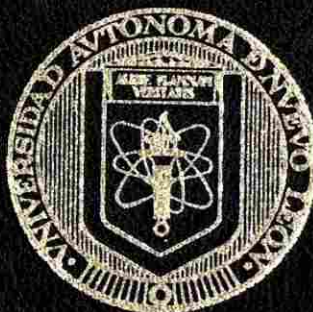


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA**

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN EL
COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE LA
ALEACION Co-Cr-Mo-C PARA USO EN IMPLANTES**

T E S I S

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

PRESENTA

OMAR GARCIA RINCON

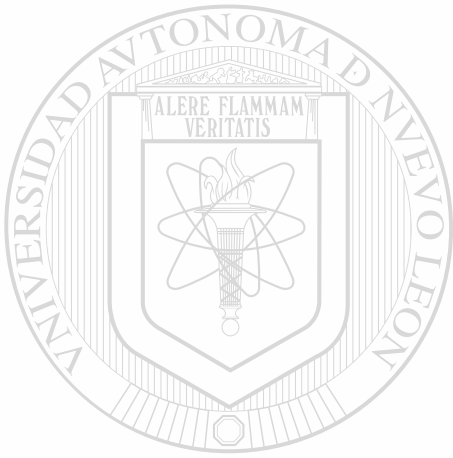
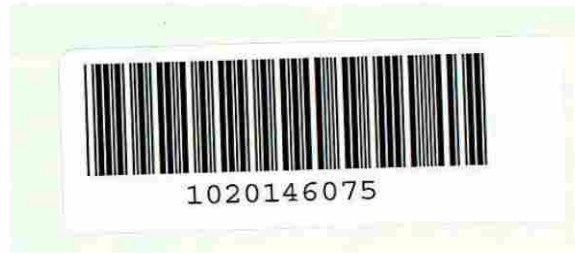
CD. UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

TM
Z5853
.M2
FIME
2001
.G37

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN EL CÓMFORO Y AUMENTO
TRIBOLOGICO DE LA ALEACION Co-Cr-Mo-C PARA USO EN IMPLANTES

O G R



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

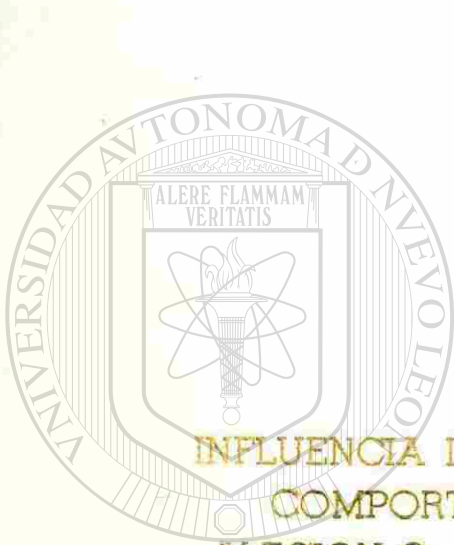


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN EL
COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE LA
ALEACION Co-Cr-Mo-C PARA USO EN IMPLANTES

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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

PRESENTA

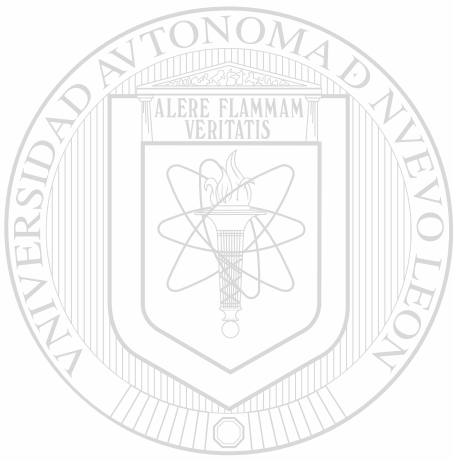
OMAR GARCIA RINCON

CD. UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

310799

TH
Z5853
oH2
FIME
2001
.G37



UANL

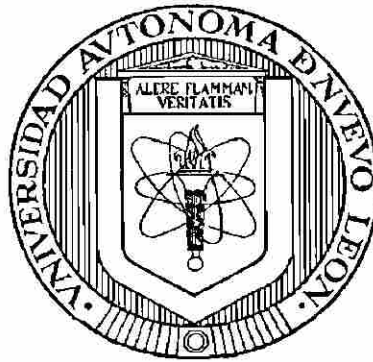
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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



**INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN EL
COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE LA ALECCION
Co-Cr-Mo-C PARA USO EN IMPLANTES**

TESIS

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

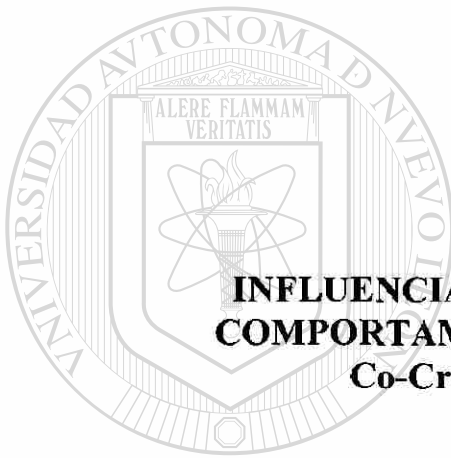
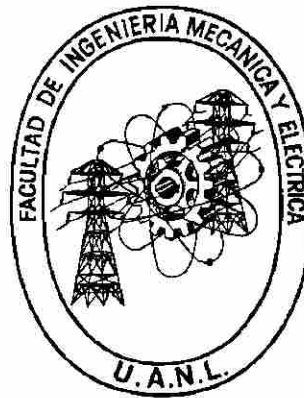
PRESENTA

OMAR GARCIA RINCON

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

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



**INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN EL
COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE LA ALECCION
Co-Cr-Mo-C PARA USO EN IMPLANTES**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS[®]
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES**

PRESENTA

OMAR GARCIA RINCON

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

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 del tratamiento térmico en el comportamiento tribológico de la aleación Co-Cr-Mo-C para uso en implantes”** realizada por el alumno Omar García Rincón, matrícula 726682 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



Asesor

Dr. Alberto J. Pérez Unzueta.

Coasesor

Dr. Héctor Mancha Molinar

Coasesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Vo. Bo.

M.C. Roberto Villareal Garza

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

DEDICATORIA

A *Jehová*,

por los maravillosos dones con que ha bendecido mi vida.

Con todo mi amor a mi esposa *Adriana Salas Zamarripa*,
gracias por permitirme compartir mis sueños contigo
y por hacer muchos de ellos realidad.

A mis padres *Jorge e Isi*,

Por darme todo el apoyo, educación y confianza que me
han permitido crecer como persona, y por su amor.

A mis hermanos *Jorge, Maribel y Karla*,
por la fortuna de saber que siempre estarán conmigo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A mi familia *Salas Zamarripa*,
por todo el apoyo que me han brindado y por
permitirme ser parte de ustedes.

En memoria de *Fernando Chapa Guerra†*,
un gran amigo que a pesar de su ausencia física
sigue estando presente con nosotros.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, por el apoyo brindado para la realización de mis estudios.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, por ser mi alma mater.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, por albergarme en sus aulas durante seis años y medio y por darme educación profesional. Un reconocimiento al director de esta, el M.C. Castulo Vela Villarreal por siempre apoyarnos.

Al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales, por darme la oportunidad de realizar mi maestría, y por todas las experiencias extras.

Se agradece los apoyos económicos brindados el programa SIREYES.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta, por confiar en mí para la realización de esta tesis, sus consejos, observaciones y críticas, por compartir su experiencia y sobre todo por su amistad.

Al Dr. Rafael Colas Ortiz, por todo el apoyo que me ha dado, sus consejos, por creer en mí para seguir adelante y por su amistad.

Al Dr. Héctor Mancha Molinar, por su asesoramiento, por todas las facilidades brindadas para la realización de esta tesis y por su amistad.

A los profesores del PDIM por haber compartido conmigo sus conocimientos, por su trato y por todas las experiencias que me han brindado, gracias.

Al M.C. Jesús Moreno y a su hermosa familia por siempre estar ahí en todo momento.

Al Centro de Investigaciones y Estudios Avanzados del IPN, por permitirme el uso de sus instalaciones, materiales y equipo; y a su personal por su invaluable ayuda.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales SA, por el apoyo para la realización de algunas etapas de la tesis.

A la empresa NEMAK, por permitirme el uso de su equipo para las mediciones de rugosidad, y a su personal por las facilidades.

A la empresa VITRO, por proporcionarme el equipo para las mediciones del ángulo de contacto.

Al Ing. Omar Garza, por su valiosa cooperación para la realización de esta tesis.

A Ernesto Ruiz y Rocío Salas, por su gran colaboración y entusiasmo.

Al Sr. Ezequiel Salas por su gran ayuda para el maquinado de las probetas para prueba.

A todos mis compañeros del PDIM, por hacer de mi estancia en el programa una experiencia inolvidable tanto académica como personalmente, a todos sin excepción mil gracias.

A Valeria, Roberto y Carlos Abraham tres pequeños que me recuerdan constantemente que no todo en México está perdido y me han dado el mejor regalo, su sonrisa.

A mis compañeros metalurgistas, gracias por su amistad y apoyo.

A todas las personas con quienes he entablado una relación ya que gracias a ustedes mi vida se ha visto profundamente enriquecida.

A las piedras en el camino, gracias por lo que me han enseñado (y por quedarse atrás)

A CADA UNO DE USTEDES MUCHAS GRACIAS.

INDICE

Dedicatoria

Agradecimientos

Resumen

Capítulo 1. Introducción

1

Capítulo 2. Implantes

3

2.1. Introducción

3

2.2 Antecedentes históricos

4

2.3 Uniones articulares

6

2.3.1 Articulación de cadera

9

2.3.2 Implantes de cadera

11

2.4 Aleaciones para implantes

13

2.4.1 Acero inoxidable

14

2.4.2 Aleaciones base titanio

16

2.4.3 Aleaciones base cobalto

18

2.5 Polietileno de ultra alto peso molecular

21

2.6 Propiedades de los implantes ortopédicos

26

2.7 Complicaciones relacionadas con los implantes ortopédicos.

27

Capítulo 3. Lubricación.

30

3.1 Introducción

30

3.2 Tipos de lubricación

32

3.2.1 Lubricación hidrostática

32

3.2.2 Lubricación hidrodinámica

33

3.2.3 Lubricación elastohidrodinámica	36
3.2.4 Lubricación al límite	39
3.2.5 Lubricación sólida	41
3.2.6 Lubricación mixta	41
3.3 Lubricación en articulaciones biológicas	44
Capítulo 4. Desgaste y fricción.	49
4.1 Introducción	49
4.2 Contacto mecánico entre superficies	50
4.3 Fricción	53
4.3.1 Leyes de fricción	53
4.3.2 Fricción deslizante	54
4.3.3 Fricción por rodamiento	56
4.4 Mecanismos de desgaste	58
4.4.1 Desgaste abrasivo	58
4.4.2 Desgaste erosivo	60
4.4.3 Desgaste por cavitación	62
4.4.4 Desgaste adhesivo	63
4.4.5 Desgaste corrosivo	65
4.4.6 Desgaste oxidativo	66
4.4.7 Desgaste por fatiga	67
4.4.8 Fretting	68
4.4.9 Desgaste por impacto	69
4.4.10 Desgaste difusivo	70
4.5 Fricción y desgaste en articulaciones biológicas	72
4.5.1 Articulaciones biológicas	72
4.5.2 Articulaciones artificiales	72
Capítulo 5. Metodología experimental	82
5.1 Introducción	82
5.2 Obtención del material para probetas	82
5.3 Tratamiento térmico	86
5.4 Caracterización microestructural	88
5.5 Caracterización superficial	89
5.6 Pruebas de desgaste	90
5.7 Análisis por microscopía electrónica de barrido	93

Capítulo 6. Resultados.	94
6.1 Introducción	94
6.2 Microestructura	94
6.3 Condición superficial	101
6.4 Pruebas de desgaste	103

Capítulo 7. Discusión.	137
7.1 Introducción	137
7.2 Condición de colada	137
7.2.1 Condición microestructural	137
7.2.2 Condición superficial	138
7.2.3 Mecanismos de desgaste	138
7.3 Condición de colada	139
7.3.1 Condición microestructural	140
7.3.2 Condición superficial	140
7.3.3 Mecanismos de desgaste	141

Capítulo 8. Conclusiones.	143
----------------------------------	-----

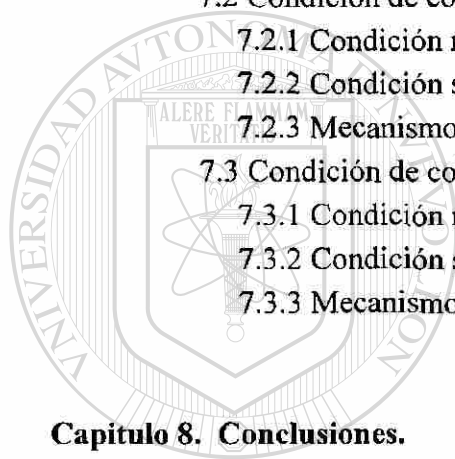
Capítulo 9. Recomendaciones	145
------------------------------------	-----

Referencias.

Lista de tablas.

Lista de figuras.

Resumen autobiográfico.



U A N L

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN

El desgaste de prótesis de cadera en personas con elevada actividad física, implica problemas en la salud provocando re-operaciones que involucran tiempos de recuperación y terapia física prolongados, desembolso de dinero y el sufrimiento de una intervención quirúrgica muy pesada.

En el presente trabajo se propone una modificación microestructural del implante quirúrgico metálico a partir de la condición de colada, mediante un tratamiento térmico de solución, como medio para disminuir el desgaste en la contraparte polimérica, esto debido al cambio en la condición superficial de la pieza metálica, la cual influye en el mecanismo de desgaste presente en el sistema bajo condiciones lubricadas.

Las pruebas de desgaste se efectuaron en una maquina de desgaste tipo bloque en anillo de acuerdo a la norma ASTM G-77 para contacto conformante, en todas las condiciones de prueba en un recorrido de 1000 metros en deslizamiento continuo, se realizaron mediciones de la fuerza de fricción y del volumen desgastado.

De los resultados obtenidos se establece que la condición superficial de la pieza metálica tiene un alto impacto en el mecanismo de desgaste de la pieza polimérica, el cual puede ser cohesivo o interfacial, presentándose menor daño en las piezas que son pulidas y con tiempos de tratamiento cortos al generar volúmenes de desgaste bajos en el periodo inicial de prueba.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Más de 12,000 prótesis de cadera son implantadas anualmente en nuestro país. Existe una gran diversidad de materiales utilizados para la fabricación de los implantes de cadera los cuales incluyen aleaciones base cobalto, base titanio, aceros inoxidable, polietilenos, alumina, zirconio, entre otros. Uno de los sistemas que más se han utilizado es el formado por la aleación Cobalto-Cromo-Molibdeno (Co-Cr-Mo) para el componente femoral con copas acetabulares de polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE por sus siglas en inglés), debido a la excelente respuesta a las condiciones mecánicas en que se ve envuelto y la excelente biocompatibilidad de ambos materiales a los fluidos humanos. Sin embargo, en la literatura médica se han reportado diversos problemas en que se ve envuelto el sistema de implante. El desgaste del sistema es uno de los inconvenientes que puede ocasionar una serie de complicaciones después de cierto tiempo por la generación de partículas las cuales pueden ser reconocidas por el cuerpo humano como material ajeno provocando rechazo y posibles infecciones. Esta situación es grave cuando el sistema de implante es colocado en pacientes jóvenes y muy activos provocando que tenga que ser reemplazado en una nueva cirugía, lo cual implica riesgos para la salud del paciente, rehabilitación, además de los gastos de la cirugía.

Por otro lado en la literatura tribológica se menciona que cuando un polímero está en contacto con un metal este es considerado un cuerpo rígido y la deformación generada por el contacto tiene lugar en el polímero, además de que la condición superficial del metal tiene una fuerte influencia en el mecanismo de desgaste resultante. Dicha condición medida en base a la rugosidad superficial es una función de la microestructura presente, siendo la rugosidad modificada por las fases microestructurales.

El objetivo de este proyecto es encontrar una relación cualitativa y cuantitativa entre la rugosidad de la aleación de Cobalto con los distintos parámetros de fabricación, y a su vez con el grado de desgaste del UHMWPE. Partiendo de la hipótesis de que el comportamiento tribológico (desgaste y lubricación) en la superficie de contacto del polietileno dependerá de la rugosidad de la superficie de la aleación de Cobalto. A su vez, la rugosidad de la superficie de dicha aleación estará en función de la composición química, tamaño y distribución de carburos, proceso de manufactura, tratamiento térmico y acabado.

Los resultados que se esperan obtener son: obtención de la relación rugosidad y microestructura para la aleación de Cobalto, disminuir el desgaste del sistema de implante y encontrar el proceso de fabricación que mejore el desempeño del sistema.

En este contexto, en la presente investigación se propone un modelo de modificación y control de la microestructura y de la condición de la superficie (rugosidad) de la aleación Co-Cr-Mo para minimizar los efectos tribológicos (fricción y desgaste) del sistema. Con el fin de evaluar estos efectos, se utilizó una máquina de desgaste tipo bloque – anillo, en la que se probaron las diferentes condiciones microestructurales de la aleación base Cobalto obtenidas a través de diferentes tratamientos térmicos, contra el polietileno de ultra alto peso molecular, el cual se mantuvo con las mismas condiciones de trabajo mecánico, y de acabado superficial similares.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En el presente estudio la influencia de la cantidad, distribución y morfología de las fases en la aleación sobre el desgaste de las copas acetabulares de UHMWPE se han examinado con el objetivo de explicar el comportamiento y el mecanismo que gobierna el sistema, y de este modo determinar la microestructura óptima a conseguirse.

CAPITULO 2

IMPLANTES

2.1 INTRODUCCION.

Mas de medio millón de prótesis para articulaciones de cadera, rodilla, hombros, codos, muñeca, dedos y tobillos hechas con materiales ingenieriles son implantadas anualmente alrededor del mundo para reemplazar articulaciones naturales dañadas. El primer reemplazo reportado de una articulación usando un material no endógeno fue en 1890. El material utilizado (marfil), no se adaptó a las condiciones agresivas del medio, tampoco hubo una técnica de fijación conveniente, de tal manera que aquella endoprótesis inicial fue un fracaso. El progreso en el sector de las endoprótesis ortopédicas se alcanzó con la introducción de materiales adecuados, por ejemplo aleaciones vaciadas de cobalto-cromo-molibdeno (Co-Cr-Mo) con resistencia y biocompatibilidad adecuadas, además de que las técnicas de implantación han sido optimizadas usando operaciones asépticas [1].

Con muy pocas excepciones, los biomateriales usados actualmente fueron desarrollados para otros mercados, por ejemplo, aleaciones metálicas para la industria aeroespacial y polímeros resistentes al desgaste para la ingeniería mecánica.

El biomaterial usado en cada dispositivo médico ha sido escogido debido a que sus propiedades físicas proveen la mejor correspondencia con aquel tejido corporal que es reemplazado [2].

Los materiales que pueden ser usados para endoprótesis están sujetos a condiciones complejas como lubricación, biocompatibilidad, resistencia a la corrosión, resistencia al desgaste, entre otras [1].

