie contraria, esto es apoyado mediante las micrografías en las cuales se puede observar que la mayoría de los carburos se mantuvieron hasta los 500 mil ciclos de prueba.

Por otra parte, la formación de películas sólidas en la superficie del metal estuvieron constituidas por los elementos que coinciden con la mayoría de los elementos encontrados en prótesis metal-metal que residieron en pacientes [51]. Las películas se caracterizaron por ubicarse en las zonas de contacto y específicamente en las zonas donde hubo daño por fatiga, con esto podemos decir que la película no es lo suficientemente fuerte para proteger a la superficie cuando actúan mecanismos de abrasión, sin embargo, esto podría indicar que las películas pueden alcanzar a soportar parte de las cargas de contacto cuando existe un régimen de lubricación elastohidrodinámico donde se generan los esfuerzos repetitivos con magnitud en la zona elástica los cuales pueden promover mecanismo de fatiga. Por otra parte es muy posible que este tipo de películas contribuyan en la separación de contacto directo entre las superficies metálicas las cuales promuevan altas velocidades de desgaste por adhesión.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 6

CONCLUSIONES

Factor dimensional

- El huelgo juega un papel importante en el desempeño tribológico. A huelgos mayores de 140 μm se obtuvieron altos desgastes presentando un daño superficial principalmente en forma de surcos con menor daño en forma de “pittings”. A huelgos menores de 140 μm se obtuvieron menores desgastes presentando daño superficial principalmente por “pittings” promovidos por el mecanismo de fatiga.
- En el presente trabajo se encontró que el desgaste depende en mayor grado del huelgo que del par torsional.

Microestructura

- La velocidad de desgaste fue influenciada por la fracción de carburos la cual depende del contenido de carbono y de los tratamientos térmicos posteriores a la colada.

- Las microestructuras con mayor fracción de carburos obtenidas en colada o con el tratamiento térmico combinado, mostraron mayor integridad mecánica superficial lo cual incrementó su resistencia al desgaste.
- Las microestructuras obtenidas por tratamiento de solución, presentaron una menor fracción de carburos y menor resistencia al desgaste.

- La morfología de las películas adheridas a las superficies de las muestras mostraron ser similares a las generadas en pruebas “*in vivo*”.

Máquina de desgaste

- Se diseñó y construyó un simulador mecánico de cadera. Este simulador puede generar una amplia gama de condiciones de movimiento y carga. Los resultados obtenidos son similares a los reportados por otros investigadores, probando ser una alternativa funcional de bajo costo para evaluar el desempeño tribológico de prototipos de implantes de cadera total. Por otra parte se desarrolló una metodología para la evaluación del torque friccional de los prototipos de implantes de cadera total, esta metodología está descrita dentro del punto 3.3.4 de la presente tesis.
- Aún siendo los parámetros de carga considerablemente superiores a los reales, las muestras prototipo de bajo huelgo del presente trabajo, mostraron un desgaste menor de 3 a 12 veces con respecto al par de mayor uso en la actualidad para prótesis de cadera total del tipo UHMWPE – Metal.

Aspectos tecnológicos

- Se estableció la relación propiedades tribológicas, microestructura y procesamiento con la cual se recomienda la utilización de este tipo de implantes metal-metal (Co-Cr-Mo-C) con las siguientes características:
 - Estructura: Matriz rica en cobalto con fracción de carburos de 10 +/-2 %
 - Procesamiento: Fusión de aleación en un rango de 0.21 a 0.35% en peso de carbono, condición de colada o tratamiento combinado, huelgo diametral no mayor a 100µm y parámetro de rugosidad Ra = 0.020µm.
- Se desarrollaron las técnicas y procedimientos de fundición y de acabado para el diseño y la fabricación de implantes de cadera total en aleación ASTM F75.

RECOMENDACIONES

I De acuerdo con los resultados del presente estudio y del estado del arte para los implantes de cadera de contacto metal-metal en aleación Co-Cr-Mo-C, en el siguiente párrafo se citan recomendaciones para continuar con futuras investigaciones en el tema.

- Caracterizar y estudiar el efecto tribológico de las películas de proteínas adheridas a las superficies metálicas durante las pruebas tribológicas.
- Estudiar las partículas generadas por desgaste durante las pruebas tribológicas.
- Estudiar el efecto tribológico de pares metal-metal constituidos completamente por una estructura cristalina hexagonal compacta (hcp).
- Estudiar el efecto tribológico de un tratamiento de carburización superficial en cabezas femorales y copas.
- Estudiar el efecto tribológico de pares metal-metal con aplicación de recubrimientos duros.

II Con el objeto de desarrollar y mejorar tecnologías de evaluación y fabricación para implantes de este tipo, se recomienda continuar con las siguientes áreas de oportunidad.

- Mejorar el control del maquinado de las muestras e implantes prototipo.
- Desarrollar una tecnología para incrementar la velocidad de pulido de esferas y copas.
- Agregar movimiento multidireccional, carga variable y número de estaciones a la máquina de desgaste fabricada en el presente trabajo.
- Desarrollar un enfriador eficiente para la solidificación direccionada de muestras prototipo.

REFERENCIAS

- [1] I. M. Hutchings, Tribology, Ed. Edward Arnold. 1992
- [2] Amstutz HC Grigoris P: Metal on metal bearing in hip arthroplasty. Clin Orthop 329(Suppl): 11-34 (1996)
- [3] McKee GK: Total hip replacement-past, present and future. Biomaterials 3:130-130 – 135, 1982.
- [4] Walker PS, Gold BL: The tribology(friction, lubrication and wear of all metal artificial hip joints. Wear 17:285-299 ; 1971
- [5] Jacobsson SA, Djerf K, Wahlstrom O: 20 years result of Mc Kee-Farrar Vs Charnley prosthesis. Clin Orthop 329 (Suppl): 60-68, 1996
- [6] Weber BG, Experience with metasul total hip bearing system. Clin Orthop 329(Suppl):69-77, 1996
- [7] Weightman BO. Paul II, Rose RM, Simon SR, Radin E: A comparative study of total hip replacement prosthesis, J Biomech: 6:299-311, 1973.
- [8] McCalden RW. Howie DW, Ward L, et al: Observation of the long term behavior of retrieved Mc-Kee Farrar Total hip replacements implants. Trans Orthop. Res. Soc. 20:242, 1995
-
- [9] McKellop H. Campbell P. Park SH, Et al: wear of retrieved metal-metal implants after two decades of clinical use. Trans Comb Orthop Res Soc 2:228, 1995
- [10] McKellop H, Park SH, Chiesa R. et al: In vivo wear of three types of metal on metal hip prosthesis during two decades of use. Clin Orthop 329 (Suppl): 128-140. 1996
- [11] Schmidh M, Weber H, Schon: Cobalt Chrom,ium molybdenum metal combinations for modular hip prostheses. Clin Orthop 329 (Suppl): 35-47, 1996
- [12] Brummitt K, Hardaker CS: Estimation of wear in total hip replacement using a ten station hip simulator. Proc Inst Mech Eng J Eng Med 210:187-190. 1996
- [13] A. R. Troyano and J.L. Tokich, Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 1948, 175, 728.
- [14] O.S. Edwards and H. Lipson, J. Inst. Metals, 1943,69,177.