2.2 ANTECEDENTES HISTORICOS.

El primer registro de implante de un metal habla sobre la reparación de una fisura en un paladar con una placa de oro por Petronius en 1565. Aproximadamente 100 años después, Hieronymus Fabricius describe el uso de oro, hierro y bronce en alambres para suturas. En 1775, se tiene registro de un debate entre Pujol, un cirujano que se opone a los métodos de fijación interna, e Icart, un cirujano que está a favor de estos métodos usando alambres de latón. Icart encontró problemas con infección, pero cita el trabajo de los cirujanos franceses, Lapeyode y Sicre, que han usado exitosamente alambre para reparar fracturas en huesos. En 1886, Hansmann uso placas metálicas para la fijación interna. Estas placas, las cuales eran de acero recubiertas con níquel, tenían agujeros a través de los cuales los tornillos eran insertados dentro del hueso. Algunas tenían un doblez en un extremo el cual salía a través de la piel para una remoción sencilla [5]. Los rayos X fueron descubiertos por Roentgen en 1895 y su uso en la observación de la cicatrización de las fracturas reveló las ventajas de la fijación interna y estimularon su uso.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Fue difícil en los primeros tiempos saber si las infecciones eran producidas por el metal o debido a otros factores. El desarrollo de las técnicas asépticas por el Barón Joseph Lister en la década de 1860 hizo posible determinar el metal más conveniente para su uso como implante. Conforme el éxito de las cirugías se incrementaba, fue más claro que los metales eran un factor importante que lo limitaba. Los metales que se usaban como implantes eran el platino, oro, plata, plomo, zinc, aluminio, cobre y magnesio. Se encontró que todos estos metales eran muy maleables, aunque se observó que el magnesio era altamente reactivo en el cuerpo. Las placas de acero recubiertas con oro o níquel entraron en uso. La necesidad de metales más resistentes a la corrosión y

más resistentes mecánicamente se hizo más notoria. El acero inoxidable fue introducido para implantes en 1926, y las aleaciones Co-Cr-Mo-C fueron usadas por primera vez en 1936. Se determinó que el titanio era inerte en el cuerpo; el titanio y sus aleaciones no fueron introducidas hasta la década de 1960 y su uso se incrementó en la década de 1970. El tantalio, que fue estudiado en los principios de la década de 1950, mostró alguna reacción a los tejidos.

La segunda mitad del siglo XX ha visto marcados avances en el uso exitoso de los dispositivos para prótesis. El éxito de las prótesis totales de cadera se incrementó debido a la adición del componente acetabular (copa de cadera) y de los procedimientos quirúrgicos introducidos por Sir John Charnley en la década de 1960, los cuales usaron polimetilmetacrilato (PMMA) como cementante de hueso para fijar el componente femoral metálico dentro del fémur y la copa de polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) [3]. La investigación de biomateriales fue promovida por la creación de la sociedad de biomateriales en 1974 y por un incremento en el interés de otras sociedades médicas y científicas. Se puso más énfasis en los estándares y especificaciones y la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM) estableció el comité F-4 en Materiales y Dispositivos médicos en 1964 [4].

J.S. Airschhorn y J.T. Reynolds exploraron el uso de implantes de Co-Cr-Mo totalmente porosos que tenían un módulo elástico semejante al del hueso, pero la porosidad hacía que la resistencia fuera insuficiente para la carga. A partir de entonces fueron introducidos implantes recubiertos con metal poroso para promover el crecimiento de hueso y mantenían la resistencia del sustrato sólido. Poniendo rellenos de hidroxiapatita (HA) junto con el recubrimiento poroso se promueve el crecimiento del hueso durante las primeras cuatro semanas. Con estimulación eléctrica también se incrementan las primeras etapas de crecimiento de hueso.

La corrosión de los recubrimientos porosos es importante debido al incremento y cambio morfológico del área superficial. E.P. Lautenschlager estudió la corrosión de la aleación Ti-6Al-4V porosa y H.V. Cameron estudió una aleación de Co-Cr porosa. Los

estudios de corrosión de la aleación porosa de titanio y la aleación de Co-Cr-Mo indican que no hay cambios en los comportamientos de corrosión a excepción por un incremento en la corriente debido al incremento de área superficial del material poroso; sin embargo, se deben tomar precauciones por posibles contaminaciones por corrosión por resquicios debido a la configuración porosa [5].

2.3 UNIONES ARTICULARES.

Las articulaciones se clasifican en tres grupos según los tejidos característicos que las componen, las más importantes son fibrosas, cartilagosas y sinoviales.

Articulaciones fibrosas. En estas articulaciones los huesos están unidos por tejido fibroso, incluyendo dos variedades principales: sindesmosis y suturas.

- *Sindesmosis.* Los huesos están separados por una pequeña distancia y son mantenidos firmemente por un ligamento o membrana interóseo, que permite muy poco movimiento.
- *Suturas.* Poseen una capa delgada de tejido fibroso, no permiten la movilidad, suelen osificarse en etapa tardía de la vida y sólo se observan en el cráneo.

Articulaciones cartilagosas. Los huesos están unidos por cartílago; estas articulaciones pueden ser primarias o secundarias.

- *Primarias.* Son articulaciones transitorias; un buen ejemplo es la lámina de cartílago que une un hueso en crecimiento; no permiten el movimiento y suelen estar osificadas para los 25 años de edad.
- *Secundarias.* Suelen ser articulaciones permanentes; los huesos están revestidos de cartílago hialino duro y unidos por un disco de fibrocartílago más blando; permiten movimientos limitados, como ocurre en las articulaciones de los cuerpos vertebrales.

Cartilago hialino. Conocido vulgarmente como la “ternilla” que a veces se encuentra en la carne, es opalescente, liso y brillante. Es el cartilago del hueso en desarrollo. El cartilago articular es una variedad de cartilago hialino, cuyas células superficiales están dispuestas en hileras paralelas a la superficie articular.

El fibrocartilago blanco es, en esencia, una masa dura y fuerte de tejido fibroso embebido por la sustancia cartilaginosa; en consecuencia combina la solidez del cartilago con la tenacidad del tendón.

Articulaciones sinoviales o diartrosis. Los huesos se mueven fácilmente unos sobre otro, pues están revestidos de cartilago articular liso, el cual se mantiene lubricado por el líquido sinovial, rasgo característico de estas articulaciones. Los extremos de los huesos están unidos y rodeados por la cápsula articular (Figura 2.1).

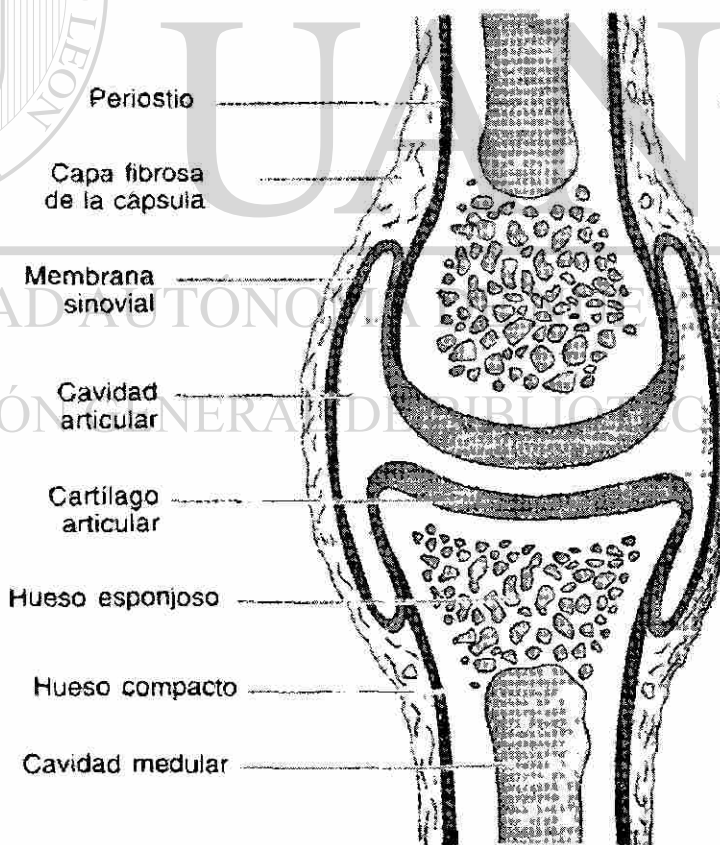


Figura 2.1 Articulación sinovial, según Lockhart y coautores.[7].

Esta clase de articulación, la más importante y que brinda la mayor libertad de movimiento a los miembros, se divide en subgrupos según la clase de movimiento efectuado y la forma de las superficies articulares.

Cartilago articular. Cuando se abre una articulación sinovial de una persona recién fallecida, el cartilago tiene un lustre azulado argéntico y el aspecto pulido de una perla. El cartilago, lubricado adecuadamente por la sinovia, permite el libre juego de las superficies articulares y, por su grosor y elasticidad, tiene cierta importancia como acojinamiento o para amortiguar choques (alcanza su máximo grosor de 0.6 cm en la cara posterior de la rótula). El cartilago articular es avascular y recibe su nutrición de los vasos de la membrana sinovial superpuesta a su periferia, del hueso adyacente y del líquido sinovial. A diferencia del hueso que cubre, el cartilago no posee nervios, por tanto es insensible; cuando se desgasta, con la consiguiente exposición del hueso, como ocurre en algunas enfermedades articulares, el movimiento se torna doloroso y limitado.

La cápsula articular consiste en un manguito de tejido fibroso, llamado membrana fibrosa, revestido por la membrana sinovial.

La membrana fibrosa, un tubo de tejido fibroso blanco que se inserta a corta distancia de los bordes articulares de los huesos, los incluye en la cavidad articular tal como un manguito envuelve las manos; sin embargo las superficies articulares de algunos huesos sobresalen en el manguito, como ocurre en la articulación de la muñeca. La membrana fibrosa, flexible y laxa para permitir el movimiento, varía en grosor y resistencia; en varios sitios está reforzada para resistir los esfuerzos comunes. Las áreas engrosadas pueden tener nombres especiales, según su posición o inserciones. En algunas regiones, los tendones musculares y sus expansiones refuerzan o incluso sustituyen a la cápsula. Algunas articulaciones tienen ligamentos separados o extras, de tipo intracapsular, entre la porción fibrosa de la cápsula y la membrana sinovial que la reviste, como el ligamento cruzado de la rodilla, o de tipo extracapsular.

La membrana sinovial, importante por su función de lubricación reviste la superficie interna de la cápsula y se refleja sobre los huesos hasta alcanzar el borde articular, pero no cubre a este último. Envuelve los tendones, ligamentos y láminas fibrocartilaginosas intraarticulares, separándolos del líquido sinovial o sinovia. En sitios que experimentan presión continua, como la articulación de la rodilla, la membrana sinovial que reviste las placas de fibrocartílago se desgasta. Donde la membrana fibrosa es deficiente, la membrana sinovial puede sobresalir en un saco o bolsa pequeños, lo que disminuye la fricción entre la cápsula y los tendones adyacentes. También puede proyectarse dentro de la articulación formando las franjas sinoviales, que llenan las depresiones de las superficies óseas no articulares. La membrana sinovial posee abundante inervación y su pellizcamiento entre los huesos produce dolor.

La sinovia, nombre que significa “semejante a la clara de huevo”, es un líquido filamentosos y pegajoso secretado por la membrana sinovial. Se difunde formando una película delgada que reviste todas las superficies intraarticulares, proporciona lubricación continua y alimenta al cartilago articular.

Las placas de fibrocartílago actúan como defensas o amortiguadores, evitan los choques de los huesos entre sí, aumentan la elasticidad del cartilago articular y moldean desigualdades de las superficies óseas para que se adapten entre sí. Están unidas por sus bordes a la membrana fibrosa y se prolongan en el interior de la articulación; pueden hacerlo como un disco que la divide completamente en dos cavidades, o se proyectan en forma de cuña semilunar produciendo una separación incompleta [7].

2.3.1 ARTICULACION DE CADERA

En la articulación de cadera (Figura 2.2), se realizan todos los movimientos posibles y está situada aproximadamente a 1.25 cm por abajo del tercio medio del arco crural. La cabeza del fémur, de forma esférica, encaja en la cavidad cotiloidea del coxal; la cavidad es completada por el ligamento transversal del acetábulo que se extiende entre

los labios de la escotadura formada entre el isquión y el pubis (ambos son huesos del coxal), y su profundidad aumenta por virtud de un collar fibrocartilaginoso duro, el rodete cotiloideo, que extiende la cavidad más allá del ecuador de la cabeza del fémur. Las superficies articulares se adaptan de manera tan exacta que basta un pequeño defecto para trastornar gravemente el movimiento; esto se manifiesta en la postura incluso cuando el individuo está sentado y puede provocar esfuerzos excesivos en otras articulaciones.

La cápsula articular se inserta en el coxal siguiendo el borde de la cavidad cotiloidea y en el ligamento transverso del acetábulo, y alcanza casi la base del cuello del fémur. La porción profunda de la membrana fibrosa está engrosada alrededor del cuello del fémur, sobre todo hacia atrás, por fibras circulares que forman la zona orbicular; algunas fibras llamadas retináculos, se reflejan hacia atrás siguiendo la dirección del cuello femoral. Estas fibras contienen vasos sanguíneos importantes de diámetro pequeño y producen pliegues en la membrana sinovial.

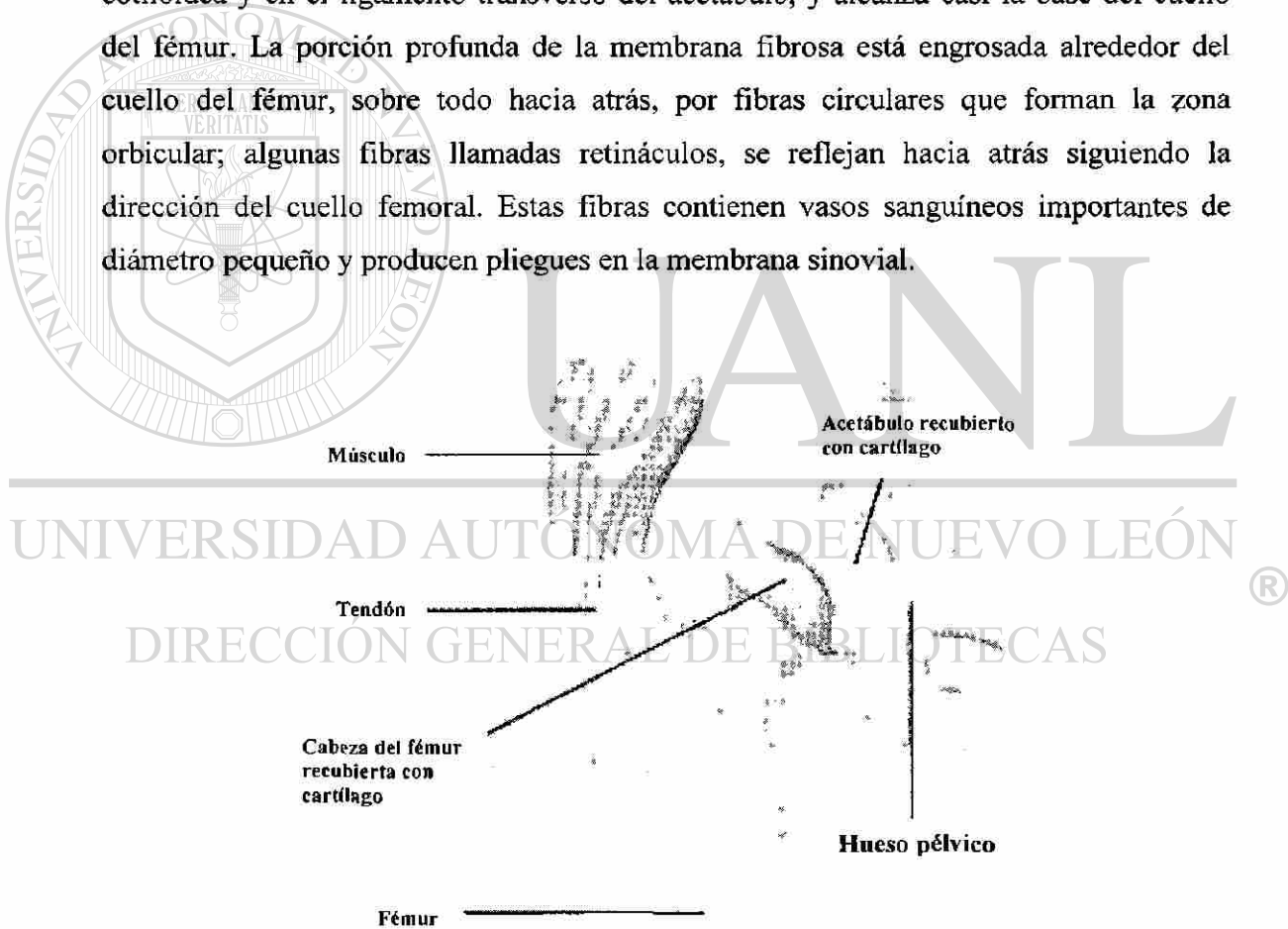


Figura 2.2 Diagrama de la articulación de cadera, según Howmedica Inc. [8].

La membrana sinovial reviste a la cápsula y cubre casi todo el cuello del fémur, ambas caras del rodete cotiloideo y el pelotón adiposo en la cavidad cotiloidea. En la porción profunda, la membrana sinovial suele ser delgada o poco notable, a causa de la presión repetida contra la cabeza femoral y por deficiencia de la membrana. La cavidad sinovial puede comunicar con la bolsa serosa situada debajo del tendón del psoas [7].

El hueso del fémur presenta una sección de hueso cortical, además de una sección de hueso trabecular (más poroso) el cual soporta las superficies de la articulación. La mayoría de los huesos son anisotrópicos y las propiedades mecánicas máximas están en la dirección de los esfuerzos máximos. Todos los huesos humanos consisten en aproximadamente 40% vol. ($\approx 70\%$ peso) de hueso mineral (hidroxiapatita) en una matriz de colágeno [9].

2.3.2 IMPLANTES DE CADERA.

Uno de los más exitosos desarrollos en materiales para medicina es la prótesis de cadera. La Figura 2.3 ilustra el procedimiento quirúrgico para el reemplazo de articulaciones de cadera dañadas o enfermas. La Figura 2.4 muestra un ejemplo típico, una aleación Co-Cr (ej. 50% Co, 20% Cr, 15% W, 10% Ni y 5% de otros elementos en peso) que forman el vástago principal y cabeza, con polietileno de ultra alto peso molecular de copa complementando el sistema. El término “reemplazo total de cadera” (RTC) se refiere al reemplazo simultáneo de la cabeza del fémur y la cavidad cotiloidea del coxal con materiales de ingeniería. El cirujano ortopédico remueve la articulación de cadera degenerada y perfora una cavidad en el hueso femoral para acomodar el vástago. El vástago es anclado al sistema esquelético con un cementante (PMMA) o pueden ser insertados a presión. La copa es generalmente adherida a un soporte metálico, el cual, a su vez, es fijado a la cadera por tornillos metálicos. La aleación de titanio Ti-6Al-4V es preferida para el vástago en aplicaciones sin cementante [10]. Esto último no fue muy exitoso, por lo que se introdujo un recubrimiento de hidroxiapatita (HA) de 50-120 μm . El objetivo es fomentar el crecimiento de hueso en el implante y fijarlo por unión

directa. Otra opción es la utilización de recubrimientos metálicos porosos para fomentar el crecimiento de hueso dentro del implante. Si las propiedades mecánicas son comparadas, los metales son significativamente más rígidos que el hueso en el que están siendo implantados, mientras que el UHMWPE y el PMMA son significativamente menos rígidos.