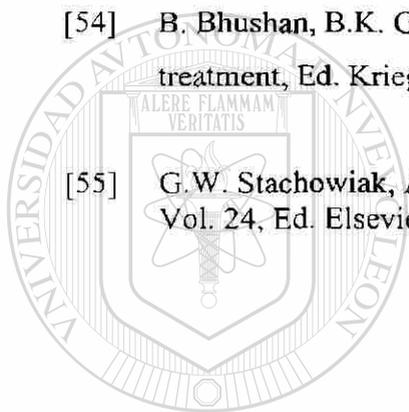
- [15] E. A. Owen and D. Madoc Jones, Proc. Phys. Soc., 1954, [B], 67, 456.
- [16] A. J. T. Clemow and B. L. Daniell. Journal of biomedical Materials Research, Vol. 13, 265-279.
- [17] J. W. Weeton and R.A. Signorelli, Trans. Am., Soc. Met, 47, 815 (1955).
- [18] T. Kilner, R.M. Pilliar, G. C. Weatherly, C. Allibert. Phase identification and incipient melting in cast Co-Cr surgical implant alloy, vol 16, 63-79 (1982).
- [19] H.S Dobbs, J.L M. Robertson. J. Of Materials Science. Vol 18., 391-401 1983).
- [120] B. C. Syrett and S.S. Wing, Corros. 34 (1978) 138.
- [21] R. N. Taylor and R. B. Waterhouse. J. Of Materials Science. Vol 18. 3265-3280 (1983).
- [22] B. Bhushan, B.K. Gupta, Handbook of tribology. Materials, coating and surface treatment, Ed. Krieger, 1991, p2.1-2.41
-
- [23] Arnstutz HC, Beaulé PE, Le Duff MJ. Surface arthroplasty of the hip in the athlete (Spotlight on Surgical techniques). Program and abstracts of the American Orthopaedic Society for Sports Medicine 26th Annual Meeting; June 18-21, 2000; Sun Valley, Idaho.
- [24] Marco A. L. Hernández R., Horacio Villarreal, Alberto Pérez, Mario T, Omar García R Desarrollo de la Tecnología para la Fabricación de la Prótesis Parcial de Cadera, Congreso internacional Fundi expo 2003 Monterrey México
- [25] Paul, J. P. Approaches to design-force action transmitted by joints in the human body. Proc. R. Soc. Lond. B. 1976. 192, page 163-172

- [26] J.B. Medley, J.J. Krygier, J.D. Bobyn, F.W. Chan, A. Lippincott, M. Tanzer., Kinematis of the MATCO Hip Simulator and Issues Related to wear testing of Metal-Metal Implants, **Proceedings of the institution of Mechanical Engineers, Part H, Journal of Engineering in Medicene, Vol. 211, H1, 1997 pp. 89-99**
- [27] Antonio Mani Medrano, Efecto del tamaño del grano sobre la cinética de la transformación marténsítica fcc-hcp en el Co-27Cr-5Mo-0.05C, tesis de postgrado en CINVESTAV Saltillo
- [28] M. A. L. Hernández, Fases intermetálicas en aleación ASTM F75 para prótesis. Tesis de maestría en ingeniería mecánica con especialidad de materiales UANL FIME (2001)
- [29] J.B. Medley, J. M. Dowling, R. A. Poggie, J.J. Krygier, J.D. Bobyn, Simulator of wear of some commercially available metal on metal hip implants, **Alternative bearing surfaces in total joints replacement, ASTM STP 1346, J.J. Jacobs and T.L. Craig, Eds., American Society for testing and materials, 1998**
- [30] S. C. Scholes, A. Unsworth. Pin-on-plate studies of rotation on the wear of metal-on-metal samples, **journal of materials science: materials in medicine 12 (2001) 399-303**
- [31] J. L. Tipper, P. J. Firkins, E. Ingham, J. Fisher, M. H. Stone. R. Farrar. **Quantitative análisis of the wear debris from low and high carbon content cobalt chrome alloys used in metal on metal total hip replacements. Journal of materials science: materials in medicine. 10 (1999) 353-362**
- [32] F.W. Chan, J. D. Bobyn, J. B. Medley, J. J. Krygier, S. Yue, M. Tanzer, Clin. Orthop. Rel. Res. 333 (1996) 96

- [33] C. V. García, Estudio del efecto de la velocidad de enfriamiento y del contenido de carbono sobre la microestructura de la aleación Co-26Cr-5.8Mo. Tesis de postgrado, CINVESTAV Saltillo (1999)
- [34] J. G. Bowsher, J. Nevelos, J. Pickard, J. C. Shelton. Do standard heat treatment processes influence large diameter metal on metal wear? - An in vitro study under normal and adverse conditions. Communication from the IRC in Biomedical mat., Queen Mary, univ of London, UK Corin Ltd.
- [35] P. Rodríguez. Construcción del diagrama de fase Co.Cr-Mo-C. Tesis de Ingeniería Mecánica. UANL-FIME 2000.
- [36] A. Salinas, J. C. Escobedo, H. Mancha, D. A. Cortes, Investigación en biomateriales en el CINVESTAV. Ciencia (1994) 45, 359-374
- [37] M. Caudillo, Disolución de carburos en una aleación ASTM F75, tesis de postgrado en CINVESTAV Saltillo. (1999)
- [38] K. Rajan, J. B. Vander Sande, Room temperature strengthening mechanisms in a Co-Cr-Mo-C alloy, Journal of materials science, 17 (1982) 769-778
- [39] A. Saldivar. Estudio por difracción de rayos-x "in situ" de la transformación martensítica isotérmica en la aleación Co-27Cr-5Mo-0.05C. Tesis de doctorado en CINVESTAV Saltillo. (1999)
- [40] Clarke Eng. Med., 10,4: 189-198
- [41] S. Williams, T. D. Stewart, E. Ingham, M. H. Stone, J. Fisher. Metal-on-metal bearing wear with different swing phase loads.

- [42] Kenneth R. St. John, L. D. Zardiackas, R. A. Poggie. Wear evaluation of cobalt-chromium alloy for use in metal-on-metal hip prosthesis. Wiley interscience (2003)
- [43] H. Lucas Anissian, A. Stark, V. Good, H. Dahlstrand, Ian C. Clarke. The wear pattern in metal-on-metal hip prostheses. Wiley interscience (2001)
- [44] M.A. Wimmer, J. Loos, R. Nassutt, M. Heitkemper, A. Fischer: The acting wear mechanism on metal-on-metal hip joint bearings: in vitro results. Wear 250 (2001) 129-139
- [45] P.S. Walker, B.L. Gold, The tribology (friction, lubrication and wear) of all metal artificial hip joints, Wear 17 (1971) 285-299
- [46] S. C. Scholes, A. Unsworth, R.M. Hall, R. Scott. The effects of material combination and lubricant on the friction of total hip prostheses. Wear 241 (2000) 209-213
- [47] J.B. Medley, J.D. Bobyn, J.J. Krygier, F.W. Chan, M. Tanze, G.E. Roter, Elastohydrodynamic lubrication and wear of metal-on-metal hip implants, in: C. Rieker, S. Oberholzer, U. Wyss (Ed.), World tribology forum in arthroplasty, Hans Huber, Bern, pp, 3-14, 2001.
- [48] I.J. Udofia, Z.M. Jin, Elastohydrodynamic lubrication analysis of metal-on-metal hip resurfacing prostheses, Journal of Biomechanics 36 (2003) 537-544
- [49] B. J. Hamrock & D. Dowson. Elastohydrodynamic lubrication of elliptical contacts for materials of low elastic moduls. 1: fully flooded conjunctions. Trans. ASME, J. Lubric. Technol., 100 (1978), 236-245
- [50] K.L. Jonson, J.A. Greenwood, S.Y. Poon, Simple theory of asperity contact in elastohydrodynamic lubrication, Wear 19(1972)91-108