Los metales implantados reducen la carga en el hueso que rodea al implante y, debido a que el nuevo hueso se remodela a sí mismo dependiendo de la carga aplicada en él, la resorción de hueso ocurre alrededor del implante lo que conduce a la pérdida de este último. Un material ideal para un implante exitoso necesita una rigidez similar, pero mayor resistencia comparado con el hueso cortical [9].

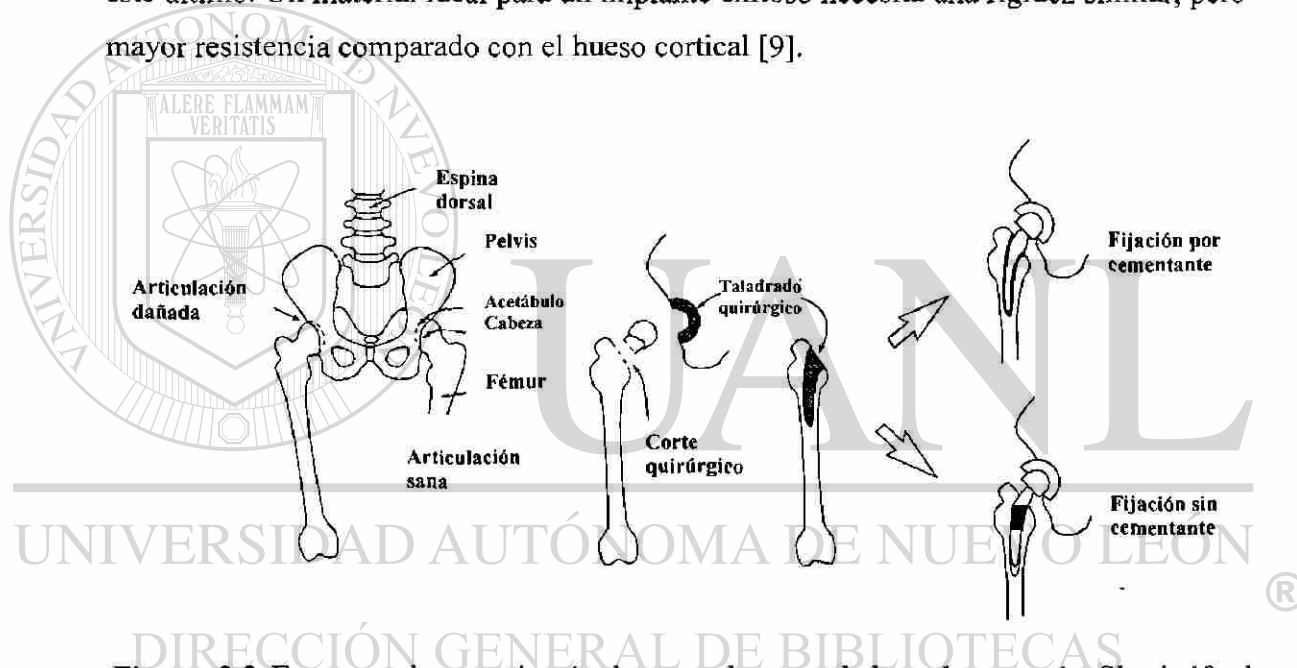


Figura 2.3 Esquema de una cirugía de reemplazo total de cadera, según Shackelford [10]

La interfase metal-polímero provee una superficie de contacto de baja fricción y cada material (metal y polímero) tiene una buena resistencia a la degradación por fluidos humanos altamente corrosivos. Los primeros diseños de caderas artificiales con fijación por cementante tenían una vida típica de 5 años (limitada principalmente por pérdida mecánica), adecuada para pacientes de edad avanzada, pero exigían cirugías de reemplazo dolorosas para personas más jóvenes [10].



Figura 2.4 Vástago y cabeza de una aleación Co-Cr, con copa de polietileno que forman el sistema de implante para una articulación artificial de cadera, según Shackelford [10].

2.4 ALEACIONES PARA IMPLANTES

Las aleaciones que se utilizan para aplicaciones ortopédicas deben presentar una buena resistencia al desgaste, resistencia a la fatiga y biocompatibilidad, resistencia a la corrosión y la aprobación por varias agencias reguladoras. Otro aspecto importante es la longevidad de los implantes, el cual está influenciado por varios factores que incluyen variables del paciente (peso, nivel de actividad, etc.), técnica quirúrgica y variables del implante (diseño, materiales, proceso de manufactura). Los metales actualmente usados para implantes quirúrgicos incluyen el acero inoxidable del tipo AISI 316L, aleaciones base cobalto, titanio y aleaciones de titanio (Ti-6Al-4V) y tantalio [11]. Las composiciones y propiedades mecánicas de estos metales y aleaciones como lo recomienda ASTM [4] se observan en las Tablas 2.1 y 2.2.

Tabla 2.1 Composición de metales y aleaciones usadas como implantes quirúrgicos según ASTM [4].

Metal o aleación	Composición(a)							
	C	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	Otros
Acero inoxidable AISI 316L	0.03 máx	...	18.5	rem	...	12.0	3.0	0.75Si, 0.03P, 0.03S
Aleación Co-Cr fundida	0.36 máx	...	28.5	0.75 máx	rem	2.5 máx	6.0	1.0 máx Si
Aleación Co-Cr trabajada	0.15 máx	...	20.0	3.0 máx	rem	2.5 máx	...	15.3W
Titanio sin alear	1 10	rem	...	0.30	0.015H, 0.13 ^o , 0.07N
Ti-6Al-4V	0.08	rem	...	0.25	6.0Al, 4.0V, 0.0125H, 0.13O
MP35N	20.0	...	35.0	35.0	10.0	...
Tantalio sin alear	0.01	0.01	...	0.01	0.01	0.001H, 0.015O, 0.01N, 0.005Si, 0.03W, 0.05Nb

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

Tabla 2.2 Propiedades mecánicas de metales y aleaciones usadas como implantes quirúrgicos según ASTM [4].

Metal o aleación	$-\sigma_y-$		$-\sigma_t-$		Elongación, %	$-E-$	
	MPa	kpsi	MPa	kpsi		GPa	kpsi x 10 ³
Acero inoxidable 316 recocido.....	207	30	517	75	40
Acero inoxidable 316 trab. en frío...	689	100	862	125	12	200	29
Aleación Co-Cr fundida.....	450	65	655	95	8	248	36
Aleación Co-Cr trabajada.....	379	55	896	130	...	242	35
Titanio grado 4.....	485	70	550	80	15	110	16
Ti-6Al-4V recocido.....	830	120	895	130	10	124	18
Ti-6Al-4V tratado térmicamente.....	(a)		(a)	
Tantalio recocido.....	140	20	205	30
Tantalio trabajado.....	345	50	480	70
MP35N recocido.....	240-655	35-95	795-1000	115-145	...	228	33
MP35N trabajado y envejecido.....	1585	230	1790	260

(a) Sujeto a acuerdo entre comprador y productor.

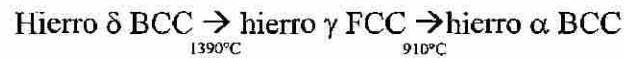
2.4.1 ACERO INOXIDABLE

Los aceros con y sin recubrimientos fueron usados en los principios de 1900 para propósitos quirúrgicos. Al francés Berthier se le acredita el descubrimiento en 1821 que con la adición de cromo se le mejoraba grandemente la resistencia a la corrosión al hierro. El acero inoxidable fue introducido en 1912. En 1926, el acero tipo 302 y otros aceros inoxidables fueron utilizados en cirugías ortopédicas y el tipo 316 empezó a usarse durante la segunda guerra mundial.

El acero tipo 316L es usado más ampliamente en aplicaciones en las cuales el implante es temporal, ocasionalmente es también usado para implantes permanentes, su resistencia a la corrosión es adecuada para algunos propósitos y, si el material está en la condición de trabajado en frío, las propiedades mecánicas son buenas.

El hierro existe en dos diferentes estructuras cristalinas, presenta dos transiciones, se transforman a 1390°C de una estructura BCC de alta temperatura (ferrita δ) a una

estructura FCC (austenita γ) la cual se transforma a una estructura BCC (ferrita α) a 910°C.



El cromo es un elemento clave en la resistencia a la corrosión del acero inoxidable, es un formador de ferrita. El carbono junto con el níquel son estabilizadores de la austenita. El acero inoxidable austenítico, tal como el tipo 316L, contiene cromo y níquel. El contenido mínimo combinado de estos elementos es 30%, el contenido mínimo de cromo es 17% y el contenido mínimo de níquel es 13%. Otros aceros inoxidables austeníticos que se usan ampliamente son los tipos 302, 303 y 304. El tipo 316L es usado para implantes quirúrgicos el cual debe tener un contenido de Cr de 17 a 19%, 13 a 15% de Ni y 2.25 a 3.5% Mo y 0.03% máximo de C.

El molibdeno es añadido para hacer más resistente la capa protectora superficial en ambientes salinos y ácidos, y para incrementar la resistencia a las picaduras. El Mo en cantidades arriba de 3% puede reducir la resistencia a la corrosión de ambientes fuertemente oxidantes y puede resultar en la formación de algo de ferrita.

El contenido de carbono en los aceros 316L para implantes quirúrgicos no debe exceder el 0.03%, la mayor resistencia a la corrosión es obtenida cuando el carbono está en solución sólida y cuando hay una estructura homogénea de una sola fase. Una estructura homogénea austenítica puede ser producida por tratamiento térmico en un intervalo de 1050 a 1100 °C y enfriándolo rápidamente. Este enfriamiento rápido es esencial para mantener los carburos en solución. Con enfriamientos más lentos se permite que los carburos de cromo precipiten en las fronteras de grano y el acero será más susceptible a la corrosión intergranular, debido al empobrecimiento del contenido de cromo en las zonas adyacentes a la frontera de grano. La formación de estos carburos en la frontera de grano es conocida como sensitización. La susceptibilidad de los aceros inoxidables de bajo carbono a la sensitización es menor que aquellos aceros inoxidables con contenidos de carbono mayores.

Cuando el carbono es agregado al acero inoxidable con pequeñas cantidades de níquel y es tratado térmicamente, el resultado es la formación de martensita tetragonal, una fase dura metaestable en forma de agujas. Los aceros inoxidables martensíticos son parte de la serie 400, la cual no es usada para implantes quirúrgicos.

El acero inoxidable austenítico no es ferromagnético, son fácilmente endurecidos por trabajado y su resistencia a la corrosión se debe a la formación de una capa protectora superficial. No se deben usar aleaciones magnéticas dentro del cuerpo, ya que pueden interaccionar con campos magnéticos. La ferrita no debe estar presente en los implantes, no sólo desde el punto de vista corrosivo, además porque es magnética.

La resistencia a la corrosión del acero inoxidable puede ser mejorada por electropulido, el cual provee una superficie uniforme, remueve defectos superficiales que pueden servir como áreas más sensibles a las picaduras y deja una capa superficial protectora [5].

2.4.2 ALEACIONES BASE TITANIO

Son materiales relativamente nuevos comparados con los aceros y las aleaciones Co-Cr. El titanio fue descubierto en 1790 y es el noveno elemento más común en la corteza terrestre. El titanio se encuentra como mineral en forma de rutilo (TiO_2) e ilmenita ($FeO \cdot TiO_2$). Es casi tan resistente como el acero y es aproximadamente 50% más ligero. Esta alta relación resistencia-peso hace del titanio y sus aleaciones materiales atractivos para su uso en naves aeroespaciales, aviones y aplicaciones marinas.

El titanio es fabricado fácilmente, pero la contaminación debido a elementos intersticiales tales como hidrógeno, nitrógeno y oxígeno debe ser evitada, debido a que estos elementos tienen un efecto de fragilización

En la década de 1950, las aleaciones de titanio fueron desarrolladas para responder a la necesidad de materiales con alta resistencia, bajo peso, alta temperatura de fusión, y alta resistencia a la corrosión. No fue hasta la década de 1960 que las aleaciones de titanio fueron usadas como implantes quirúrgicos. El uso de las aleaciones de titanio en cirugías ha ido creciendo uniformemente desde mitad de la década de 1970 y continúa incrementándose.

El titanio presenta una transformación alotrópica de una estructura HCP (fase α) a una estructura BCC (fase β) a 882°C. Como resultado de este cambio estructural, las aleaciones de titanio caen dentro de tres clases: las aleaciones α , las aleaciones α - β , y las aleaciones β . Las adiciones de elementos tales como aluminio, oxígeno, estaño y zirconio son estabilizadores de la fase α . Otros elementos tales como el vanadio, molibdeno, niobio, cromo, hierro y manganeso son estabilizadores de la fase β .

Las aleaciones titanio β no son usadas actualmente para implantes quirúrgicos, pero varios productores de implantes están considerando estos materiales. Estas aleaciones son metaestables y son producidas añadiendo elementos de aleación en cantidades suficientes para estabilizar la estructura BCC de alta temperatura a temperatura ambiente. Las propiedades mecánicas del material dependen de la morfología y estructura de las partículas α de alto módulo en una matriz β de bajo módulo. El material puede ser procesado para tener una alta tenacidad a la fractura. La estructura y propiedades del material pueden ser controladas por aleación y por procesamiento termomecánico.

El titanio puro es usado en cirugía reconstructiva y para propósitos en que no están sujetos a altas cargas, es también usado para recubrimientos [5].

Recientemente, se están desarrollando aleaciones titanio-tantalio (40-50% Ta) para uso en prótesis. Estas aleaciones aún están en desarrollo [6].

2.4.3 ALEACIONES BASE COBALTO

Las aleaciones Co-Cr fueron primero estudiadas por E. Haynes en 1895, quien obtuvo la patente en los EU., en 1907 para aleaciones de cobalto con contenido de 40 a 90% de Co. Desde ese tiempo las aleaciones Co-Cr han sido estudiadas y usadas en aplicaciones que cubren desde motores para aviones a implantes quirúrgicos. Estas aleaciones sobresalen por su alta resistencia al desgaste.

El cobalto tiene una transformación estructural a 450 °C, es FCC por encima de esa temperatura y HCP por debajo de ésta. Las mezclas de ambas estructuras usualmente existen a temperatura ambiente. Las aleaciones Co-Cr son endurecidas por solución sólida con metales refractarios (W, Mo) y por la adición de carbono para formar fases de carburos que endurezcan el material por endurecimiento por dispersión y por estabilización de frontera de grano. El principal carburo que se encuentra en las aleaciones es el $M_{23}C_6$, pero otros carburos tales como M_7C_3 y M_6C , también están presentes. Cuando se presentan aglomeraciones o grandes cantidades de estos carburos, se puede reducir la resistencia a la fatiga. La adición de níquel estabiliza la fase FCC e incrementa la ductilidad, lo cual es importante para las aleaciones que sean conformadas por deformación.

La porosidad en las piezas fundidas pueden hacer que estas sean más débiles. El tamaño y forma de granos, y la cantidad y distribución de carburos dependen de la forma del vaciado y de la velocidad de enfriamiento. Con tratamientos térmicos del material vaciado se pueden mejorar las propiedades mecánicas.

Los materiales porosos son usados como dispositivos para prótesis cuando se tiene la necesidad de una sujeción por crecimiento de tejido suave o duro. Teniendo cuidado de no comprometer las propiedades mecánicas del material [5].

La aleación ASTM F-75 en estado de colada posee una estructura cristalina FCC. Esta estructura es metaestable a temperatura ambiente y su existencia está relacionada

con la lentitud de la transformación alotrópica FCC a HCP a 417 °C debido a la mínima diferencia de energía libre entre ambas fases. Esto implica una fuerza impulsora muy baja para que se efectúe la transformación.

Durante el enfriamiento rápido, la aleación retiene la fase FCC estable a alta temperatura y, adicionalmente se crean defectos estructurales tales como fallas de apilamiento, maclas y dislocaciones. Se ha observado que la densidad y estabilidad de estos defectos puede tanto inhibir como acelerar la cinética de transformación de la fase Co-FCC a Co-HCP, durante los tratamientos térmicos o mecánicos posteriores.

El aumento de la concentración de cromo y molibdeno en la matriz de cobalto, promueve la formación de la fase Co-HCP. Por el contrario, el aumento en el contenido de carbono tiene el efecto opuesto.

En el estado de colada, la microestructura de la aleación consiste en dendritas ricas en Co-FCC y Cr, además de carburos interdendríticos precipitados principalmente en los límites de grano. El tipo de carburos formados durante la solidificación, depende de la composición y las condiciones de enfriamiento de la aleación [13].

Se pueden observar 4 morfologías distintas de carburos en el estado de colada:

1. Carburos continuos precipitados en las fronteras de grano.
2. Carburos discontinuos con morfología de bloque.
3. Areas de carburos eutécticos precipitados en regiones interdendríticas.
4. Areas de carburos eutécticos precipitados a lo largo de los límites de grano.

La presencia o ausencia de cualquiera de estas cuatro morfologías en la microestructura afecta en diferente grado la resistencia a la cedencia y a la fractura, y a la ductilidad de la aleación.

Muchos productores actualmente someten sus productos de colada a tratamientos de solución cortos con el objetivo de incrementar la ductilidad. En 1955 Weeton y

Silnorelli demostraron que un tratamiento de solución seguido de envejecimiento incrementa la dureza [14].

Se ha encontrado que la máxima temperatura para el tratamiento de solución es 1240°C debido a que por encima de esta temperatura se presenta fusión incipiente, además de crecimiento de grano. Después del tratamiento de solución por dos horas, los carburos disminuyen considerablemente de tamaño, después de cuatro horas son eliminados. El envejecido del material tratado por solución es a 720°C debido a que esta temperatura produce una velocidad de precipitación satisfactoria.

En estado de colada, los carburos proveen el mayor mecanismo de endurecimiento, siendo el endurecimiento por solución sólida de menor importancia. Los precipitados en la frontera de grano son responsables de la fragilidad. El tratamiento de solución provoca la disolución de los carburos y la eliminación de los precipitados. Consecuentemente, el material tratado con solución completa tiene baja resistencia y buena ductilidad, mientras que el material tratado parcialmente por solución exhibe un compromiso satisfactorio de propiedades. El envejecimiento produce precipitación de carburos a lo largo de las líneas de deslizamiento, límites de maclas y fallas de apilamiento formadas en el temple. Estas bandas de transformación actúan como otro mecanismo de endurecimiento, produciendo un incremento en la dureza y disminución de la ductilidad.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La característica más perjudicial en la microestructura son los precipitados en la frontera de grano. El tratamiento térmico tiene un efecto pequeño en el comportamiento corrosivo. Por otro lado, el tratamiento térmico, especialmente el de solución, hace el potencial de reposo más noble debido al efecto pasivante del cromo liberado [15].

2.5 POLIETILENO DE ULTRA ALTO PESO MOLECULAR

El polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) es una resina de polietileno lineal, de baja presión del tipo Ziegler catalítico. Su peso molecular promedio es de 4×10^6 uma, 10 veces el peso molecular del polietileno de alta densidad (HDPE). El peso molecular extremadamente alto de esta resina, es el responsable de sus propiedades características.

El UHMWPE tiene mayor resistencia a la abrasión y al impacto que la mayoría de los otros plásticos. Aunado a la resistencia a la abrasión y a su tenacidad, el bajo coeficiente de fricción del polietileno produce una superficie autolubrificante y de baja energía de adhesión. Los coeficientes de fricción tanto estáticos como dinámicos son significativamente más bajos que para el acero y la mayoría de los materiales plásticos.