- [51] M.A. Wimmer, C. Sprecher, R. Hauert, G. Tager, A. Fischer: Tribochemical reaction on metal-on-metal hip joint bearings: a comparison between in-vitro and in-vivo results, *Wear* 255 (2003) 1007-1024
- [52] Pagina web de medicina en línea "Medline"
http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/spanish/ency/esp_imagepages/18026.htm.
- [53] ASTM Vol. 13.01 Medical Devices, annual book of ASTM standards, American Society for Testing and Materials.
- [54] B. Bhushan, B.K. Gupta, Handbook of tribology. Materials, coating and surface treatment, Ed. Krieger, 1991, p 2.1-2.41.
- [55] G.W. Stachowiak, A. W. Batchelor, Engineering Tribology, Tribology Series Vol. 24, Ed. Elsevier, Amsterdam, 1993.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1	a) Articulación de la cadera dañada por fractura en el cuello femoral, b) esquema de una prótesis total de cadera formada por un acetábulo artificial y una esfera-vástago empotrados en el fémur.	6
2.2	Diagrama pseudo-ternario de Co-Cr-C a 5% de Mo a 1210°C.	16
2.3	Esquema ilustrativo del mecanismo de abrasión entre a) dos cuerpos y b) tres cuerpos.	23
2.4	Esquema del proceso de desgaste por fatiga.	24
2.5	Desgaste por fatiga en un diente de engrane.	25
3.1	Esquema del plan experimental.	28
3.2	Modelo de Harlan C. Amstutz para la prótesis total de cadera metal-metal.	29
3.3	Modelo e isometría del ensamble de la articulación de la prótesis prototipo utilizado para pruebas tribológicas.	30
3.4	Corte transversal en semiesfera y vástago de la cabeza femoral de la muestra prototipo.	30
3.5	Diseño y molde para la fabricación de la prótesis-prototipo, a) Dibujo del molde para semiesfera y vástago, b) Molde bipartido fabricado en aluminio.	31
3.6	Molde para la fabricación de la copa acetabular de la prótesis prototipo.	32
3.7	a) Máquina de inyección de cera b) proceso de inyección de cera, c) y d) desmoldeo de patrones en cera.	33
3.8	Diseño de colada para las semiesferas.	34
3.9	Árbol de colada en ceras.	35
3.10	Baño de agua para enjuague de árboles de cera.	35
3.11	Preparación de primer lodo cerámico.	38
3.12	Baño de cerámica coloidal del árbol en cera para las muestras prototipo.	39

3.13	Aplicación de arenas después de la inmersión en lodo, a) Método de lluvia, b) Método mediante cama fluida de arena.	40
3.14	Equipo de inducción utilizado para la fusión de la aleación base cobalto.	45
3.15	Inyección de argón de ultra alto grado de pureza 99.99%.	45
3.16	Vástago de prótesis con defectos tipo a) zonas oscuras, b) cavidades.	46
3.17	Filtros cerámicos para aleaciones base cobalto.	48
3.18	Medición de temperaturas antes del vaciado.	48
3.19	Extracción de las muestras prototipo después de vaciado.	49
3.20	Torno de CNC utilizado para el maquinado de las muestras prototipo.	50
3.21	a) Esfera colocada en el chuck del taladro. b) Se muestra el aditamento especial para el proceso de pulido.	51
3.22	Muestras testigos seccionadas en la zona polar.	53
3.23	Gráfico de la curva del tratamiento térmico de solución.	54
3.24	Muestras prototipo después del tratamiento térmico de solución.	54
3.25	a) Curva del tratamiento térmico combinado. b) curva de calentamiento del tratamiento de solución.	55
3.26	Medición de rugosidades en muestras prototipo, a) Medición de rugosidad en la esfera, b) Medición de rugosidad en muestra prototipo (copa).	58 [®]
3.27	Medición de huelgo y error de forma de muestras prototipo en la máquina de coordenadas EOS.	59
3.28	Movimientos de la articulación de la cadera.	60
3.29	Gráfica de comportamiento de la carga en un ciclo de marcha.	60
3.30	Comparación entre articulaciones de caderas.	61
3.31	Primeros diseños de una estación de la máquina de desgaste. (cotas en mm).	62
3.32	Máquina de desgaste para las muestras prototipo.	63

3.33	Vista lateral de la máquina de desgaste diseñada para el presente estudio.	64
3.34	Embrague de la máquina de desgaste.	65
3.35	Tornillo nivelador de la copa.	65
3.36	Tornillo de carga. a) Esquema , b) dibujo en 2D dimensionado en mm.	66
3.37	En la fotografía a) se encuentra la copa con el contenedor de plástico adherido mediante una resina, en el b) se puede observar el suero bovino en conjunto con los funguicidas utilizados y en la fotografía del c) se puede observar el implante prototipo en operación.	67
3.38	Copas y contenedores.	68
3.39	Distribución de copas en cada estación de la máquina.	68
3.40	Método de acoplamiento y fijación de la copa.	69
3.41	Sistema de nivelación de la copa con el eje concéntrico al perno.	69
3.42	Fijación con contratuerca.	70
3.43	Ensamble y fijación en la cabeza del cluth.	70
3.44	Protección con cinta plástica.	71
3.45	Ensamble del clutch y el tornillo de carga.	71
3.46	Preparación del lubricante y aplicación en el contenedor.	72
3.47	Dinamómetro digital.	73
3.48	Nivelación perpendicular de la estructura.	73
3.49	Sujeción del gancho del dinamómetro a la estructura.	74
3.50	Medición de la fuerza necesaria para mover la estructura.	74
4.1	Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/4.3 con ataque electrolítico en HCl; condición de colada; 0.21 %C.	80
4.2	Microestructuras de la muestra testigo T/5.3 con ataque electrolítico en HCl a diferentes magnificaciones.	81

4.3	Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/5.6. Tratamiento combinado, 0.21 %C.	82
4.4	Microestructuras de la muestra testigo T/9.6 con ataque electrolítico en HCl. Condición de colada, 0.31%C.	84
4.5	Microestructura de la muestra testigo T/6.3 con ataque electrolítico en HCl. Tratamiento de solución, 0.31 %C.	85
4.6	Microestructuras a diferentes magnificaciones de la muestra testigo T/9.3 con ataque electrolítico en HCl. Tratamiento combinado, 0.31 %C.	86
4.7	Ejemplo de campo oscuro de una de las zonas de las diferentes microestructuras utilizadas para cuantificar la fracción de área ocupada por carburos para cada muestra testigo.	87
4.8	Micorscopía electrónica de barrido de la muestra testigo T/4.3. Condición de colada, 0.31 %C. a) y b) micrografías y c) espectro de composición química del carburo en b).	89
4.9	Microestructura de la MP/4.1 a 2000x. Condición de colada, 0.31 %C.	90
4.10	Micrografía de la muestra testigo T/5.3 a 3000x.	91
4.11	Espectros de análisis cualitativo de los puntos señalados en la micrografía de la muestra T/5.3 de la figura 4.10.	91
4.12	Micrografías de la muestra prototipo MP/5.1. Tratamiento de solución.	92
<hr/>		
4.13	Microestructuras de la muestra testigo T/5.6. Tratamiento combinado, 0.21%C.	92
4.14	Espectros de la micrografía del inciso b) de la figura 4.13.	93
4.15	Micrografías de la muestra prototipo MP/5.4. Tratamiento combinado, 0.21%C.	93
4.16	Micrografía a 3000x de la muestra prototipo T/9.6 mostrando poros por gas.	94
4.17	Espectro cualitativo para muestra testigo T/9.6.	94
4.18	Micrografía a 2000x de la muestra prototipo MP/9.4.	95
4.19	Micrografía de la muestra testigo T/6.3. Tratamiento de solución, 0.31 %C.	96

4.20	Micrografía de la muestra prototipo MP/6.1. Tratamiento de solución, 0.31%C.	96
4.21	Micrografía a 6000x de la muestra testigo T9.3. Tratamiento de solución, 0.31 %C.	97
4.22	Micrografía de la muestra prototipo MP/9.1 a 12,000x. Tratamiento combinado, 0.31 %C.	97
4.23	Fotografías de la cabeza femoral MP/4.1.	101
4.24	Fotografías de la cabeza femoral MP/4.2.	101
4.25	Fotografías de la cabeza femoral MP/5.1.	102
4.26	Fotografías de la cabeza femoral MP/5.2.	102
4.27	Fotografías de la cabeza femoral MP/5.4.	102
4.28	Fotografías de la cabeza femoral MP/5.5.	103
4.29	Fotografías de la cabeza femoral MP/9.4.	103
4.30	Fotografías de la cabeza femoral MP/9.5.	103
4.31	Fotografías de la cabeza femoral MP/6.1.	104
4.32	Fotografías de la cabeza femoral MP/6.2.	104
4.33	Fotografías de la cabeza femoral MP/9.1.	104
4.34	Fotografías de la cabeza femoral MP/9.2.	105
4.35	Desgaste total (perdida en peso de cabeza y copa) de muestras prototipo.	106
4.36	Desgaste en cabezas femorales de las muestras prototipo.	107
4.37	Desgaste en copas de las muestras prototipo.	107
4.38	Micrografía y espectro cualitativo de la MP/4.1.	109
4.39	Micrografía y espectro cualitativo de la MP/4.1.	110
4.40	Micrografía y espectro cualitativo de la MP/5.1.	111
4.41	Micrografías a diferentes aumentos de la MP/5.4.	112
4.42	Micrografías de la MP/5.4.	113
4.43	a) Micrografía de la MP/5.4 mostrando una partícula atrapada dentro del surco y b) análisis cualitativo de la partícula.	114