La unidad química básica del UHMWPE es el CH_2 . De esta forma, una resina con peso molecular 4×10^6 uma, contiene aproximadamente 285×10^3 átomos de carbono o unidades en la cadena polimérica. El peso molecular es determinado por la medición de la viscosidad de solución diluida, como es detallado en la norma ASTM D1601 y D4020 [16, 17]. Con estos procedimientos, el UHMWPE es definido como un polietileno substancialmente lineal (PE) teniendo una viscosidad relativa de 2.3 o mayor a una concentración de 0.05% a 135°C en decahidronafteno. El peso molecular nominal usando la ecuación Mark-Houwink es $M = 5.37 \times 10^4 (\text{IV})^{4.37}$, donde IV representa la viscosidad intrínseca. Este método no es válido en materiales procesados térmicamente debido a la solubilidad inadecuada y posible cruzamiento de cadenas.

Conforme el peso molecular se incrementa de 3×10^6 a 6×10^6 uma, la resistencia a la abrasión mejora significativamente (aproximadamente 30%), mientras que la resistencia al impacto disminuye de 140 a 80 K J/m². Por comparación, la mayoría de los grados de HDPE están en un intervalo de 13 a 40 K J/m². Otras propiedades ya sean mecánicas, térmicas y físicas permanecen constantes a través de todo el intervalo de pesos moleculares de UHMWPE.

Debido a sus características de autolubricación, peso ligero y resistencia al desgaste, el UHMWPE ha sido usado por muchos años en la industria de la construcción y en la industria minera. Los beneficios adicionales del UHMWPE incluyen un incremento en el flujo del producto, disminución del ruido y reducción en el consumo de energía.

La capacidad de absorción de esfuerzos de choque o impacto es extraordinaria, aún a temperaturas que se acercan al cero absoluto, esto es en aplicaciones criogénicas, donde el HDPE con peso molecular menor puede fallar. La industria textil usa el UHMWPE debido a su excelente resistencia al impacto y por la reducción de sonido. Es usado en piezas bajo esfuerzo.

Las aplicaciones médicas incluyen prótesis y soportes quirúrgicos, debido a las propiedades mecánicas de este material y la excelente biocompatibilidad con tejidos humanos. Todos los grados puros de UHMWPE están de conformidad con la Administración Americana de Alimentos y Medicinas (U.S.F.D.A) y recibieron la aprobación del Departamento Americano de Agricultura (U.S.D.A).

La industria alimenticia y farmacéutica usa ampliamente el UHMWPE debido a que los aceites y grasas pueden ser eliminados de la mayoría de las aplicaciones de conexión. Lo que es más, el crecimiento de hongos y bacterias no es fomentado debido a que el material no es poroso.

El peso molecular extremadamente alto de UHMWPE lo hace un material único. Sus características especiales incluyen:

- Excelente resistencia a la abrasión.
- Alta resistencia de impacto.
- Bajo coeficiente de fricción.
- Superficie autolubrificante.

- Buena resistencia química.
- Despreciable índice de absorción de agua.
- Excelentes propiedades en condiciones criogénicas.
- Propiedades de absorción de energía y disminución de sonido.
- Excelentes propiedades dieléctricas y de aislamiento.
- Biocompatibilidad con tejidos humanos.

Las excelentes características de este material pueden ser mantenidas de -269°C a 90°C y aún a mayores temperaturas por períodos cortos. Debido a que la resina no se funde de manera fluida a su intervalo de fusión cristalina de $138 - 142^{\circ}\text{C}$, la resina tiene una estabilidad dimensional excelente a temperatura de hasta 100°C (ver Tabla 2.3).

Si bien pueden ser hechas numerosas modificaciones al UHMWPE por medio de aditivos y rellenos, es difícil mejorar sus dos propiedades sobresalientes, resistencia a la abrasión y al impacto, debido a que no se presenta una liga química entre la resina y sus aditivos, de hecho, se debe considerar la cantidad de disminución de cualquier propiedad que puede ser tolerada. Normalmente, cualquier modificación hecha para satisfacer los requerimientos de aplicación deben comprometerse con las propiedades. Debido a que la resina es viscoelástica, cualquier aditivo debe ser mezclado homogéneamente anterior al procesamiento. La distribución del tamaño de partícula del modificador debe ser comparable o menor que las partículas del UHMWPE [18].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Un tratamiento previo que se le debe aplicar a cualquier material antes de ser colocado en el cuerpo humano es la esterilización. Se han utilizado varios métodos para realizarla en las copas de polietileno como es el uso de autoclaves y óxido de acetileno, pero la de mayor aceptación ha sido el uso de radiación gamma. Este tipo de esterilización tiene sus inconvenientes. Pruebas recientes han mostrado que la radiación gamma propicia un ambiente que conduce a la oxidación del UHMWPE. Muchos investigadores han concluido que este proceso de oxidación es responsable de la disminución en la resistencia al desgaste del polietileno en el cuerpo humano cambiando el porcentaje de cristalinidad [19].

Tabla 2.3 Propiedades del UHMWPE, según H.L. Stein [18].

Propiedad	Valores típicos	Prueba ASTM
Mecánicas		
Densidad, g/cm ³	0.926-0.934	D 792
Esfuerzo de cedencia a tensión, MPa (ksi).....	21 (3.1)	D 638
Esfuerzo de tensión, MPa (ksi).....	48 (7.0)	D 638
Elongación, %.....	350	D 638
Modulo de Young, GPa (10⁶ psi)		
A 23°C (73°F).....	0.69 (0.10)	D 638
A -269°C (-450°F).....	2.97 (0.43)	D 638
Resistencia al impacto Izod, kJ/m (ft-lbf/in.)		
A 23°C (73°F).....	1.6 (30)	D 256(a)
A -40°C (-40°F).....	1.1 (21)	D 256(a)
Dureza, Shore D.....	62-66	D 2240
Resistencia a la abrasión.....	100	...
Absorción de agua, %.....	Nula	D 570
Viscosidad relativa en solución, dL/g.....	2.3-3.5	D 4020
Térmicas		
Intervalo de fusión cristalina, polvos, °C (°F).....	138-142 (280-289)	Microscopio polarizado
Coefficiente de expansión lineal, 10⁻⁶/K		
De 20 a 100°C (68 a 212°F).....	2	D 696
De -200 a -100°C (-330 a -150°F).....	0.5	D 696
Eléctricas		
Resistividad, ohms m.....	>5 x 10 ¹⁴	D 257
Resistencia dieléctrica, kV/cm (V/mil).....	900 (2300)	D 149
Constante dieléctrica.....	2.3	D 150
Factor de disipación, x 10⁻⁴		
A 50 Hz.....	1.9	D 150
A 1 kHz.....	0.5	
A 0.1 MHz.....	2.5	
Resistividad superficial, %wt grafito, ohms		
0.2% para color.....	>10 ¹⁴	D 257
2.5% para protección UV.....	1013	D 257
6.5% para aplicaciones antiestéticas.....	105	D 257
16.7% para aplicaciones conductivas.....	103	D 257

(a) Muestras con dos muescas (15° ± 1/2°) en lados opuestos a una profundidad de 5 mm (0.20 in).

El hecho de que el UHMWPE comprenda tres tipos de estructuras (cristalina, amorfa, y la interfase entre las primeras dos) provoca que la oxidación en las regiones amorfas resulta en crecimiento de las regiones cristalinas. Este es el efecto de la oxidación que ha traído la disminución en las propiedades mecánicas del UHMWPE.

Podría parecer que la mejor manera de reducir el efecto oxidativo provocado por la radiación gamma sería tratar el UHMWPE sin la presencia de ningún agente oxidante

fuerte. Una posibilidad es el uso de gas argón o nitrógeno como un medio para la radiación gamma en vez de aire porque ambos son inertes. A pesar que la radiación gamma hace al UHMWPE más susceptible a la oxidación, la estabilidad natural del argón y del nitrógeno molecular podría oponerse a este nocivo efecto de la radiación gamma. Una discusión más amplia acerca del posible mecanismo de oxidación del UHMWPE es la clave para el entendimiento de los estudios que pueden determinar si el gas argón como un medio para la radiación gamma puede prevenir la oxidación del UHMWPE.

El mecanismo de oxidación del UHMWPE propuesto es a través de radicales libres. Aquí la energía gamma es responsable del fraccionamiento de un enlace carbono-hidrógeno de una cadena UHMWPE para formar el radical. El oxígeno ataca entonces al radical carbono en la cadena y forma un enlace simple con el carbono. Aquí, dos reacciones pueden ocurrir. En un mecanismo, uno de los átomos de oxígeno en la molécula diatómica, puede formar un carbonil oxígeno enlazado al átomo de carbono adyacente al átomo del radical carbono inicial. En este punto, el carbonil carbono tendrá que haber perdido dos átomos de hidrógeno. El otro átomo de oxígeno permanece unido al radical carbono inicial y, con la adición de hidrógeno, forma un grupo alcohol. Aquí, el radical carbono inicial del mismo modo recibe un átomo de hidrógeno para formar una especie estable mientras que el átomo de carbono en el otro lado del carbonil carbono se vuelve una especie radical. En el otro mecanismo, la cadena se fractura aparte en el radical carbono inicial. Cada uno de los átomos de oxígeno se vuelve el átomo carbonil en el grupo aldehído de cada cadena. También, el átomo de carbono enseguida del carbonil carbono en una de las cadenas rotas se vuelve una especie radical. Las especies radicales en ambos mecanismos son susceptibles al ataque por una molécula de oxígeno y su radical carbono, donde el ataque puede resultar en excisión de la cadena. Es esta reducción de las cadenas UHMWPE la que cambia sus propiedades.

Las cadenas reducidas resultantes del mecanismo de rompimiento de los radicales libres son más capaces de alinearse en una estructura ordenada y así formar una estructura más cristalina. Tal separación de las cadenas de UHMWPE en las regiones

amorfas lleva al crecimiento de regiones cristalinas. A causa de la baja energía asociada con los enlaces en las regiones cristalinas, mayor energía es requerida para superar esos enlaces a fin de producir un cambio de fase. Entonces, el punto de fusión y el calor de fusión del UHMWPE se incrementa. También los enlaces en las regiones cristalinas son más aptos a romperse bajo una alta carga en vez de estiramiento. Esta característica de las regiones cristalinas es indicativa del incremento en la fragilidad del UHMWPE. A causa de esta incrementada inclinación a la falla, el UHMWPE ha decrecido en tenacidad y alargamiento final.

La propuesta de esterilización en un ambiente inerte sería la de aislar el implante UHMWPE del oxígeno. Pruebas han confirmado que la difusión de oxígeno en UHMWPE se incrementa con la dosis de radiación gamma. Así que la radiación no sólo conduce la oxidación de radicales libres, también trae el agente oxidante cerca del UHMWPE. Envasar herméticamente el UHMWPE no prevendrá el contacto con oxígeno porque éste se difundirá a través del envasado. También, el oxígeno disuelto *in vivo* encontrará su camino al implante UHMWPE.

Los radicales libres no son necesariamente nocivos para las propiedades mecánicas del UHMWPE. Sun y coautores [20], ha mostrado que la irradiación en un ambiente inerte seguida por cierto tiempo a una elevada temperatura cruzara todos los radicales libres reactivos en un proceso llamado estabilización. La oxidación no ocurre en UHMWPE cuando el componente es re-expuesto al oxígeno u otro agente oxidante. Éste también conduce a mejoras en resistencia a desgaste, resistencia a la fluencia, y otras propiedades mecánicas.

2.6 PROPIEDADES DE LOS IMPLANTES ORTOPEDICOS.

Las propiedades de interés de los materiales para implantes incluyen biocompatibilidad, resistencia a la corrosión, resistencia al desgaste, y propiedades mecánicas tales como resistencia, ductilidad y comportamiento de fatiga de altos ciclos.

La biocompatibilidad es una medida de la interacción entre el organismo y el material implantado. Todos los implantes provocan alguna respuesta debido a que el cuerpo los reconoce como objetos extraños. La buena biocompatibilidad de los componentes hechos con aleaciones Co-Cr-Mo fue un factor decisivo en el interés inicial por este material. Normalmente, una capa fibrosa delgada es formada cuando estas aleaciones son implantadas en aposición al hueso y reacciones más severas son extremadamente raras.

La resistencia a la corrosión es un aspecto clave en la biocompatibilidad de un material. La resistencia a la corrosión de todas las aleaciones implantadas depende de la formación de capas pasivas. En las aleaciones base cobalto, se forma una película de Cr_2O_3 .

El comportamiento de las aleaciones para implantes al desgaste es importante debido a que las articulaciones artificiales están sujetas a millones de ciclos durante su vida. Los componentes para reemplazos de cadera y rodilla tienen la superficie metálica altamente pulida que articula contra el UHMWPE. Los implantes recuperados postmortem generalmente muestran bajo desgaste [11].

2.7 COMPLICACIONES RELACIONADAS CON LOS IMPLANTES ORTOPEDICOS.

A pesar de las excelentes propiedades mecánicas y biocompatibles que muestran las aleaciones Co-Cr-Mo-C y el UHMWPE, se han encontrado pacientes que han tenido complicaciones con las prótesis implantadas en sus cuerpos.

Los implantes de articulaciones pueden fallar por varias razones, entre las más importantes están:

- Rompimiento o desintegración de implantes.
- Doblez del implante.
- Aflojamiento del implante.
- Rompimiento del hueso.
- Resorción del hueso.
- Ataque al hueso.

Estos hechos pueden estar interrelacionados y usualmente requieren de una reoperación para obtener resultados clínicamente exitosos.

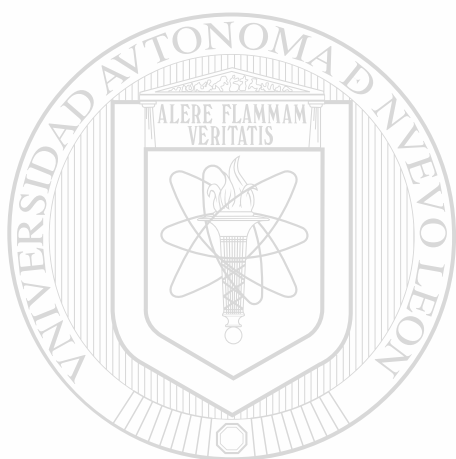
La falla del implante indica que éste se ha fracturado o desintegrado de una manera tal que no cumple su función. La falla en el implante no es idéntico a un implante defectuoso, debido a que éstas pueden ser razones puramente biológicas o biomecánicas que causen la ruptura o mala función del implante. En la mayoría de los casos, sólo bajo un análisis minucioso de las condiciones clínicas en las cuales un implante falla se puede explicar la razón de la falla.



Figura 2.5 Articulación de cadera Charney (politetrafluroetileno) desgastada, según D. Dowson [22].

Los implantes pueden sufrir ataques de superficie por fretting, corrosión por fretting ó desgaste. Estos tipos de ataques pueden ser relativamente moderados,

regularmente ocurren a escala microscópica, no interfieren con el correcto funcionamiento del implante o con la cicatrización del hueso y no requieren reoperación. En las piezas fabricadas con UHMWPE, el desgaste de la superficie ha sido ocasionalmente encontrado tan intenso que ha sido necesario reemplazar los componentes (Figura 2.5). La corrosión de implantes se ha encontrado sólo en materiales que están fuera de los estándares oficiales de materiales para implantes ortopédicos [21].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 3

LUBRICACION

3.1 INTRODUCCION.

Los mecanismos de desgaste y lubricación están basados en interacciones físicas entre dos superficies moviéndose relativamente entre ellas. La lubricación es un proceso mediante el cual la fricción y el desgaste entre dos superficies sólidas en movimiento relativo son reducidos significativamente por la interposición de un lubricante entre ellas [23]. En algunos sistemas lubricados, el lubricante puede no prevenir completamente el contacto entre las superficies, sin embargo reduce la resistencia de las uniones formadas. En otros casos, el lubricante separa completamente las superficies y no se forman uniones entre asperezas. Así, a mayor o menor grado, el uso de lubricantes siempre reducirá el grado de desgaste por deslizamiento y este es otro beneficio sustancial de los lubricantes [19].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La Figura 3.1 muestra una clasificación detallada de los mecanismos de lubricación. En la lubricación hidrostática, el lubricante es alimentado mediante presión a la interfase y esto inhibe el contacto entre sólidos [23]. En lubricación hidrodinámica, elastohidrodinámica y de película presurizada, la presión dentro del lubricante es desarrollada por el movimiento relativo de las superficies. En lubricación hidrodinámica las superficies están separadas por una película de fluido, el cual es usualmente de mayor espesor en comparación con la altura de las asperezas de las superficies de apoyo. La presión hidrostática en la película causa sólo pequeñas distorsiones elásticas de las superficies las cuales, a una primera aproximación, pueden ser tratadas como

rígidas. La lubricación elastohidrodinámica describe el caso en el que la presión local es tan alta y la película lubricante tan delgada, que la deformación elástica de las superficies no puede ser evitada por mucho tiempo; de hecho esto es un factor vital en este régimen de lubricación. En la lubricación al límite, las superficies son separadas por películas moleculares adsorbidas, usualmente usando un aceite o grasa que posee una satisfactoria lubricación al límite; nunca ocurre un contacto entre asperezas o uniones. Los lubricantes sólidos funcionan generando una interfase de película sólida de baja resistencia al corte [19].

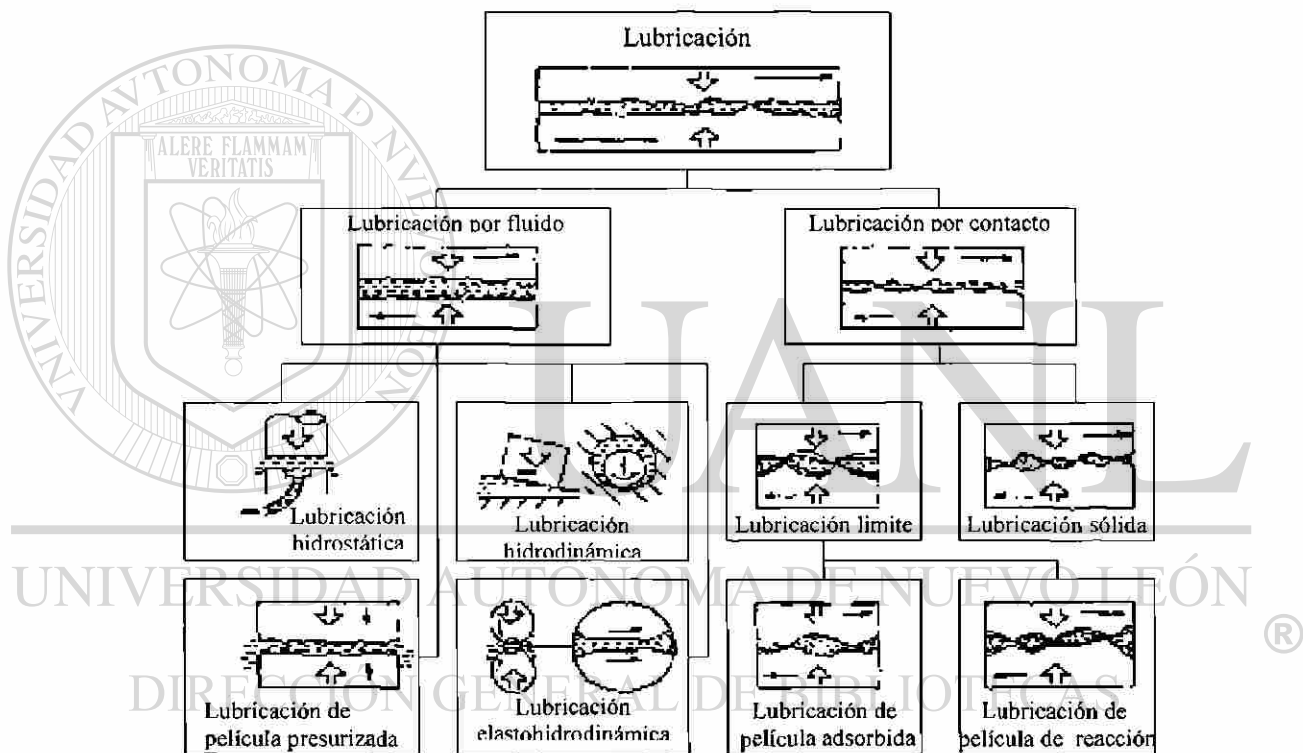


Figura 3.1 Mecanismos de lubricación, según B. Bhushan y B.K. Gupta [23]

3.2 TIPOS DE LUBRICACION

3.2.1 LUBRICACIÓN HIDROSTÁTICA.

Los cojinetes hidrostáticos soportan cargas en una película gruesa de fluido proporcionada por una fuente de presión externa que alimenta fluido presurizado a la película. Por esta razón, estos cojinetes son llamados normalmente cojinetes presurizados externamente. Los cojinetes hidrostáticos están diseñados para uso con fluidos compresibles e incompresible. El espesor de película y el perfil de la presión son bastante uniformes a lo largo de la interfase (Figura 3.2) [23]. Las películas hidrostáticas usualmente tienen un espesor considerable que alcanza los 100 μm y por lo tanto pueden prevenir el contacto entre asperezas aun de las superficies más rugosas. Esto asegura una ausencia de fricción adhesiva. Aún más, la fricción generada por el corte viscoso del fluido disminuye a cero cuando la velocidad de deslizamiento es cero [28].

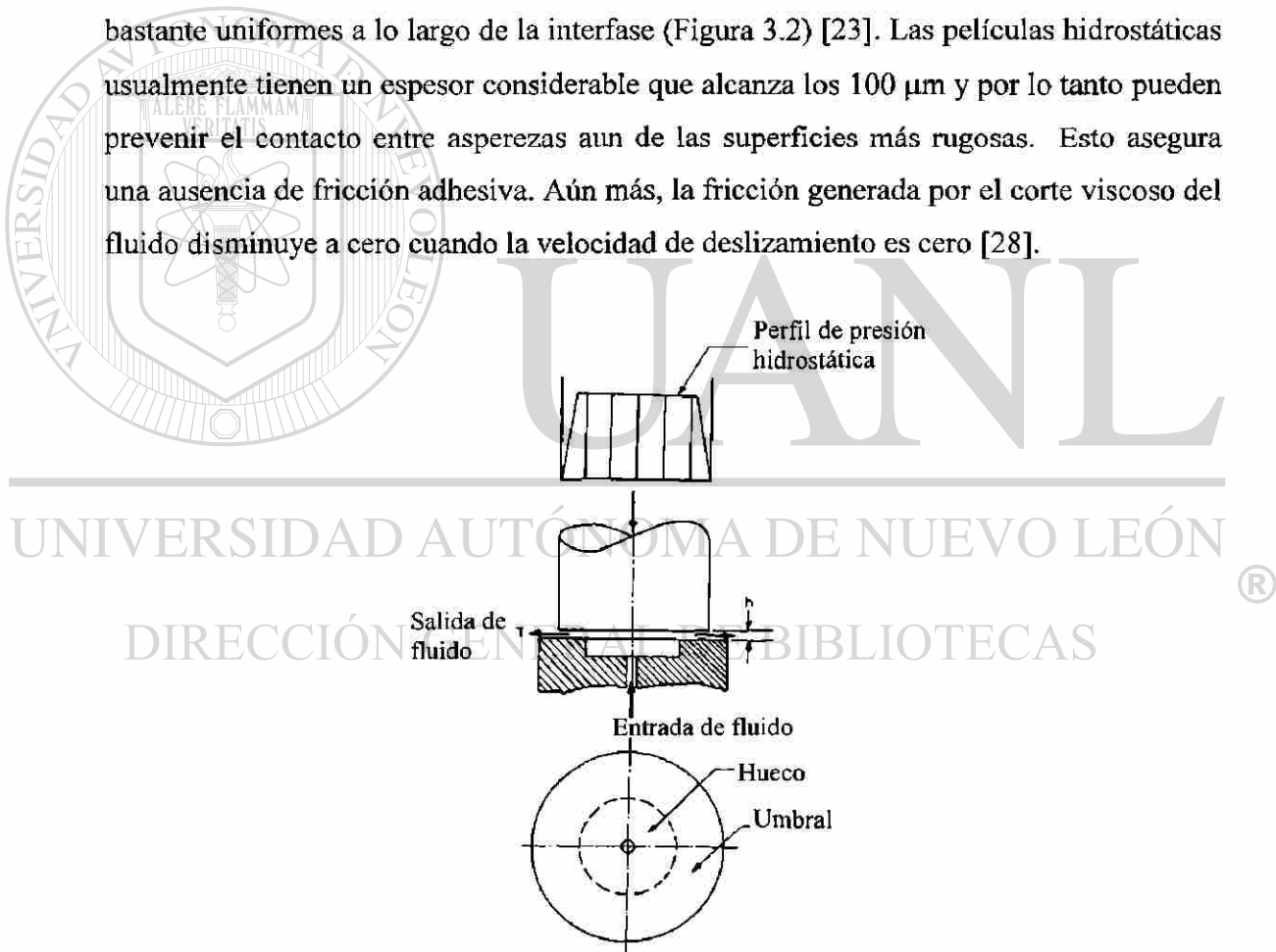


Figura 3.2 Perfil de presión en un cojinete hidrostático, según B. Bhushan y B.K. Gupta [23]

Debido a que los cojinetes hidrostáticos no requieren movimiento relativo superficial para alcanzar las presiones que soporten la carga (como en el caso de lubricación hidrodinámica), son usados en aplicaciones con poco o nulo movimiento. Estos cojinetes también pueden ser requeridos en aplicaciones donde, por algún motivo, el contacto o deslizamiento de las superficies no está permitido durante el arranque o paro de la maquinaria. En suma, los cojinetes hidrostáticos poseen alta rigidez. Tienen la desventaja de requerir bombas de alta presión y equipo para la limpieza del fluido, lo cual añade costo y reducción de espacio [23].

3.2.2 LUBRICACIÓN HIDRODINÁMICA.

Bajo condiciones de lubricación hidrodinámica las superficies deslizantes están separadas por una película relativamente gruesa de fluido lubricante y la carga normal es soportada por la presión entre esta película, la cual es generada hidrodinámicamente. Las superficies opuestas deben ser conformantes; esto es, deben concordar en forma y dimensiones y estar separadas sólo por un pequeño espacio sobre un área relativamente amplia. Ejemplos de superficies conformantes son mostrados en la Figura 3.3 [19].

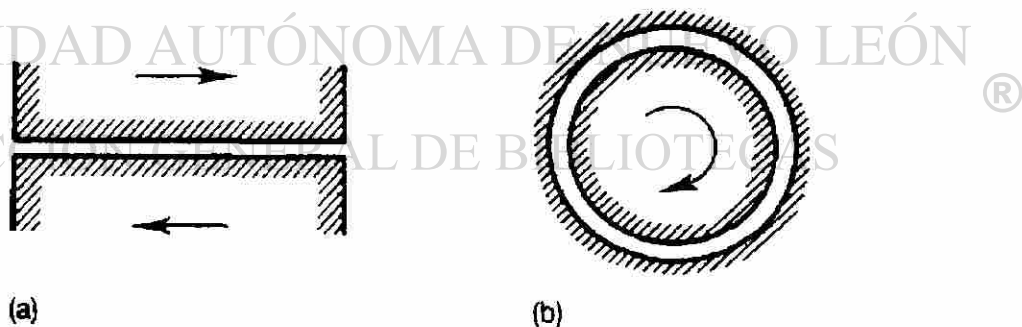


Figura 3.3 Ejemplos de superficies conformantes: (a) planos opuestos, (b) cojinete rotacional, según I.M. Hutchings [19].

Como ya se mencionó, la lubricación hidrodinámica sólo se presenta cuando dos superficies se mueven relativamente entre ellas con la suficiente velocidad para que se forme una película de lubricante que soporte la carga. La otra condición es que las

superficies deben estar inclinadas un cierto ángulo entre ellas (Figura 3.4). Si estas son paralelas no se formará un campo de presión en la película lubricante que soporte la carga requerida. Existen dos excepciones a esta afirmación: a) la presión hidrodinámica puede ser generada entre superficies paralelas escalonadas y b) las superficies pueden moverse una hacia otra. El principio de generación de presión hidrodinámica entre superficies no paralelas en movimiento es ilustrado esquemáticamente en la Figura 3.5 [28].

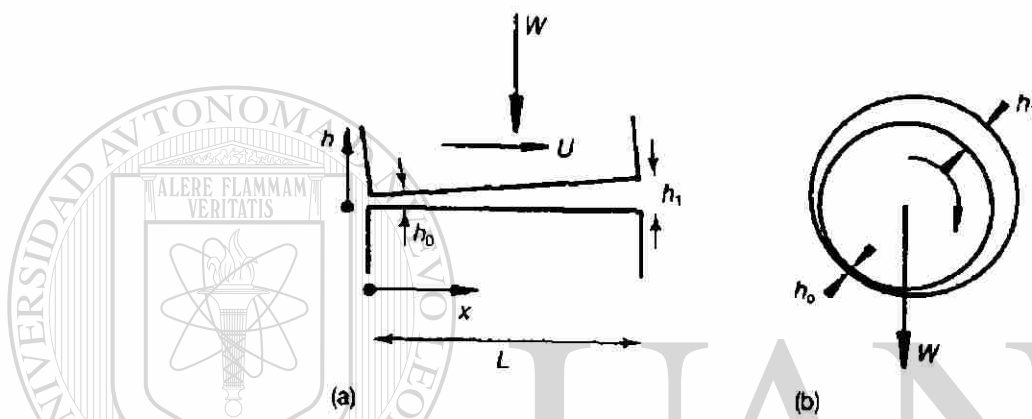


Figura 3.4 Cojinetes con las geometrías mostradas en la Figura 0.3, bajo condiciones de lubricación hidrodinámica. El grado de convergencia de las superficies se ha exagerado para claridad, según I.M. Hutchings [19].

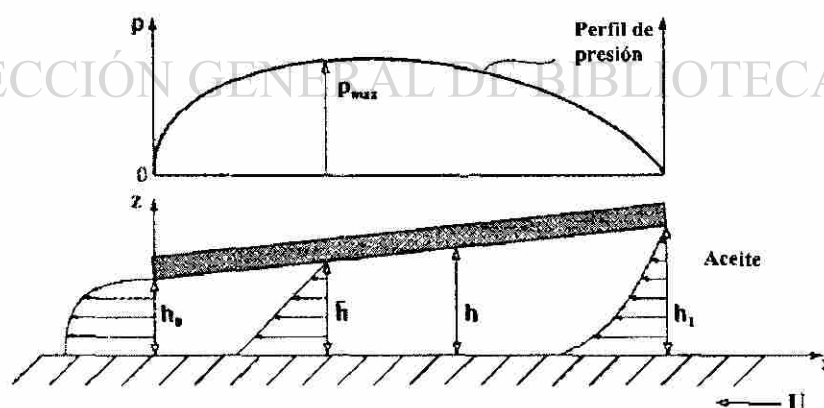


Figura 3.5 Principio de generación de presión hidrodinámica entre superficies convergentes, según G.W. Stachowiak [28].

La distribución de la presión dentro de la película lubricante hidrodinámica es descrita por la ecuación de Reynolds, la cual se deriva de las ecuaciones generales para flujo de fluidos (Navier-Stokes) suponiendo que el flujo es laminar, que la película de fluido es delgada, comparada con sus otras dimensiones, y que las fuerzas dominantes son debido a la viscosidad. Aún con estas simplificaciones no es fácil resolver analíticamente la forma general de la ecuación de Reynolds.

El problema es más simple cuando el fluido es incomprensible y las variaciones en su viscosidad son despreciadas. La variación de presión p con la distancia x es dada por la ecuación simplificada de Reynolds

$$dp/dx = -6 \eta U(h-h^*)/h^3 \quad (3.1)$$

donde h^* es la separación de las superficies al punto de presión máxima ($dp/dx=0$), U es la velocidad de deslizamiento, η es la viscosidad del lubricante y las otras cantidades son las definidas en la Figura 3.4.

En este tipo de cojinetes, el cojinete inclinado puede ser usado en correderas lineales. Alternativamente, para cojinetes circulares que rodean una flecha o rodamientos con rotación verdadera, para soportar cargas axiales, la distribución de presión puede ser encontrada integrando la ecuación y empleando las condiciones límite, tales que $p=0$ en $x=0$ y $x=L$. Después de la integración, se obtiene la presión normal W llevada por el rodamiento por unidad de ancho como:

$$W=6 \eta KU \left(\frac{L^2}{h_0^2} \right) \quad (3.2)$$

donde,

$$K = \frac{\ln(1+n)}{n^2} - \frac{2}{n(2+n)} \quad (3.3)$$

y $n=(h_1/h_0)-1$. Por lo tanto el valor numérico de K depende de la relación de los espesores de película de la entrada y la salida del par lubricado. La máxima capacidad de

carga para un rodamiento de cojinete inclinado ocurre cuando h_f es aproximadamente $2.2 h_0$, y por lo tanto $K=0.027$.

Un cojinete rotacional, con carga estable, como se muestra en la Figura 3.4(b) puede ser visualizado en forma similar al cojinete lineal, pero es envuelto en sí mismo. La solución de la ecuación de Reynolds es más compleja que para el rodamiento de cojinete inclinado, pero la forma de la ecuación para la capacidad de la carga es similar. La carga por unidad de ancho, sujeta por un cojinete circular está dada por:

$$W = S \eta U \left(\frac{R^2}{h^2} \right) \quad (3.4)$$

Donde, h es el espesor de la película promedio (separación radial) en el rodamiento, R es el radio del cojinete y U es la velocidad periférica. S es un número adimensional conocido como el número de Sommerfeld, el cual es determinado por la relación ancho/diámetro del rodamiento y por la excentricidad de la flecha en su caja. La fuerza friccional en un cojinete circular es:

$$F = 2 \pi \eta U R / h \quad (3.5)$$

$$\mu = F / W = \left(\frac{2\pi}{S} \right) \left(\frac{h}{R} \right) \quad (3.6)$$

3.2.3 LUBRICACIÓN ELASTOHIDRODINÁMICA.

Si las superficies de contacto son no conformantes, ya sea por línea nominal o punto de contacto, entonces las presiones locales en la zona de contacto serán generalmente mucho más grandes que aquellas encontradas en lubricación hidrodinámica. En la Figura 3.6 se ilustran ejemplos de geometrías no conformantes.

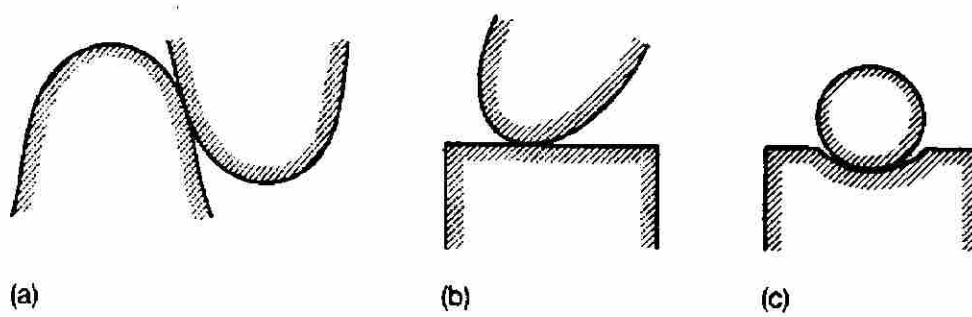


Figura 3.6 Ejemplo de contactos no conformantes: (a) diente de engrane, (b) leva, (c) bola en canal de un cojinete, según I.M. Hutchings [19].

Aquí la presión local entre los componentes se eleva a valores en el intervalo de gigapascuales (GPa). Bajo esas condiciones la dependencia de la viscosidad del lubricante a la presión juega un papel muy importante, como lo hace la deformación elástica de las superficies de apoyo. La lubricación en esas circunstancias es conocida como elastohidrodinámica (EHL).

Cuando las presiones son mucho más bajas y no tienen efecto en la viscosidad del lubricante sólo la deformación elástica de las superficies de contacto necesita ser considerada. Este tipo de lubricación es algunas veces conocido como EHL suave. La EHL dura ocurre cuando ambas superficies tienen altos módulos de elasticidad y la película de lubricante tiene espesores del orden de décimas de micrómetro. En EHL, las superficies pueden aún estar separadas por una película continua de fluido.

Las altas presiones en la película incrementan localmente la viscosidad del lubricante y esto tiende a incrementar el espesor de la película por encima de las predicciones de la teoría hidrodinámica.

Un efecto importante en la EHL suave, es aquel debido a la distorsión elástica de la distribución de las superficies. Cuando una esfera elástica es presionada contra un plano rígido, el contacto inicial se presenta en un punto (Figura 3.7(a)). Conforme la carga normal se incrementa (Figura 3.7(b)), el área de contacto crece y puede ser calculada a partir de la teoría de Hertz. Si una película lubricante está presente y la

esfera se desliza sobre el plano, la distribución de presión y la deformación superficial predichas por las ecuaciones de Hertz deben ser modificadas. La investigación teórica de EHL envuelve la solución de las ecuaciones de Reynolds mientras se toma en consideración la variación de la viscosidad del lubricante con la presión y permite la distorsión elástica de las superficies generadas al contacto por la distribución de presión generada hidrodinámicamente. El espesor de la película predicho por esta teoría tiene un perfil que es mostrado esquemáticamente en la Figura 3.7(c). Es casi paralela en toda la longitud de contacto y desarrolla una disminución en la región de salida, en la cual su espesor es reducido por aproximadamente un cuarto. Asociado con esta disminución es un incremento en la distribución de presión.