4.44	Micrografía de la MP/9.2.	115
4.45	Micrografías y espectros cualitativos de la MP/9.2.	116
4.46	Surcos aislados en la muestra MP/9.2.	117
4.47	Micrografía de muestra prototipo MP/5.2 a 3200x.	118
4.48	Micrografías de la muestra prototipo MP/5.2.	118
4.49	Micrografías de la muestra prototipo MP/5.4.	119
4.50	Microestructura de la MP/4.1 a 500x.	120
4.51	Micrografías de la MP/4.1.	121
4.52	MP/4.1, a), b), c) y d) Huellas de desgaste a 500 mil ciclos y e) análisis cualitativo en material ubicado dentro de las cavidades vistas en el inciso d).	122
4.53	Micrografías de la muestra MP/9.4, huellas de desgaste a 500 mil ciclos.	123
4.54	Micrografías de la muestra MP/5.1 a 500 mil ciclos.	124
4.55	Micrografías de la MP/5.2.	125
4.56	Micrografías de la MP/6.1 a 500 mil ciclos.	126
4.57	Micrografías de la MP/5.4 a 500 mil ciclos.	127
4.58	Micrografía de la MP/5.5 con ataque electroquímico.	128
5.1	a) Factor de fricción contra huelgo, b) torque de fricción contra huelgo.	137
5.2	Gráfica comparativa del efecto de contenido de carburos y huelgo sobre el desgaste de las 12 muestras prototipo.	140
5.3	Gráfica comparativa del desgaste contra a) contenido de carburos y b) huelgo en el rango de -20 a $140 \mu\text{m}$.	141
5.4	Análisis de elemento finito para la cabeza y la copa suponiendo contacto perfecto.	143
5.5	Gráfico comparativo entre el de desgaste total de los ensambles de las muestras prototipo y del par más utilizado actualmente (METAL-UHMWPE).	144
5.6	Micrografías a 500 mil ciclos de las tres microestructuras.	145

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	página
2.1	Requerimientos químicos de colada (% en peso) de la aleación STM F75-92 Cobalto-Cromo-Molibdeno fundida.	7
2.2	Propiedades mecánicas de aleaciones y metales biocompatibles [53].	8
2.3	Requerimientos químicos de colada (% en peso) de la aleación ASTM F75-92 Cobalto-Cromo-Molibdeno fundida.	10
2.4	Tolerancias en los requerimientos químicos de prótesis (% en peso)	10
2.5	Propiedades mecánicas para aleación ASTM F75 en condición de colada	11
2.6	Requerimientos químicos para aleación forjada (% en peso).	11
2.7	Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) de una aleación forjada ASTM F799-96.	12
2.8	Propiedades mecánicas para una aleación forjada ASTM F799-96	12
2.9	Requerimientos químicos de colada (% en peso).	13
2.10	Tolerancias en los requerimientos químicos para producto final (% en peso) para una aleación ASTM F1537-94 [53].	13
2.11	Propiedades mecánicas de aleaciones Co-Cr para implante quirúrgico	14
3.1	Diseño de experimentos	27
3.2	Matriz experimental.	52
3.3	Grupos de muestra aleatorios para las pruebas de desgaste	75
4.1	Composición química (% en peso).	77
4.2	Resultados de fracción de área ocupada por carburos en muestras testigo	88
4.3	Durezas para las microestructuras testigo con diferentes tratamientos	98
4.4	Parámetro de rugosidad Ra de las muestras prototipo	98
4.5	Caracterización dimensional de los ensambles copa y cabeza de las muestras prototipo utilizadas en las pruebas tribológicas.	99
4.6	Fracción de área ocupada por la huella de contacto	100

4.7	Torques de fricción para el contacto de las muestras prototipo.	105
5.1	Huelgos diametrales y torques de fricción.	106
5.2	Datos de fracción de área de carburos y huelgos	138
5.3	Valores de desgaste en el rango de 100 mil a 500mil ciclos.	140

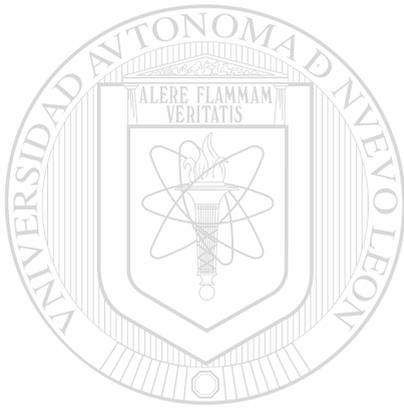


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



ANEXO A1

Estudio de factibilidad

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

1 Estudio de factibilidad

1.1 Selección de proceso

Existen diversas formas de fabricar los implantes de cadera total de contacto metal-metal, podemos mencionar a grandes rasgos tres posibles procesos: El forjado, el maquinado a partir de placas provenientes de procesos termomecánicos y la fundición. Por razones tanto de disponibilidad de infraestructura así como de la obtención de muestras prototipo con las variables que se utilizaron en este trabajo, se seleccionó la metodología de fusión y vaciado de precisión o comúnmente conocida como vaciado a la cera perdida. Este proceso además de tener ventajas como la facilidad para obtener geometrías complejas a tolerancias cerradas, tiene la ventaja de poder fabricar los implantes a bajo costo, lo cual contribuye con uno de los objetivos de este trabajo: obtener los elementos necesarios para poder integrarlos a una empresa de base tecnológica que participe en la satisfacción de muchos pacientes que necesitan de un implante de cadera total. Por otra parte, el proceso de fusión y vaciado de precisión, es uno de los métodos que ofrece grandes ventajas en el acabado superficial de las piezas, esto significa que los pasos para obtener las dimensiones finales del producto, son mínimos disminuyendo los costos y tiempos de procesos posteriores. Los subprocesos generales de la metodología de fusión y vaciado de precisión son:

- Diseño del prototipo
- Inyección de cera
- Formación del árbol de colada en cera
- Lavado de árbol de cera
- Recubrimiento cerámico
- Evacuación de cera en el autoclave
- Sinterización
- Fusión y vaciado
- Subprocesos finales (acabado)

1.2 Pruebas

Básicamente, el estudio de factibilidad preliminar, se realizó con el objeto de obtener información acerca de:

- El efecto de un sistema enfriador sobre la solidificación
- Conocer la viabilidad para obtener superficies de acabado de copas y esferas sin realizarles un maquinado.

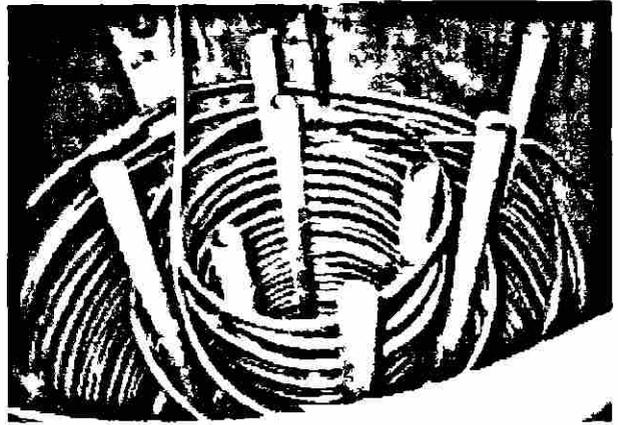
En los siguientes puntos, se describe de forma general las pruebas junto con los resultados los cuales sirvieron como información inicial para el desarrollo de las muestras prototipo de la presente tesis.