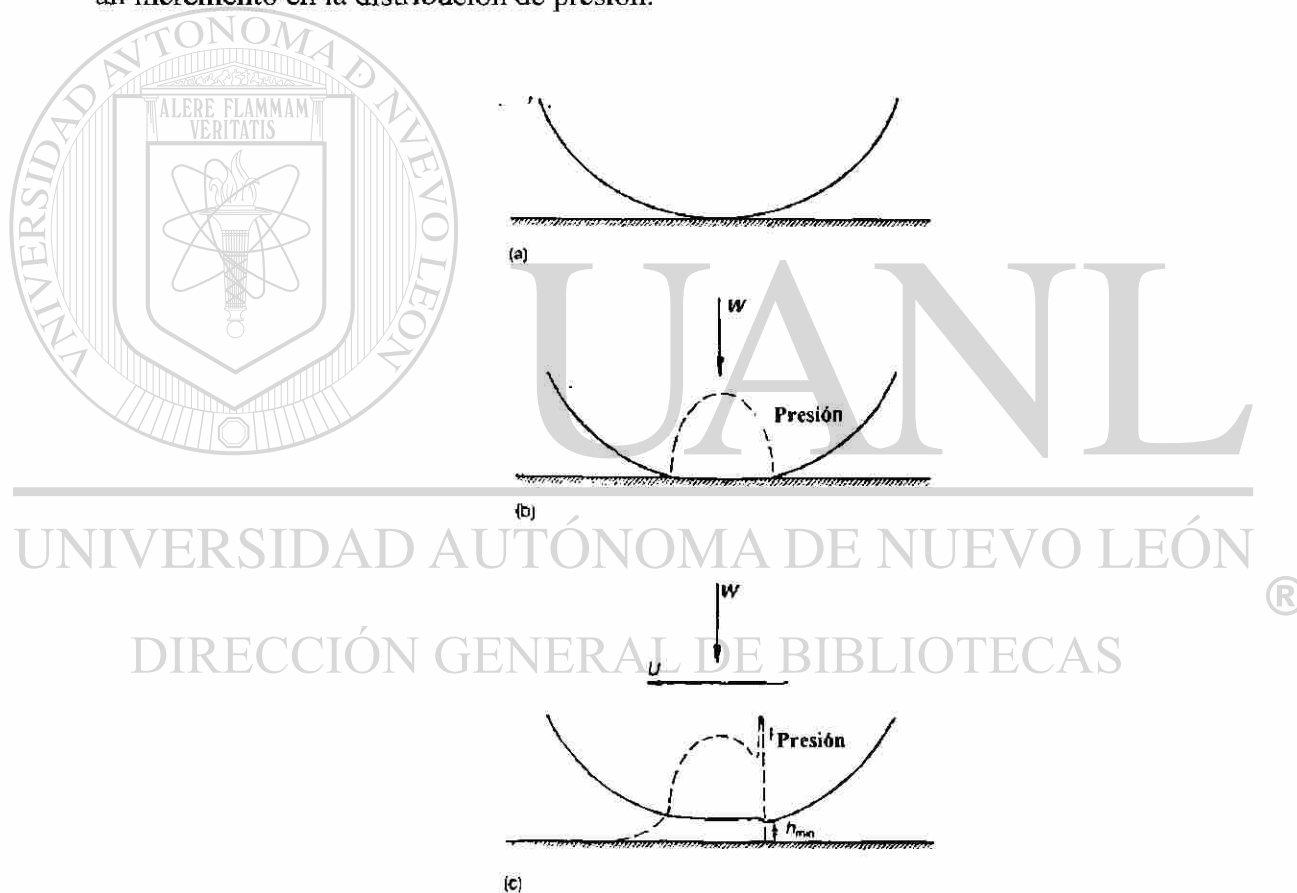


Figura 3.7 Contacto entre una esfera y un plano bajo condiciones de lubricación elastohidrodinámica: (a) punto de contacto bajo una carga normal nula y sin movimiento deslizante, (b) Área de contacto causada sólo por carga normal, (c) distorsión elástica de la esfera (exagerada para claridad) bajo carga normal y movimiento deslizante, según I.M. Hutchings [19].

I.M. Hutchings [19], ha propuesto una relación empírica en base a resultados numéricos para el mínimo espesor de película EHL. Una versión es como sigue:

$$h_{\min}=1.79R^{0.47}\alpha^{0.49}\eta_0^{0.68}U^{0.68}E^{-0.12}W^{-0.07} \quad (3.7)$$

aquí, h_{\min} es el mínimo espesor de película para el contacto de una esfera en un plano, E es el módulo elástico resuelto de las superficies, R es el radio de la esfera, η_0 y α son constantes para un lubricante en particular y se definen como $\eta = \eta_0 \exp(\alpha P)$, U es la velocidad de deslizamiento y W es la carga normal.

La variación del espesor de película en EHL suave puede ser obtenida mediante una ecuación empírica para una esfera en un plano:

$$h_{\min}=2.8R^{0.77}\eta_0^{0.65}U^{0.65}E^{-0.44}W^{-0.21} \quad (3.8)$$

3.2.4 LUBRICACIÓN AL LIMITE.

Bajo presiones de contacto muy altas, o a muy bajas velocidades de deslizamiento, las fuerzas hidrodinámicas son insuficientes para mantener una película delgada por EHL entre las superficies deslizantes y el contacto directo ocurrirá entre las asperezas. Alta fricción y alto desgaste prevalecerán a menos que las superficies estén protegidas por un satisfactorio lubricante al límite. Los lubricantes al límite actúan formando películas moleculares adsorbidas en ambas superficies [19]. Así, las fuerzas repulsivas entre las películas moleculares soportan gran parte de la carga y si bien la interacción entre asperezas es considerable, se inhibe la soldadura entre éstas. El desgaste es reducido debido al contacto menos directo 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 [23].

La Figura 3.8 ilustra el mecanismo de operación de un típico lubricante al límite. Las moléculas de lubricante son adsorbidas con los grupos terminales polares adhiriéndose fuertemente a la capa de óxido presente en el metal. Las cadenas moleculares tienden a alinearse perpendicularmente a la superficie, estabilizadas por su repulsión mutua y forman densas capas de cadenas hidrofóbicas de 2 a 3 nm de largo. Cuando las dos capas vienen juntas, la mayoría de la carga normal es soportada por la interacción de las cadenas de hidrocarburos y hay sólo pequeñas áreas de contacto áspero directo. La fuerza friccional es menor que para deslizamiento sin lubricación y aunque ocurre algo de desgaste, éste es sustancialmente menos severo que si las superficies estuvieran desprotegidas. La disminución de fricción producida por un lubricante al límite de este tipo está en proporción directa a su peso molecular y por lo tanto, del largo de la cadena de hidrocarburos.



Figura 3.8 Mecanismo de operación de un lubricante al límite. Los grupos terminales polares en las cadenas de hidrocarburos se unen a las superficies, proporcionando capas de moléculas lubricantes que reducen el contacto directo entre las asperezas, según I.M. Hutchings [19].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En general, para que una superficie quede completamente protegida, sólo se requiere, en principio, de una sola capa de una molécula de espesor.

Otra clase de moléculas con propiedades de lubricación al límite consiste en la también llamada presión extrema (EP) y aditivos antidesgaste. Son sustancias que reaccionan con las superficies de deslizamiento bajo las severas condiciones en la zona de contacto para dar componentes con baja resistencia de corte, formando de esta manera una película lubricante en la ubicación precisa donde es requerida [19].

En general, las interacciones sólido-sólido están modificadas por la acción del lubricante al límite, de tal manera que el comportamiento de fricción y desgaste del contacto lubricado al límite es determinado por la interfase sólido-lubricante-sólido, la cual es influenciada por condiciones ambientales. Los tipos de interacción sólido-lubricante son fisiabsorción, quimiabsorción y reacciones químicas.

En la práctica, comparado con otros regímenes de lubricación, la lubricación al límite es un fenómeno complejo en el cual las interacciones sólido-lubricante se mezclan con otros efectos tales como metalúrgicos, rugosidad superficial, corrosión, temperatura, presión y tiempo de reacción [23].

3.2.5 LUBRICACIÓN SÓLIDA.

Los materiales sólidos que presentan bajos coeficientes de fricción pueden ser usados como lubricantes en preferencia a las películas de líquido o gas por varias razones. El lubricante sólido, produce un sistema de autolubricado el cual no necesita fuente externa de lubricante durante su tiempo de vida.

A altas temperaturas, los lubricantes líquidos se descomponen u oxidan, los lubricantes sólidos pueden soportar la temperatura en operación de los sistemas de deslizamiento a más de 1000°C, mientras se mantienen coeficientes de fricción relativamente bajos [19].

3.2.6 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 [23].

La diferenciación de los mecanismos de lubricación a excepción de la hidrostática puede ser hecha basándose en la curva Stribeck, la cual proporciona el comportamiento friccional de los diferentes regímenes de lubricación. La curva Stribeck (Figura 3.9) ilustra los cambios en el coeficiente de fricción como una función del parámetro de lubricación ηVP^{-1} , donde η es la viscosidad del lubricante, U la velocidad de deslizamiento y P la presión. Por lo tanto, dependiendo de la geometría en términos de la rugosidad media (r.m.s.) de las superficies, las propiedades del lubricante y las condiciones de operación, se pueden distinguir tres regímenes de lubricación principales:

1. Lubricación hidrodinámica y elastohidrodinámica $h \gg \sigma$
2. Lubricación mixta $h \approx \sigma$
3. Lubricación al límite $h \ll \sigma$

En estas expresiones, h es el espesor de la película lubricante y σ es la rugosidad superficial r.m.s. resultante de las superficies de contacto, esto es:

$$\sigma = (\sigma_1^2 + \sigma_2^2)^{1/2} \quad (3.9)$$

Un mejor parámetro se obtiene considerando el espesor de la película lubricante en relación con la rugosidad superficial. Esta relación es llamada *espesor de película específico* λ y es definido como:

$$\lambda = \frac{h_{min}}{\sigma} \quad (3.10)$$

donde h_{\min} es el mínimo espesor de la película. El comportamiento friccionante en relación con λ es mostrado en la Figura 3.10. Los valores típicos de h_{\min} , λ y μ se muestran en la Tabla 3.1 [23].

Tabla 3.1 Propiedades de la película de lubricante en aplicaciones de elementos de máquina, según B. Bhushan y B.K. Gupta [23].

Mecanismos de lubricación	Propiedades de la película lubricante		
	Espesor de la película, h_{\min} (μm)	Espesor de película específica, λ	Coefficiente de fricción, μ
Lubricación al límite	0.005-0.1	$\ll 1$	0.03-1
Lubricación mixta	0.01-1	1-3	0.02-0.15
Lubricación elastohidrodinámica	0.01-10	3-10	0.01-0.1
Lubricación hidrodinámica	1-100	6-100	0.001-0.01

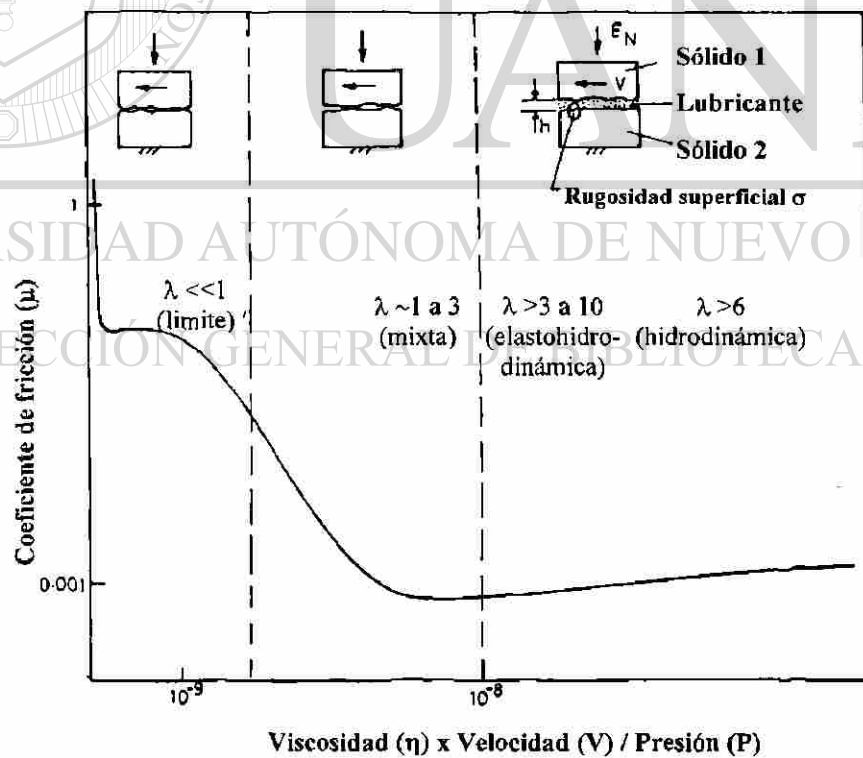


Figura 3.9 Curva Stribeck, según B. Bhushan y B.K. Gupta [23]

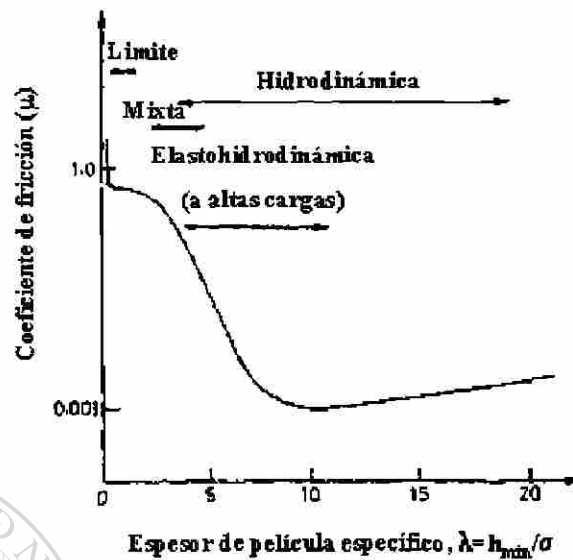


Figura 3.10 Dependencia del coeficiente de fricción con el espesor de película específico, según B. Bhushan y B.K. Gupta [23].

3.3 LUBRICACIÓN EN ARTICULACIONES BIOLÓGICAS.

La lubricación en articulaciones biológicas sanas ha sido ampliamente discutida por diversos autores, los cuales han propuesto diferentes hipótesis que expliquen dicho fenómeno. En 1962 McCutchen [29] explica este proceso a través de la lubricación por exudación, la cual se presenta a velocidades de deslizamiento cercanas a cero y cargas elevadas. Es durante estos años en que Blumberg, Ogston y Stainer, entre otros, señalan que el constituyente responsable de las propiedades lubricantes especiales del fluido sinovial es muy probablemente la mucina, una proteína mucopolisacárida compleja llamada ácido hialurónico [29].

En 1968 Linn [30] sugiere que el mecanismo de lubricación presente es al límite de película fluida y la viscosidad del líquido sinovial tiene sólo un efecto mínimo en la fricción de las articulaciones, determina que el ácido hialurónico purificado no posee

factor lubricante. En 1971, Radin y coautores [31] mantienen que los mecanismos de lubricación presentes siguen siendo el de exudación característico del cartílago articular y el de lubricación al límite que depende de las moléculas que se unan al cartílago. Presumiblemente esta molécula es el hialuronato, cuya actividad al límite es el contribuyente principal de la lubricación del líquido sinovial, la variación en la viscosidad relativa de este componente no tiene ningún efecto en las habilidades de lubricación.

Estas hipótesis se han mantenido a lo largo del tiempo, si bien en reportes de los últimos años se ha encontrado que los componentes que proporcionan la habilidad lubricativa del líquido sinovial son diferentes.

En 1992 Jay [32] hace un replanteamiento de estas teorías de acuerdo a los resultados de su experimentación proponiendo que las articulaciones sinoviales son soportes con velocidades de deslizamiento cercanas a cero. Un lubricante bajo estas condiciones sería expulsado y por lo tanto incapaz de soportar una carga postulada por las teorías hidrodinámica y elastohidrodinámica.

Una visión más aceptable es que las superficies cartilaginosas están lubricadas al límite a bajas velocidades de deslizamiento. La lubricación no se ve afectada por la digestión del fluido sinovial con hialuronidasa testicular (lo que provoca un cambio en la viscosidad del fluido). En contraste, ciertas enzimas proteolíticas modifican la habilidad lubricativa sin cambio en la viscosidad. La implicación de esta modificación fue que una proteína, más que el ácido hialurónico es el factor lubricante, dicha proteína fue identificada como lubricin, una glicoproteína de la mucina [32]. La habilidad de esta proteína de cambiar la naturaleza fisicoquímica de una superficie, repeliendo una superficie articular de otra es la que permite este tipo de lubricación. Esta molécula ha sido estudiada *in vitro* en un artrotipsómetro en el cual oscila un sistema látex contra un vidrio pulido bajo una carga aplicada. El modelo látex-vidrio es interesante debido a que sólo el ácido poliacrílico, la saliva, lípidos y el fluido sinovial lubrican este sistema. Un bajo coeficiente de fricción (μ) no es necesariamente una medida de protección al desgaste, pero el fluido sinovial confiere esta propiedad al cartilago [33].

En este mismo estudio se encontró que otra proteína similar, si no idéntica al lubricin, que también presenta habilidad lubricativa es a la que se le llama el factor lubricante del líquido sinovial purificado (PSLF). La mayor diferencia entre PLSF y lubricin se encuentra en el análisis de aminoácidos [33].

La glicoproteína PSLF también lubrica el sistema látex-vidrio. La habilidad de lubricar superficies artificiales difiere de la hipótesis de que son necesarios receptores adsorbidos en el cartílago para la actividad de lubricación.

El sistema vidrio-látex requiere al menos de 200 $\mu\text{g/ml}$ de PSLF para lubricarse. El valor correspondiente en el sistema cartílago-vidrio observado por Swann fue de 30 $\mu\text{g/ml}$ de lubricin. Están envueltos dos fenómenos separados en la diferencia entre resultados: el tipo de lubricación, y el tipo de materiales. El sistema empleado por Swann gira relativamente rápido (1cm/seg) en su velocidad más lenta. La formación de un frente de lubricación presurizado consistente con la lubricación hidrodinámica, pudo presentarse en este sistema a altas velocidades cuando los valores de fricción más bajos se observaron. El sistema vidrio-látex recíprocó a 0.37 mm/seg con un periodo de 14 seg. La reducción de μ es más probablemente gobernada por la lubricación al límite debido a la baja velocidad y reciprocidad lo cual suprime la formación del frente de fluido. El cartílago es por peso 80% agua. La disminución de μ por un lubricante al límite es compuesta además por la exudación del cartílago y por alisado del fluido extracelular extruido. Por esta razón, el sistema cartílago-vidrio puede no requerir una alta concentración de lubricante. La baja fricción en el sistema cartílago-vidrio fue registrada sólo a velocidades superiores a 1 cm/seg. La probabilidad de que el mecanismo de lubricación observado tenga un componente hidrodinámico es soportada por la fricción más alta reportada a menores velocidades.

La habilidad lubricativa del PSLF no cambia después de la digestión con ácido sálico terminal al igual que la proteína lubricin.

Especulando acerca de la aparición inmediata de la actividad lubricante conforme la concentración se incrementa, se puede conceptualizar que un número crítico de moléculas es necesario para adherirse a una (o ambas) superficie antes que la lubricación sea posible. Esta es la capa al límite formada por la exudación del lubricante. El látex natural, al ser una superficie hidrofóbica, funciona como un sustrato para la exudación.

Los lubricantes al límite requieren dos dominios moleculares funcionales: a) uno que se adsorba a la superficie; b) otro que genere una fuerza repulsiva. El primero puede resultar de la atracción hidrofóbica-hidrofóbica en el ambiente acuoso. Las fuerzas repulsivas en la naturaleza se pueden presentar por cuatro medios:

1. Fuerzas repulsivas de hidratación
2. Fuerzas de Van der Waal.
3. Repulsión estérica.
4. Repulsión por carga fija.

Las fuerzas de hidratación son las únicas fuerzas repulsivas capaces de soportar las presiones de las articulaciones naturales. Estas presiones están entre 4-18 MPa en la articulación humana de cadera. Ocurren cuando dos superficies, cubiertas con un material unido ávidamente con hidrógeno del agua, se aproximan a una separación aproximada de 30 Å o menos (Figura 3.11).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Esta forma de repulsión molecular en la superficie articular es soportada por: 1) la disminución de la lubricación con la remoción de los penúltimos sacáridos del PSLF, 2) las fuerzas de hidratación repulsivas son más fuertes entre cationes monovalentes comparados con los divalentes y trivalentes, 3) las fuerzas de hidratación repulsivas son inhibidas por la acidez.

Una explicación electrostática de la habilidad lubricativa al límite en el sistema vidrio-látex es poco probable.

La teoría de las fuerzas de hidratación puede ayudar a explicar porque el sistema vidrio-látex funciona. La proteína lubricin puede unirse a ambas superficies o solamente en el látex. En el ultimo caso, el vidrio por la naturaleza de la unión de los grupos Si-OH, puede ser la superficie recubierta con un material unido por hidrogeno. Es teóricamente posible para la proteína lubricar vía fuerzas de hidratación repulsivas si sólo se une a la superficie de látex [32].

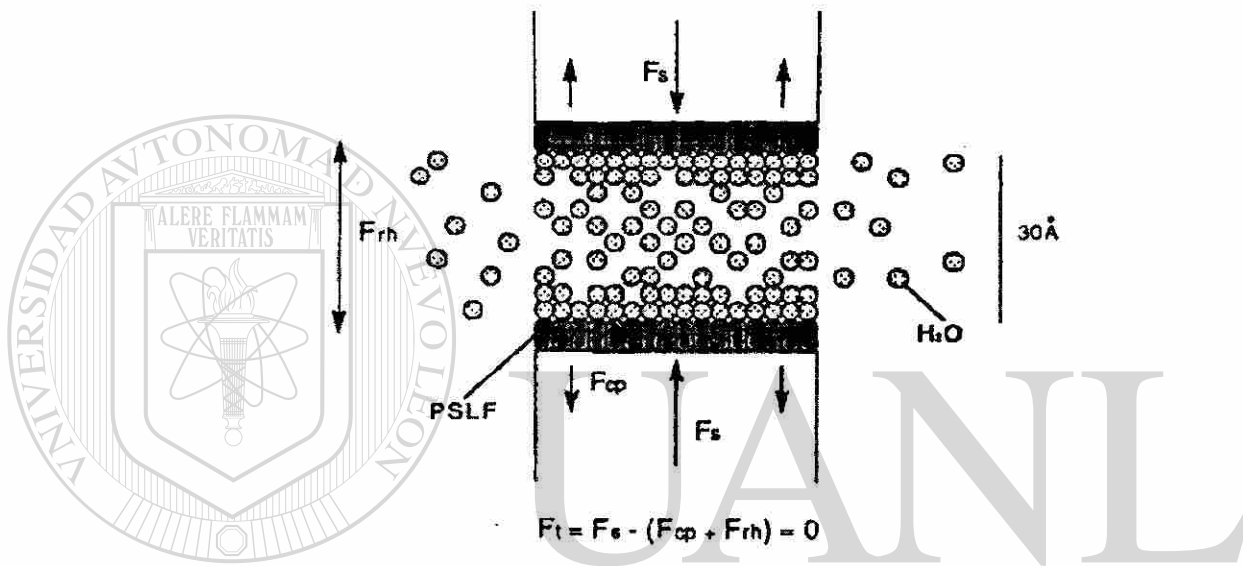


Figura 3.11 Diagrama de fuerzas de dos superficies de cartílago opuestas cubiertas con PSLF. El agua es expulsada del espacio intraarticular bajo una fuerza esquelética aplicada (F_s). La fuerza de hidratación repulsiva (F_{rh}) es significativa cuando la distancia entre superficies esta por debajo de 30 \AA . El equilibrio se alcanza cuando la fuerza total es igual a cero. La presión generada por la hinchazón del cartílago (F_{cp}) también se opone a F_s pero $F_{cp} < F_{rh}$, según G.D. Jay [32].

CAPITULO 4

DESGASTE Y FRICCION

4.1 INTRODUCCION.

Los procesos de fricción y desgaste son inevitables cuando dos superficies son sometidas a deslizamiento o rodamiento bajo una carga. La fricción es una causa seria de disipación de energía y el desgaste es la principal causa de pérdida de material. Se pueden alcanzar ahorros significativos reduciendo la fricción y controlando el desgaste. La selección de los materiales adecuados y el uso de lubricantes sólidos o líquidos es común en el control de la fricción y el desgaste a un nivel aceptable.

La fricción es la resistencia al movimiento relativo de cuerpos en contacto. El grado de fricción es expresado por el coeficiente μ , el cual es la razón de la fuerza requerida para iniciar o sostener un movimiento relativo a la fuerza normal que presiona las dos superficies [23].

El termino desgaste ha sido definido como “la pérdida progresiva de material de la superficie de operación de un cuerpo como resultado del movimiento relativo en la superficie” [34]. Aún cuando el desgaste puede ser tomado como el resultado del esfuerzo mecánico, térmico, eléctrico o químico de las superficies, la forma real de remoción del material puede tomar un número de formas dependiente de la composición superficial y la naturaleza del sistema de esfuerzos.

El desgaste puede ser caracterizado de dos maneras: fenomenológicamente, es decir, la terminología del área de trabajo puede ser usada para describir la apariencia de las partes desgastadas, o alternativamente, por el mecanismo básico por el cual el material es removido de la superficie.

4.2 CONTACTO MECANICO ENTRE SUPERFICIES.

Cuando dos superficies planas y paralelas son cuidadosamente juntadas, el contacto ocurrirá inicialmente en unos pocos puntos. Al incrementar la carga normal, las superficies se acercan más y un gran número de áreas altas o asperezas en las dos superficies se ponen en contacto.

Dichas asperezas, al proveer los únicos puntos a los cuales las superficies se tocan, son responsables de soportar la carga normal en la superficie y de generar cualquier fuerza de fricción que actúe entre ellas.

Deformación de una sola aspereza.

Considerando el caso más simple idealizado de una sola aspereza cargada contra una superficie rígida plana y modelándola como protuberancia perfectamente suave de forma esférica, cónica o piramidal.

Deformación elástica.

El contacto elástico entre una esfera y un plano han sido ampliamente estudiados. Cuando una esfera de un material elástico es presionada contra un plano (Figura 4.1) bajo un peso normal w , el contacto ocurrirá entre ambos sobre un área circular de radio a , dada por la ecuación de Hertz:

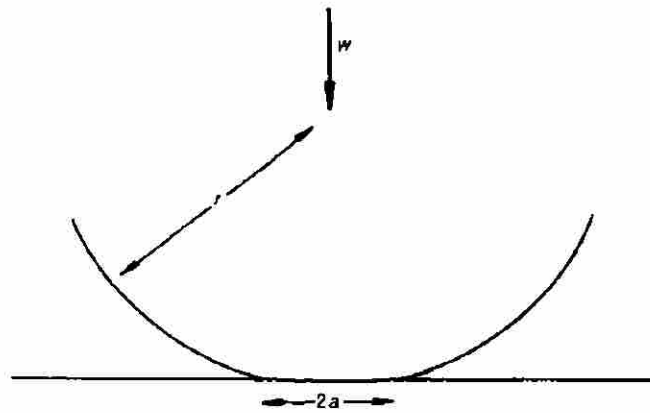


Figura 4.1 Deformación elástica de una esfera de radio r , presionada contra una superficie plana bajo una carga w . El radio del círculo de contacto es a , según I.M. Hutchings [19].

$$\alpha = \left(\frac{3wr}{4E} \right)^{1/3} \quad (4.1)$$

Aquí r es el radio de la esfera y E es el módulo elástico.

$$\frac{1}{E} = \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \quad (4.2)$$

El área de contacto entre la esfera y el plano, $\pi \alpha^2$, está dada por:

$$\pi \alpha^2 \approx 0.83\pi \left(\frac{wr}{E} \right)^{2/3} \quad (4.3)$$

La presión media (esfuerzo normal) P_{media} sobre el área de contacto es $w/\pi\alpha^2$. Este esfuerzo no es uniforme sobre el área circular de contacto, pero tiene un máximo al centro y disminuye a cero al límite de la superficie. La distribución del esfuerzo normal es mostrada en la Figura 4.2; el máximo esfuerzo, al centro del círculo contacto, es $^{3/2}$ veces la presión media.

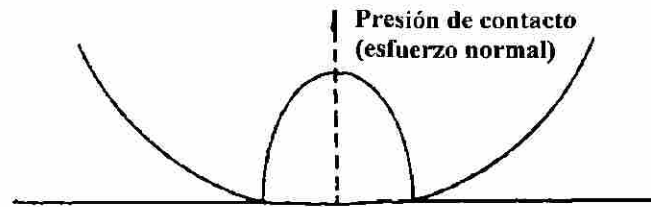


Figura 4.2 La distribución de esfuerzos normales (presión de contacto) bajo una esfera elásticamente contra un plano, según I.M. Hutchings [19].

Deformación plástica.

Al incrementar la carga normal entre la esfera y el plano, cualquiera de los materiales comienza a deformarse plásticamente. La situación puede ser simplificada considerando dos casos: primero, aquel en el que la esfera se considere rígida, y el segundo, aquel en el que el plano no se deforma y el flujo plástico sólo ocurre en la esfera.

El análisis de Hertz sobre el campo de esfuerzo elástico debido a un indentador esférico en una superficie plana muestra que el máximo esfuerzo de corte bajo el indentador ocurre a una profundidad de $0.47a$ (donde a es el radio del círculo contacto) [19].

Para el caso de una esfera suave o un cono sin punta, presionados contra un plano rígido, en el cual ocurre cedencia en la esfera o cono más que en la superficie plana, se obtiene resultados similares. Con tal de que la cantidad de deformación no sea muy grande, la contracción plástica incrementa la presión de contacto media tres veces el esfuerzo de cedencia uniaxial de la esfera o cono.

Podríamos esperar entonces que cuando una aspereza, de cualquier forma, es presionada contra una superficie opuesta, no importa mucho cual componente cede; la presión media sobre el área de contacto siempre será de un orden de tres veces el

esfuerzo de cedencia uniaxial del material más suave. Más importante es que el área de contacto debe ser directamente proporcional a la carga.

4.3 FRICCIÓN.

4.3.1 LEYES DE FRICCIÓN.

La primera ley de fricción fue postulada por Leonardo da Vinci y señala que la fuerza requerida para iniciar o sostener una fuerza deslizante F_T es proporcional a la fuerza normal F_N . Así:

$$F_T \propto F_N \quad \text{ó} \quad F_T = \mu F_N \quad (4.4)$$

Si una fuerza F_S es aplicada al cuerpo para iniciar el deslizamiento y F_K es aplicada para mantener el deslizamiento del cuerpo, el coeficiente de fricción inicial (o estático) está dado por F_S/F_N y el coeficiente de fricción cinético (o dinámico) está dado por F_K/F_N .

La segunda ley de fricción señala que la fuerza de fricción F_T es independiente del área aparente de contacto A_a . De esta manera un ladrillo puede deslizarse fácilmente por cualquiera de sus lados.

Coulomb postuló la tercera ley, la cual establece que la fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento. Esto implica que la fuerza requerida para iniciar el deslizamiento será la misma fuerza que se necesitará para mantener la velocidad especificada, lo cual generalmente no es verdad.

4.3.2 FRICCIÓN DESLIZANTE.

La fricción entre superficies deslizantes es debida a varios efectos combinados de adhesión entre superficies planas, arado por partículas de desgaste y asperezas superficiales duras y deformación de las asperezas. La contribución relativa de estas componentes depende del material usado, la topografía superficial, las condiciones de la interfase de deslizamiento y el ambiente.

Componente adhesivo de fricción. El componente de adhesión de la fricción es debido a la formación y ruptura de uniones interfaciales. Estas uniones son el resultado de las fuerzas interatómicas interfaciales que dependen del grado de interpenetración de las asperezas y de la composición superficial. Si el deslizamiento tiene lugar, la fuerza de fricción es necesaria para cortar los planos tangenciales más débiles en las áreas de contacto real.

Si el esfuerzo de corte en la interfase es τ_s , la fuerza requerida para romper la unión estará dada por $\tau_s A_r$, esto es F_T , y el componente de fricción por adhesión es:

$$\mu_a = \frac{F_T}{F_N} = \frac{\tau_s}{H} \quad (4.5)$$

H es la dureza del material más suave.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Marx y Feller [24] calcularon el componente de fricción por adhesión (μ_a) basándose en el modelo de mecánica de fractura, el cual considera la fractura de una unión adhesiva e introduce como parámetros de influencia la abertura crítica de la grieta y el endurecimiento por trabajado. El componente está dado por:

$$\mu_a = c \frac{\sigma_{12} \delta_c}{N^2 (F_N H)^{1/2}} \quad (4.6)$$

donde

σ_{12} = Resistencia tensil interfacial

δ_c = Factor crítico de abertura de grieta

N = Factor de endurecimiento por trabajado

c = Constante

Es obvio de las formulas anteriores que el componente de adhesión depende de la resistencia al corte interfacial y de la energía superficial de las superficies en contacto más que de las propiedades de los componentes solos.

Componente de arado de fricción. Si una de las superficies deslizantes es más dura que otra, las asperezas de la superficie más dura penetran y aran en la superficie más suave. El arado también puede resultar del impacto de partículas de desgaste. En movimiento tangencial, la resistencia al arado es una adición a la fuerza de fricción.

Rabinowics [25] encontró que cuando una superficie cónica con asperezas cónicas se desliza sobre una superficie suave, el componente de arado de fricción está relacionado a la tangente del ángulo de la pendiente de la aspereza, esto es:

$$\mu_p = \frac{\tan \theta}{\pi} \quad (4.7)$$

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Sin y coautores [26] calcularon la componente de arado de fricción considerando la penetración debido a partículas de desgaste

$$\mu_p = \frac{2}{\pi} \left\{ \left(\frac{2r}{w} \right)^2 \operatorname{sen}^{-1} \left(\frac{w}{2r} \right) - \left[\left(\frac{2r}{w} \right)^2 - 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (4.8)$$

donde

r = Radio de las partículas de desgaste

w = Ancho del surco

Esta ecuación indica que además de las propiedades del material, las propiedades geométricas de las asperezas o de las partículas de desgaste pueden influenciar el componente de arado.

Componente de deformación de fricción. Cuando las asperezas de dos superficies deslizantes se ponen en contacto se deforman de tal manera que el campo de desplazamiento resultante es compatible con la dirección de deslizamiento, en tanto que la suma de las componentes verticales de tracción superficial en las asperezas de contacto es igual a F_N . La deformación plástica es siempre acompañada de una pérdida de energía, y es esta disipación de energía la que se considera para la mayor parte de la fricción de los metales. Drescher [27] trabajó en un modelo de fricción para deformación en una línea de deslizamiento. La componente de deformación de fricción está dada por las siguientes ecuaciones:

$$\mu_d = \frac{F_f}{F_N} = \lambda \cdot \tan \cdot \arcsen \left\{ \left[\frac{\sqrt{2} (2 + \nu)}{4 (1 + \nu)} \right] \right\} \quad (4.9)$$

para deformación plástica,

$$\mu_d = 0 \quad (4.10)$$

para deformación elástica,

donde λ define la proporción de la carga soportada plásticamente y ν es el ángulo de deslizamiento.

4.3.3 FRICCIÓN POR RODAMIENTO

Si bien este tipo de fricción es mucho menor que la fricción por deslizamiento, es también un fenómeno muy complejo debido a su dependencia con otros factores, tales como la variación del deslizamiento durante el rodamiento y la pérdida de energía durante las deformaciones elástica y plástica. La fricción por rodamiento puede ser clasificada en dos tipos, uno en el que son transmitidas elevadas fuerzas tangenciales, y

otro en el que son transmitidas pequeñas fuerzas tangenciales. Si se introduce un par de torsión que provoque movimiento giratorio, entonces además de los esfuerzos hertzianos normales, se presentan esfuerzos tangenciales. Esto genera la división del área de contacto en una región de microdeslizamiento y una región de adhesión en la cual las superficies giran sin movimiento relativo. Los siguientes factores contribuyen principalmente a la fricción en un contacto con rodamiento:

- Adhesión
- Microdeslizamiento
- Histeresis elástica
- Deformación plástica

Adhesión. La unión y separación de elementos superficiales bajo contacto de rodamiento son poco diferentes a aquellos presentes en contactos deslizantes. Los elementos superficiales, debido a las diferencias en la cinemática, se aproximan y se separan en una dirección normal a la interfase más que en una dirección tangencial. Consecuentemente, en las regiones dentro de la interfase de contacto por rodamiento donde no hay movimiento relativo en la dirección tangencial, las fuerzas de adhesión deben ser principalmente del tipo van der Waals.

Microdeslizamiento. Se considera que las condiciones de rodamiento puro prevalecerán, si el contacto de dos cuerpos fuera un punto, sin embargo, en la práctica, la región de contacto es deformada elástica o plásticamente de tal forma que el contacto se presenta en una área. Como consecuencia, no es posible que se presente rodamiento puro a excepción de un pequeño número de puntos, en los demás se tiene una combinación de rodamiento y un poco deslizamiento.

Histeresis elástica. Durante el rodamiento, diferentes regiones de las superficies en contacto son esforzadas primero, y entonces el esfuerzo es retirado conforme el movimiento continua, y el punto de contacto se mueve. Siempre que un elemento es esforzado, la energía elástica se incrementa. La mayoría de esta energía es liberada conforme el esfuerzo se retira del elemento, pero una pequeña parte es perdida debido a

la histeresis elástica del material. Esta continua pérdida de energía es compensada por la fuerza de fricción por rodamiento.

Deformación plástica. Si la presión de contacto excede cierto valor en un contacto por rodamiento de cuerpos metálicos, se presentara la cedencia del material. Eldredge y Tabor analizaron el proceso de deformación plástica en el rodamiento de una bola en un plano. Encontraron una relación empírica para la fuerza de fricción de la forma [23]

$$F_T \propto \frac{F_N^{2/3}}{r} \quad (4.11)$$

donde

F_N = Fuerza normal

R = Radio de la bola

4.4 MECANISMOS DE DESGASTE

4.4.1 DESGASTE ABRASIVO

Es una pérdida de material por el paso de partículas duras sobre una superficie. Ocurre cada que un sólido es presionado contra partículas de un material de igual o mayor dureza. Cualquier material, aún si es muy suave, puede causar desgaste abrasivo si están presentes partículas sólidas.

Mecanismo de desgaste. Se pensaba originalmente que el desgaste abrasivo por partículas duras semejaba una serie de maquinados con herramientas. Se reveló por examinación microscópica que el proceso de corte es sólo aproximado por los resaltos más agudos y por otros mecanismos indirectos. Las partículas pueden remover material por micro-corte, micro-fractura, extracción de granos individuales o fatiga acelerada por deformaciones repetitivas como se ilustra en la Figura 4.3.

El primer mecanismo ilustrado en la Figura 4.3(a), corte, representa el modelo clásico donde una partícula aguda o aspereza dura corta la superficie más suave. El material cortado es removido como partícula de desgaste. Cuando el material desgastado es frágil, puede ocurrir la fractura de la superficie desgastada (Figura 4.3(b)), las partículas de desgaste son el resultado de la convergencia de la grieta. Cuando un material dúctil es desgastado, el corte es poco probable y la superficie es deformada repetidamente (Figura 4.3(c)), las partículas resultan de la fatiga del metal. El último mecanismo ilustrado (Figura 4.3(d)) representa la extracción del grano, se presenta en materiales donde la unión entre granos es relativamente débil y la partícula de desgaste es el grano entero.