Solidificación forzada a través de un dispositivo enfriador.

Para las pruebas de solidificación forzada, se construyó un sistema enfriador el cual se puede ver en la figura A1-1, el sistema enfriador esta formado por un contenedor metálico aislado térmicamente, en el interior se coloca CO₂ seco a fin de estar en contacto con un tubo de cobre de 28 metros de longitud en forma de serpentín. Uno de los extremos del serpentín, esta conectado a una línea de aire comprimido el cual es enfriado al pasar por el circuito del contenedor, una vez enfriado, es conducido hacia un aditamento visto en el inciso a de la figura A1-2, cuya función es distribuir el aire frío hacia la superficie de las 4 esferas (cabezas femorales) inferiores del molde cerámico como se puede apreciar en el inciso b de la misma figura.

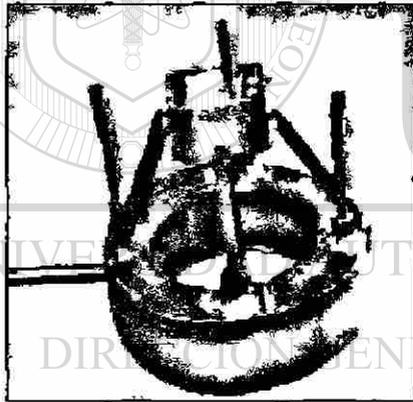


a) Exterior

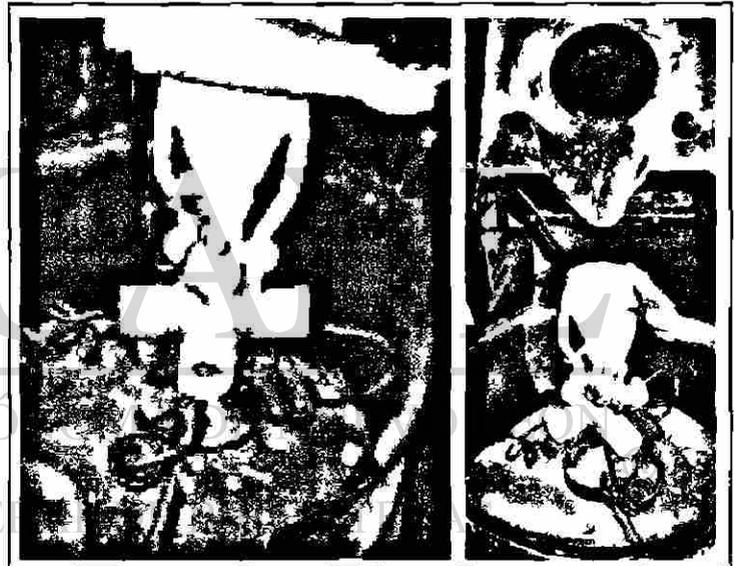


b) Interior

Figura A1-1 Sistema enfriador de aire



a) Distribuidor de aire

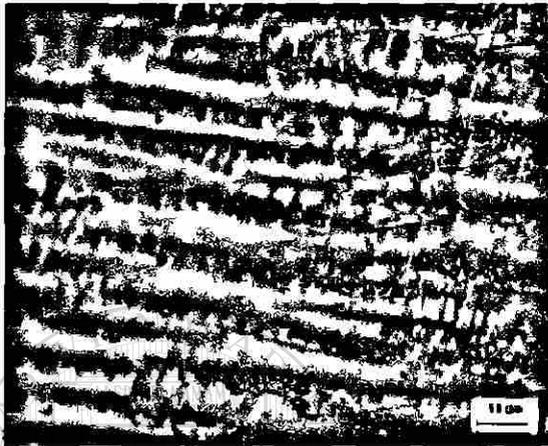


b) Inyección de aire frío a molde cerámico

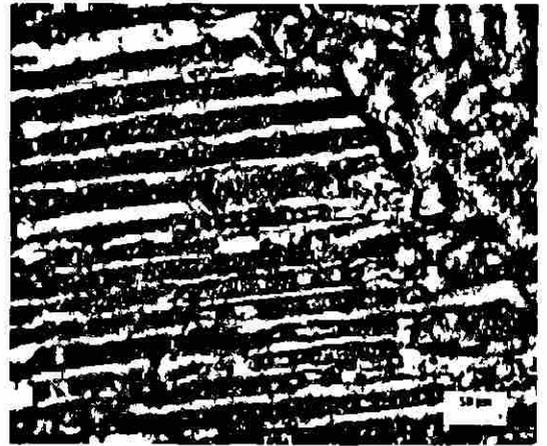
Figura A1-2 Inyección de aire frío sobre la superficie de las esferas.

De acuerdo al estudio metalográfico de figura A1-3 el cual fue realizado en el corte transversal de una esfera con solidificación al aire a) y otra con solidificación forzada por convección de aire frío generado por el sistema mencionado b). Se pudo apreciar que ambas piezas, mostraron un crecimiento dendrítico columnar, el cual se promovió por la nucleación heterogénea efectuada en la superficie de la pared del molde hacia el centro

de la pieza. En el caso de la solidificación forzada, se puede apreciar que el espaciado interdentrítico secundario es menor, sin embargo no lo suficiente para presentar cambios significativos entre ambas microestructuras en la zona de trabajo de estas durante las pruebas tribológicas.



a) solidificación al aire



b) Solidificación forzada

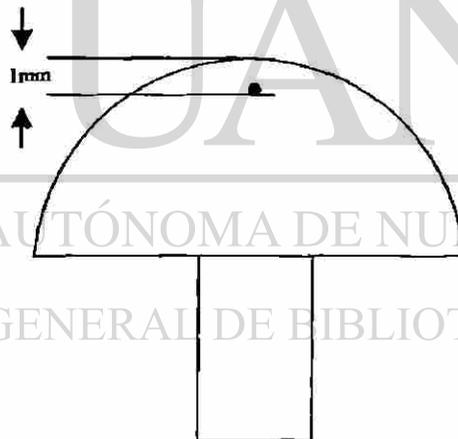


Figura A1-3 Metalografías a 100x sobre corte transversal de esferas con enfriamiento al aire y con enfriamiento forzado. Las metalografías se realizaron a 1 milímetro bajo la superficie según se puede ver en el inciso c.

Pruebas para conocer la factibilidad de eliminar el maquinado.

El maquinado representa un alto costo para el desarrollo de implantes de cadera metal-metal así como para el desarrollo de este proyecto, debido a esta razón, se realizaron pruebas preliminares para lograr un ensamble apto proveniente de fundición sin realizar un maquinado. Para esto se fabricaron 4 probetas tipo semiesferas mediante un molde improvisado según se puede ver en la figura A1-4. En la tabla A1-1, se presentan las contracciones para las cuatro muestras en cera y en metal. Esto da como resultado una contracción promedio para la esfera de un 2.95%.

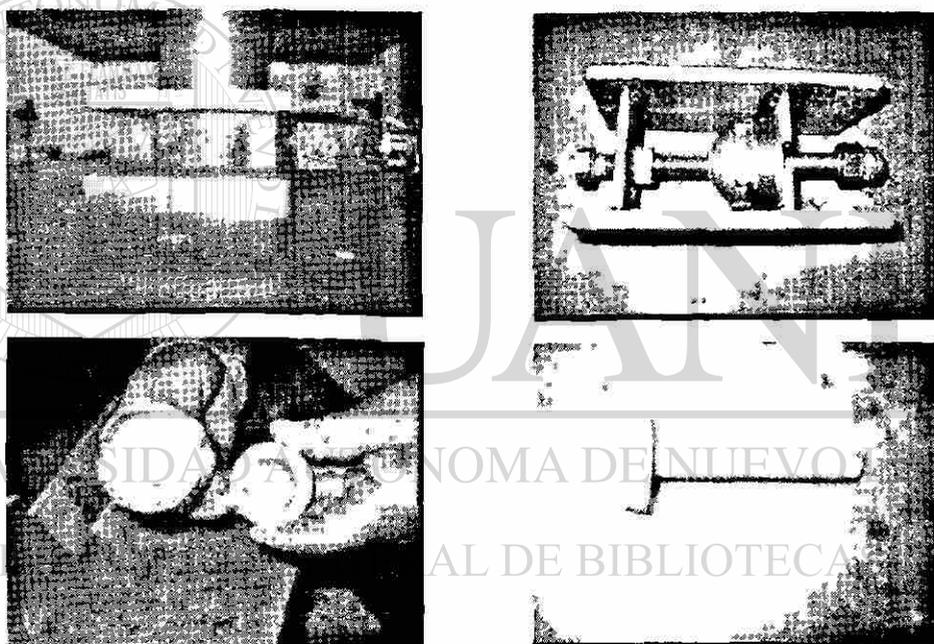


Figura A1-4 Obtención de muestras para estudios de contracción

Tabla A1-1

N. Muestra	PARAMETROS DE INYECCIÓN						Flujo de Inyección	mm In Ø Molde	mm In Ø Cera	Dimension Metal sin Acabado	Dimension Metal con Acabado	Modo Enfriamiento
	Temperatura baño (°C)	Temp. de Pistones (°C)	Temp. de Manguera (°C)	Temp. Inyección (°C)	Tiempo Inyección (seg)	Presión Inyección PSI						
I	166	153	150	143	30	640	1	30.64 1.20635	30.46 1.1995	29.74	29.49	H2O
II	163	152	150	142	30	640	1	30.64 1.20635	30.46 1.2005	29.75	29.51	H2O
III	160	152	153	142	30	540	1	30.64 1.20635	30.21 1.2019	29.72	29.477	H2O
IV	158	151	153	143	30	640	1	30.64 1.20635	30.46 1.2000	29.72	29.51	H2O
V	155	152	150	143	30	640	1	30.64 1.20635	30.46 1.2000			H2O

Una vez obtenida la contracción, se generaron patrones en cera tipo escalera (ver figura A1-5), a estos patrones en cera, se les aplicaron diferentes procedimientos de ataque superficial y diferente composición de recubrimiento cerámico en la primera capa. esto con el objeto obtener el procedimiento óptimo para generar una menor rugosidad en la pieza metálica fundida. Los resultados se pueden ver en las figuras A1-6 a A1-9 siendo el tratamiento superficial de enjuague en agua y el recubrimiento de harina de zirconia malla 325 en la primera capa, la que generó la menor rugosidad ($R_a = 37 \mu\text{in}$) en la superficie final del molde cerámico.



Figura A1-5

A pesar de lograr obtener bajas rugosidades de colada y el ensamble con un sobre-material controlado, se presentaron defectos superficiales por arrastre de cerámicos durante el vaciado de metal, este fenómeno no se pudieron eliminar por completo, debido a esta razón, se hizo imprescindible el maquinado de las áreas de contacto en copa y esfera.

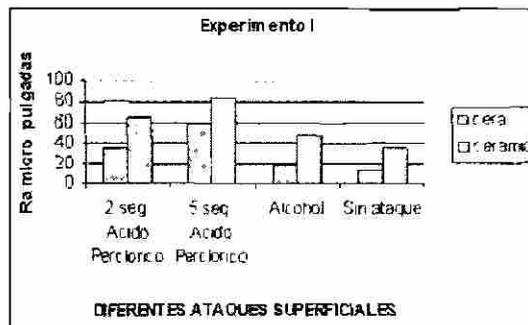


Figura A1-6 Primera capa: Harina de zirconia malla 325

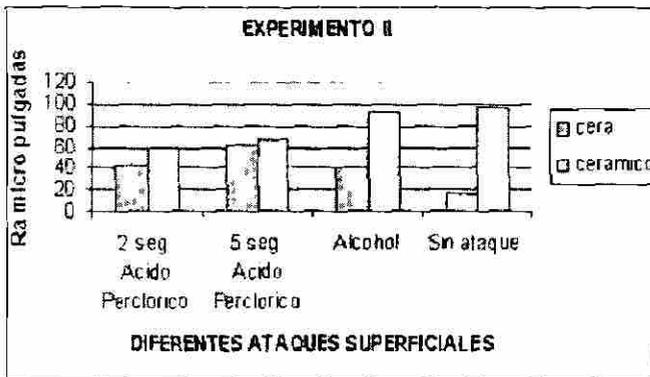


Figura A1-7 Primera capa: Alúmina malla 100

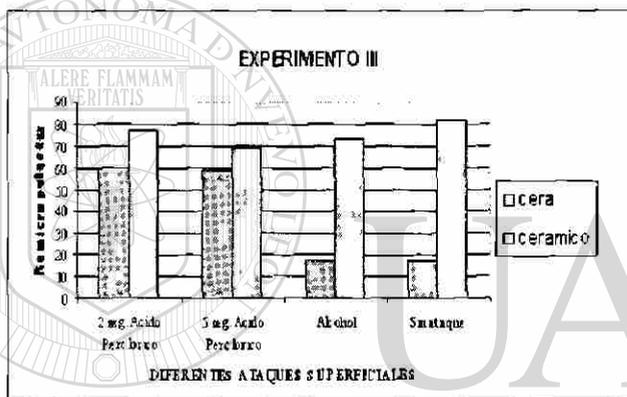


Figura A1-8 Primera capa: 30% sílica malla 125, 70% zirconia malla 350

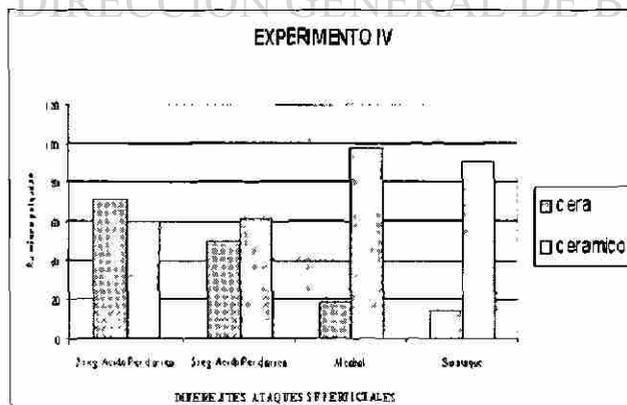
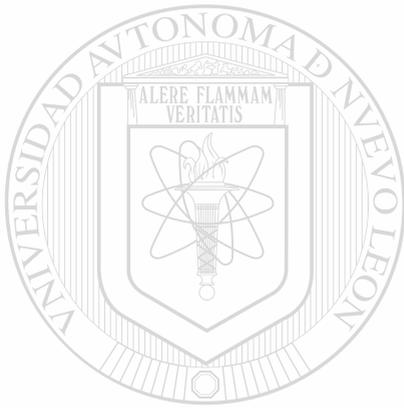


Figura A1-9 Primera capa: 100% zirconia malla -80+100



ANEXO A2

Simuladores de cadera

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

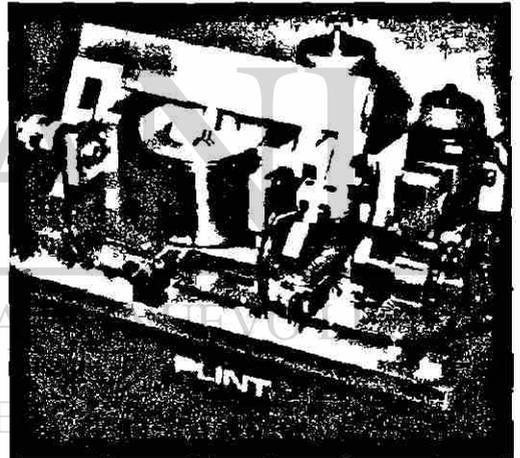
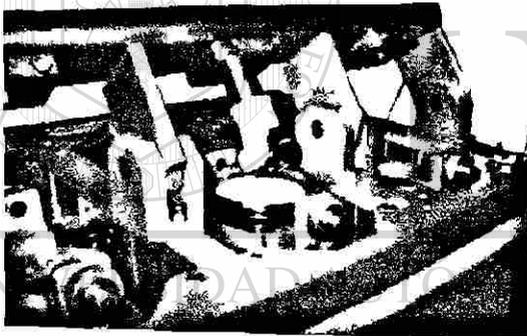
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

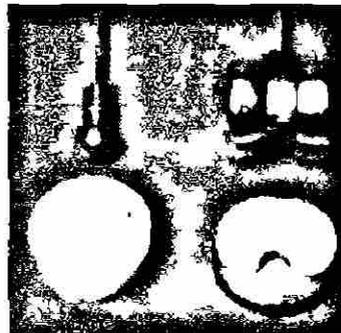
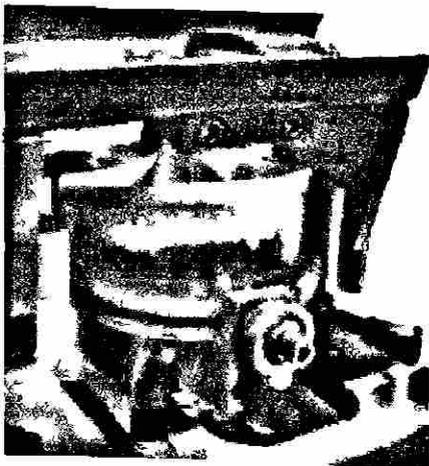


Simulador de desgaste de cadera INSTRON

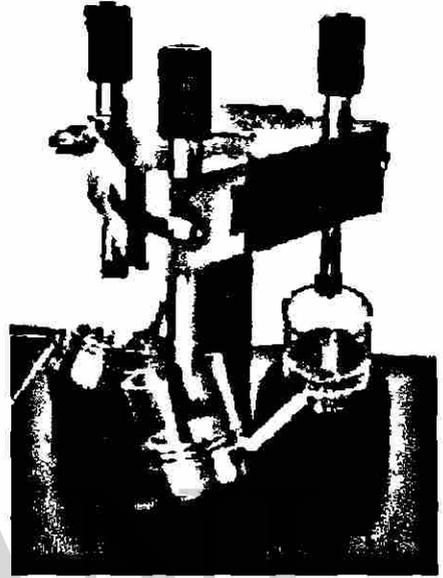
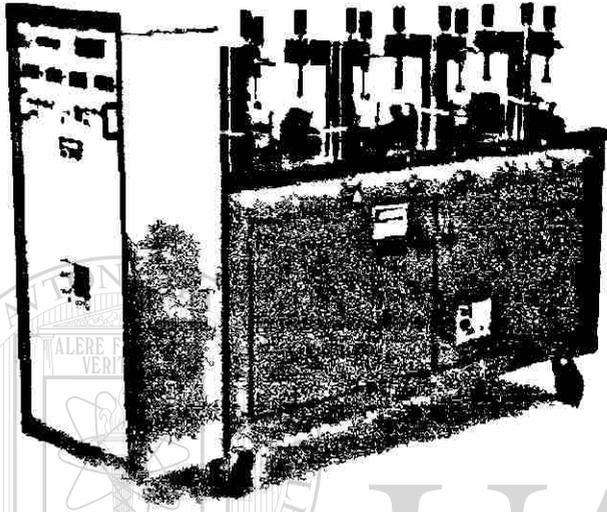
Simuladores PLINT



Muestras de cadera y rodilla para



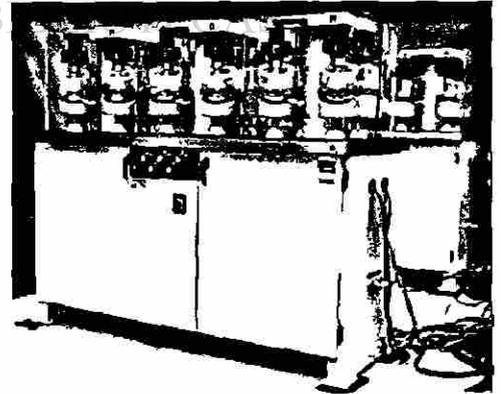
Simulador de la UNIVERSIDAD SHORE WESTERN



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Simulador de desgaste MTS

®





ANEXO A3

Historia de los implantes de cadera total de contacto metal-metal

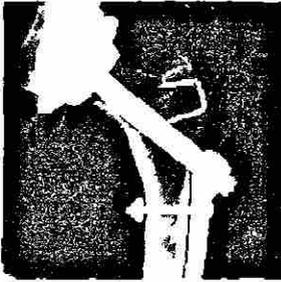
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Historia de los implantes de cadera total de contacto metal sobre metal



1938

P. Wiles, Londres (UK)

6 operaciones, resultados desconocidos.



1956.

G. K. McKee (UK)

Prótesis tipo "Thompson"
26 implantes.



1959

K. M. Sivash (Moscow)

Hecha de acero y después de aleación Co-Cr.



1964

P. Ring - Redhill (UK)

Copa con un vástago implantado.



1965

K. McKee-J. Farrar (UK)

Revisión de la prótesis de Thompson



1965

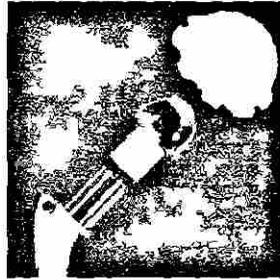
A. H. Huggler - Chur (CH)

Primeros pares de metal-metal producidos en Suiza.



1965

M. E. Muller - St. Gallen
(UK)



1972

B. G. Weber - St. Gallen
(CH) Cabeza rotacional de Co-Cr.
Sigue a la venta.



1988

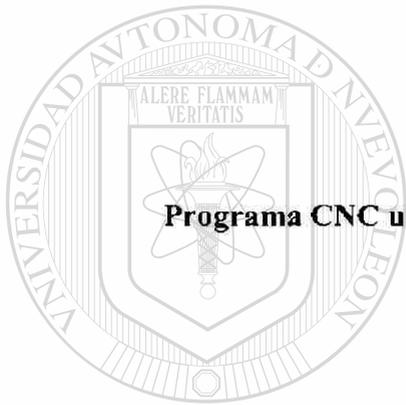
B. G. Weber - St. Gallen
(CH) Primer implante
Metasul.



Modelo de Harlan C.
Amstutz influenciado por
los diseños de JUDET
(1945)



1998
Metasul se introduce en el
Mercado americano.



ANEXO A4

Programa CNC utilizado para el maquinado de las muestras prototipo

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Programa de maquinado para torno CNC de las muestra prototipo utilizadas en el presente trabajo.

Programa para esfera:

```
[BILLET X31 Z30
  TOOLDEF T01
N010 G21
N020 G40 G98
N 25 G28 U0 W0
N030 M06 T0101
N040 M03 S1000
N050 G00 X32 Z2
N060 X0
N061 G73 U.9 W.35 R9
N062 G73 P070 Q090 U.05 W0 F100
N070 G01 Z0
N080 G03 X31.5 Z-15.75 K-15.75
N090 G00 Z2
N140 G28 U0 W0
N150 M05
N160 M30
```

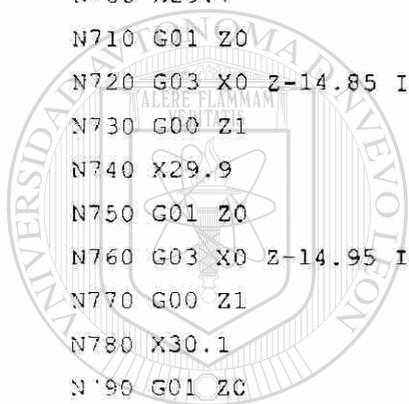
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Programa para copa:

```
[BILLET X38 Z30
[TOOLDEF T04
N010 G21
N020 G40 G98
N030 G28 U0 W0
N035 M06 T0404
N040 M03 S1000
N050 G00 X29 Z2
N060 G01 Z0 F100
N560 G03 X0 Z-14.5 I-14.5
N570 G00 Z1
```

N580 X29.1
N590 G01 Z0
N600 G03 X0 Z-14.55 I-14.55
N610 G00 Z1
N620 X29.3
N630 G01 Z0
N640 G03 X0 Z-14.65 I-14.65
N650 G00 Z1
N660 X29.5
N670 G01 Z0
N680 G03 X0 Z-14.75 I-14.75
N690 G00 Z1
N700 X29.7
N710 G01 Z0
N720 G03 X0 Z-14.85 I-14.85
N730 G00 Z1
N740 X29.9
N750 G01 Z0
N760 G03 X0 Z-14.95 I-14.95
N770 G00 Z1
N780 X30.1
N790 G01 Z0
N800 G03 X0 Z-15.05 I-15.05
N810 G00 Z1
N820 X30.3
N830 G01 Z0
N840 G03 X0 Z-15.15 I-15.15
N850 G00 Z1
N860 X30.5
N870 G01 Z0
N880 G03 X0 Z-15.25 I-15.25
N890 G00 Z1
N891 X30.6
N892 G01 Z0
N893 G03 X0 Z-15.3 I-15.3
N894 G00 Z1
N895 X30.7
N896 G01 Z0



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

N897 G03 X0 Z-15.35 I-15.35

N898 G00 Z1

N899 X30.8

N899 G01 Z0

N899 G03 X0 Z-15.4 I-15.4

N899 G00 Z1

N899 X30.9

N899 G01 Z0

N899 G03 X0 Z-15.45 I-15.45

N899 G00 Z1

N899 X31.0

N899 G01 Z0

N899 G03 X0 Z-15.5 I-15.5

N900 G00 Z1

N900 X31.2

N900 G01 Z0

N900 G03 X0 Z-15.6 I-15.6

N900 G00 Z1

N900 X31.3

N900 G01 Z0

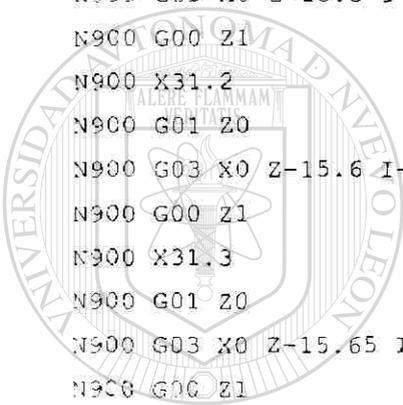
N900 G03 X0 Z-15.65 I-15.65

N900 G00 Z1

N911 G28 U0 W0

N910 M05

N920 M30



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



ANEXO A5

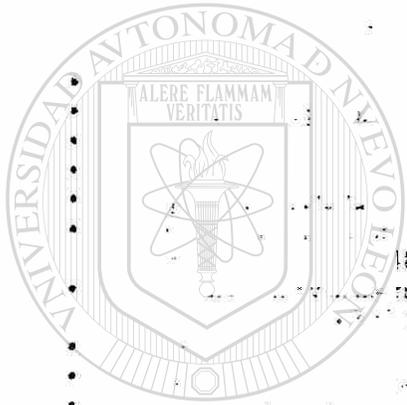
Especificaciones técnicas de la MMC EOS

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

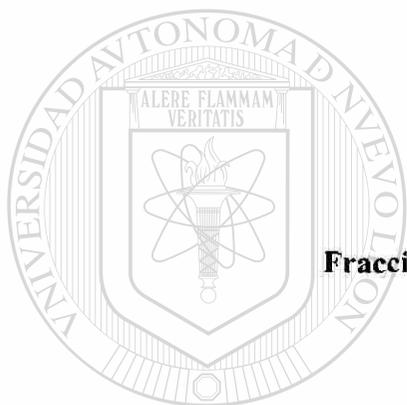


U A N L

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



• DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



ANEXO A6

Fracción de carburos, dureza y rugosidad

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

1.1 Fracción de área ocupada por carburos para las muestras testigo tratadas térmicamente.

Nº Muestra Tachuela Plana	% de Carburos	Nº Muestra Tachuela Plana	% de Carburos
4,3	9,48%	6,3	5,36%
	8,89%		5,39%
	8,82%		5,32%
	9,69%		5,97%
	9,25%		6,18%
	9,88%		5,73%
	8,58%		6,41%
	8,97%		5,85%
	8,42%		Promedio = 5,77%
	8,52%		S.D
	Promedio = 9,05%		0,4036%
	S.D	9,3	9,84%
	0,5063%		11,372%
			Promedio = 10,606%
5,3	4,56%	9,6	S.D
	4,98%		1,0833%
	4,18%		11,96%
	4,27%		11,88%
	4,94%		12,23%
	5,30%		13,07%
	5,17%		12,29%
	5,24%		11,824%
	5,10%		12,43%
	5,06%		10,89%
5,08%	11,943%		
5,15%	12,75%		
	Promedio = 4,9191%		Promedio = 12,1%
	S.D		S.D
	0,3746%		0,5917%
5,6	7,85%		
	6,83%		
	8,54%		
	8,66%		
	7,78%		
	8,02%		
	7,26%		
	9,08%		
	7,85%		
	8,62%		
8,24%			
	Promedio = 8,066%		
	S.D		
	0,6555%		

1.2 Durezas (RC)

	Bajo carbono			Alto carbono		
	AS CAST	TS	TSp +TE	AS CAST	TS	TSp + TE
Ubicación de la indentación	4,3	5,3	5,6	9,6	6,3	9,3
Matriz + Carb	30	34	43	30	38	42
Matriz + Carb	32	35	44	33	40	43
Matriz + Carb	33	36	41	31	37	39
Matriz + Carb	32	35	45	33	40	42
Promedio en HRC	32,3	35,5	42,5	32,3	39,0	43

1.3 Rugosidades (Ra)

Muestra	Rugosidad en μm	Muestra	Rugosidad en μm
4,1	0,011 0,015 0,018 0,023 Promedio = 0,01675 S.D 0,005057997	9,4	0,014 0,014 0,011 Promedio = 0,013 S.D 0,001732051
4,2	0,014 0,015 0,0158 Promedio = 0,01493 S.D 0,00090185	9,5	0,011 0,015 Promedio = 0,013 S.D 0,002828427
5,1	0,014 0,017 0,013 Promedio = 0,01466 S.D 0,002081666	6,1	0,02 0,019 0,012 Promedio = 0,017 S.D 0,004358899
5,2	0,013 0,01 0,011 Promedio = 0,01133 S.D 0,001527525	6,2	0,011 0,011 0,01 Promedio = 0,01066 S.D 0,00057735
5,4	0,027 0,025 0,017 0,021 0,025 Promedio = 0,023 S.D 0,004	9,1	0,016 0,014 0,017 0,0179 Promedio = 0,01622 S.D 0,001674067
5,5	0,019 0,022 0,024 Promedio = 0,02166 S.D 0,002516611	9,2	0,016 0,019 0,016 0,018 Promedio = 0,01725 S.D 0,0015

RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez

Candidato para el grado de Doctor en Ingeniería de Materiales

Tesis

**INFLUENCIA MICROESTRUCTURAL Y DIMENSIONAL EN EL DESGASTE
DE PROTOTIPOS DE PROTESIS DE CADERA METAL-METAL
FABRICADOS EN Co-Cr-Mo-C**

Marco Antonio L. Hernández Rodríguez nació en la ciudad de Saltillo, Coahuila, México, el 5 de noviembre de 1976. Es hijo del Sr. Marco Antonio Hernández Urbano y la Sra. Blanca Elia Rodríguez de la Peña. 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 obteniendo el título de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en el 2001, Posteriormente ingreso al programa doctoral de la misma Facultad. Actualmente labora como investigador en la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales donde participa en proyectos de investigación y desarrollo tecnológico de implantes quirúrgicos, superaleaciones y fundición.