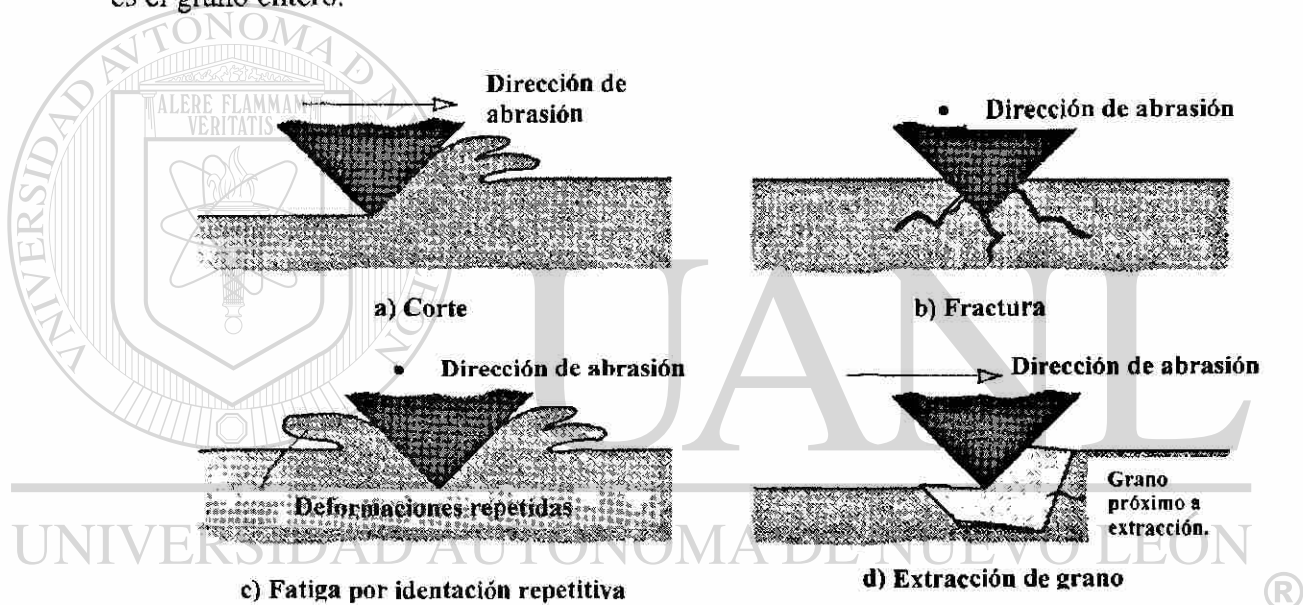


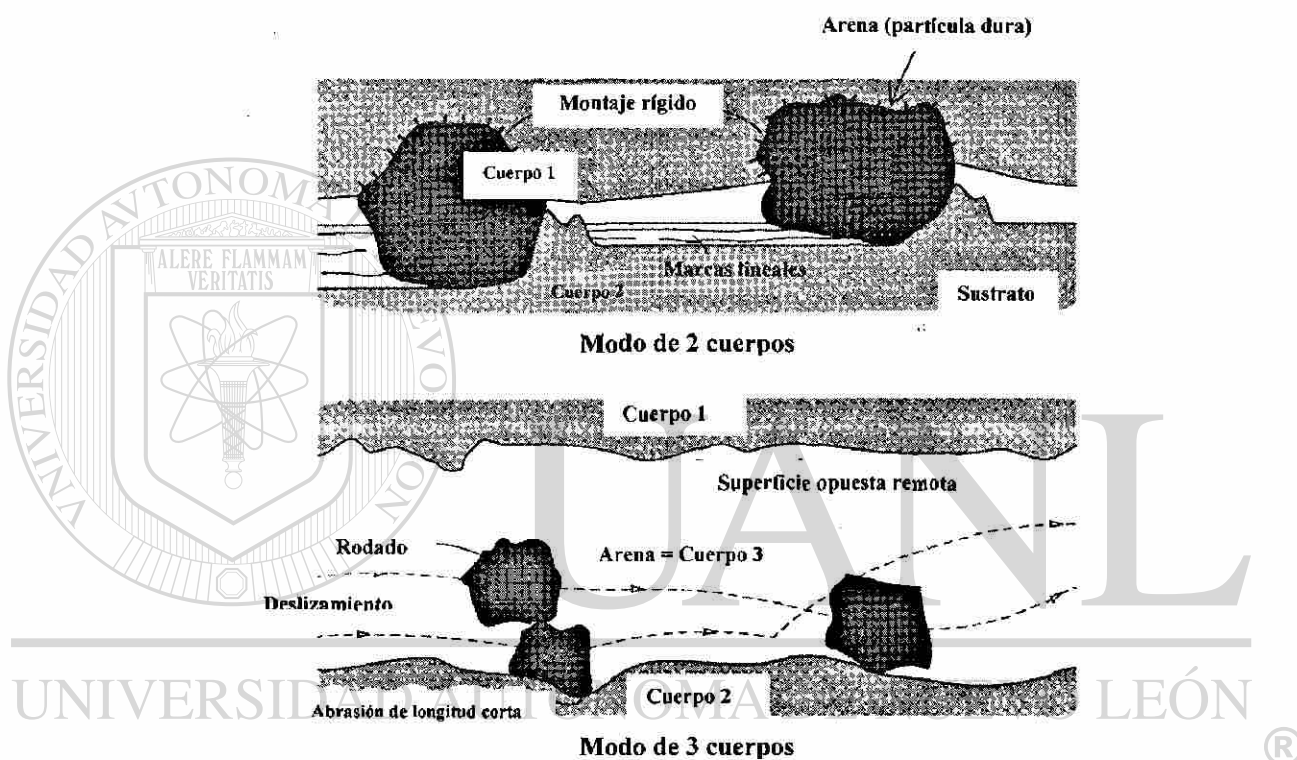
Figura 4.3 Mecanismos de desgaste abrasivo, según G.W. Stachowiak [28].

Tipos de desgaste abrasivo

La naturaleza del desgaste abrasivo está determinada por la forma en que las partículas pasan sobre la superficie desgastada. La literatura denota dos modos básicos de desgaste abrasivo:

- Dos cuerpos
- Tres cuerpos

La abrasión por dos cuerpos es ejemplificada por la acción de una lija sobre una superficie. Asperezas duras o partículas rígidamente sujetas pasan sobre la superficie como una herramienta de corte. En el desgaste abrasivo por tres cuerpos las partículas son libres tanto para rodar, como deslizarse sobre la superficie debido a que no están sujetas rígidamente. Los modos de dos y tres cuerpos están ilustrados esquemáticamente en la Figura 4.4.



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
Figura 4.4 Modos de desgaste abrasivo de dos y tres cuerpos, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.2 DESGASTE EROSIVO

Es causado por el impacto de partículas sólidas o líquidas contra la superficie de un objeto. En común con otras formas de desgaste, la resistencia mecánica no garantiza

la resistencia al desgaste, las propiedades de una partícula erosiva son significativas y son parámetro en este tipo de desgaste.

Mecanismos de desgaste. Este tipo de desgaste envuelve varios mecanismos de desgaste que están fuertemente controlados por el material de la partícula, el ángulo de impacto y el tamaño de la partícula. Los mecanismos conocidos de desgaste erosivo están ilustrados en la Figura 4.5.

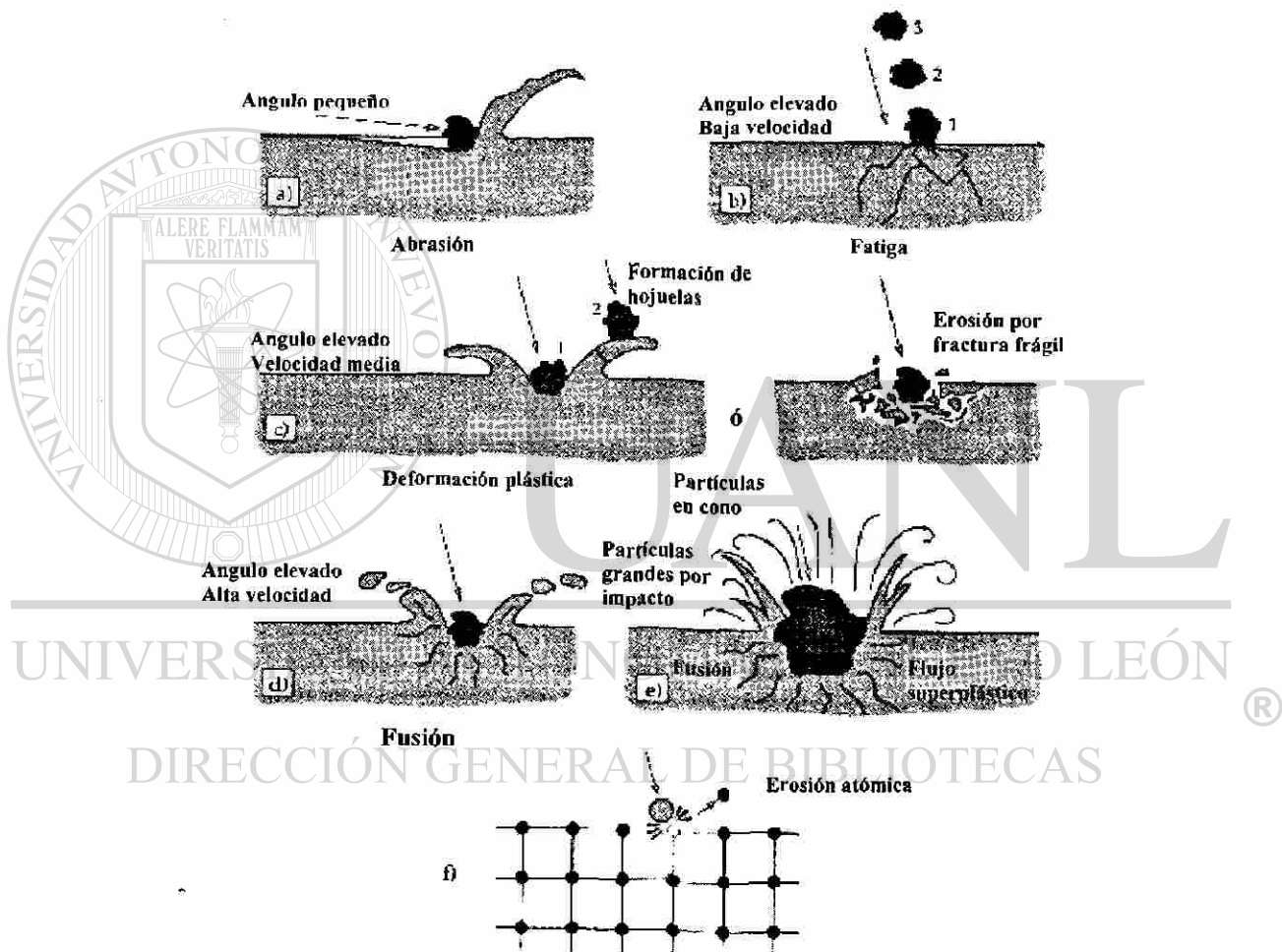


Figura 4.5 Posibles mecanismos de erosión, según G.W. Stachowiak [28].

El ángulo de impacto es el ángulo entre la superficie erosionada y la trayectoria de la partícula antes del impacto. Un ángulo de impacto pequeño favorece procesos de

desgaste similares a la abrasión, un ángulo mayor causa erosión por mecanismos típicos de erosión.

La velocidad de la partícula erosiva tiene un efecto fuerte en el proceso de desgaste. Si la velocidad es muy baja, los esfuerzos al momento del impacto son insuficientes para causar deformación plástica y el desgaste procede por fatiga en la superficie. Cuando la velocidad se incrementa es posible que el material erosionado se deforme plásticamente con el impacto. A velocidades muy altas puede presentarse fusión en la superficie impactada.

El tamaño de la partícula tiene una importancia considerable y la mayoría de los problemas por desgaste erosivo envuelven partículas de tamaño entre 5-500 μm , aunque no hay una razón por la cual las partículas estén limitadas a este intervalo.

4.4.3 DESGASTE POR CAVITACIÓN

El desgaste progresa por la formación de una serie de hoyos o picaduras en la superficie expuesta a cavitación.

Mecanismos de desgaste. El rasgo característico de la cavitación es la formación cíclica y el colapso de burbujas en una superficie sólida en contacto con un fluido. Cuando una burbuja se colapsa sobre una superficie, el líquido adyacente a la burbuja es acelerado y después marcadamente desacelerado cuando choca contra la superficie. La colisión entre líquido y sólido genera esfuerzos elevados que pueden dañar el sólido. El proceso de colapso de la burbuja junto con evidencia experimental de un hoyo formado en una superficie por colapso de burbujas se muestra en la Figura 4.6.

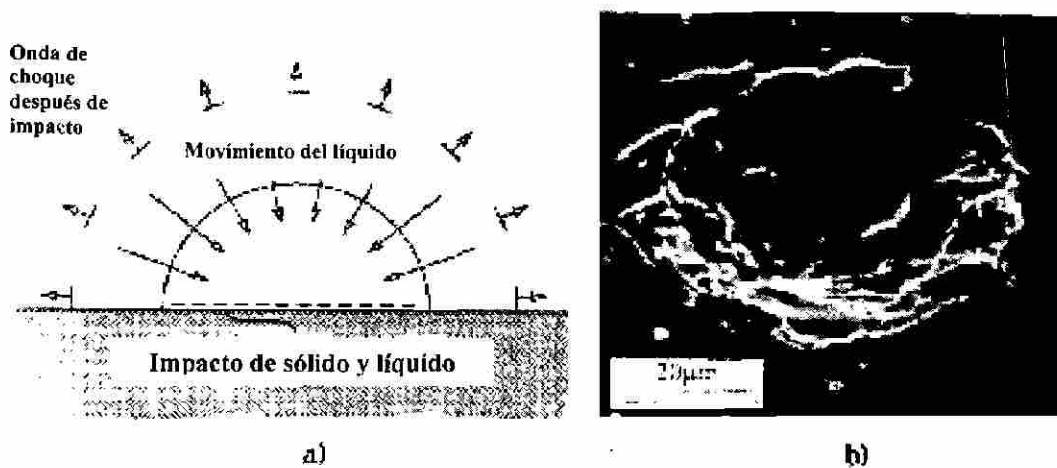


Figura 4.6 Mecanismo de desgaste por cavitación; a) mecanismo de colapso de burbujas, b) evidencia experimental de daño por cavitación a una superficie metálica, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.4 DESGASTE ADHESIVO

Es una forma de desgaste muy seria caracterizada por las altas velocidades de desgaste y por el coeficiente de fricción altamente inestable. Los contactos deslizantes pueden ser destruidos rápidamente por desgaste adhesivo y, en casos extremos, el movimiento deslizando puede ser prevenido por altos coeficientes de fricción. En casos extremos, cuando el desgaste adhesivo está completamente establecido, la fricción y la velocidad de desgaste pueden ser tan altas que puede ser imposible para las superficies deslizantes continuar moviéndose.

La acción combinada entre asperezas y movimiento deslizando causa deformación plástica severa de las asperezas. Los mecanismos de cizallamiento y fractura para formar partículas de desgaste en contacto adhesivo entre asperezas está ilustrado esquemáticamente en la Figura 4.7.

El material en la aspereza más suave o aguda se deforma en una serie de bandas de cizallamiento para acomodar el movimiento relativo, no hay deslizamiento a lo largo de la línea de contacto entre las asperezas. Cuando cada banda de cizallamiento alcanza cierto límite, se inicia una grieta o progresa una ya existente hasta que se forma una nueva banda de cizallamiento. La grieta se extiende por toda la aspereza y eventualmente se desprende una partícula de la aspereza deformada.

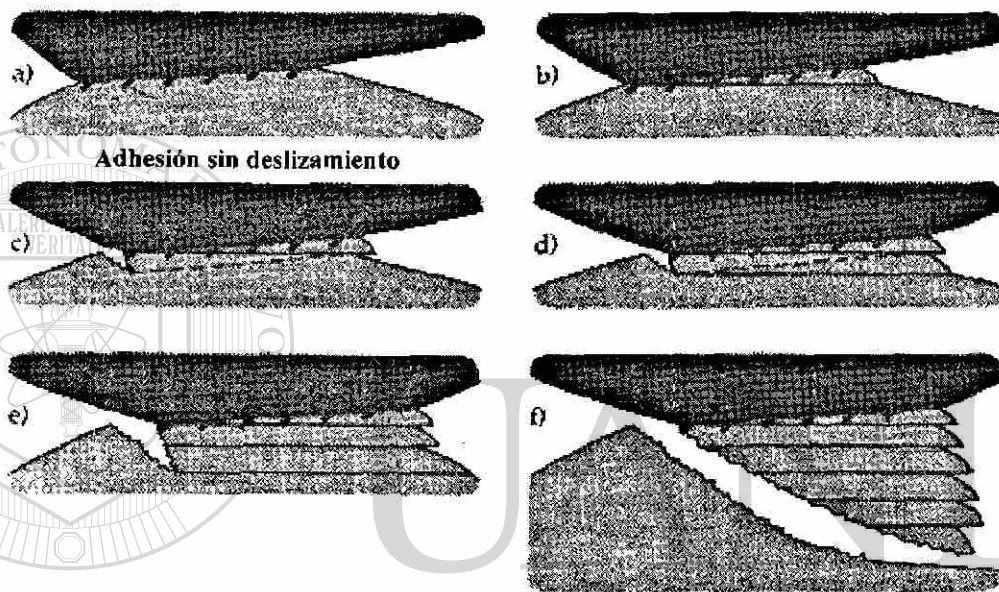


Figura 4.7 Diagrama esquemático de la formación de una partícula transferida por adhesión, según G.W. Stachowiak [28].

Se ha encontrado que las asperezas con ángulos de inclinación mayores tienden a perder material hacia asperezas con ángulos menores. En contactos entre asperezas que no producen partículas de desgaste, puede haber deformación plástica extensiva como se ilustra en la Figura 4.8.

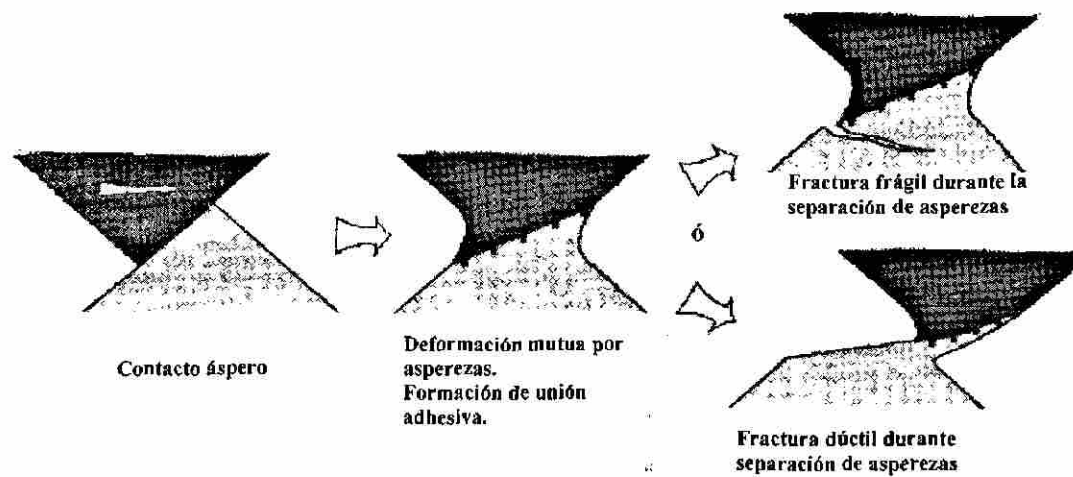


Figura 4.8 Modelo alternativo de deformación en contacto adhesivo de asperezas, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.5 DESGASTE CORROSIVO

El desgaste corrosivo es un término general relacionado a cualquier forma de desgaste dependiente de un proceso químico o corrosivo. Si un material se corroe para producir una capa en su superficie mientras está sujeto simultáneamente a un contacto deslizante, se puede presentar uno de los siguientes cuatro procesos:

- Puede ser formada una capa lubricante durable que inhibe tanto la corrosión como el desgaste.
- Puede ser producida una película débil de corto período de vida bajo contacto deslizante, pueden presentarse altas velocidades de desgaste debido a la formación y destrucción de estas películas.
- Las películas superficiales protectoras pueden ser desgastadas (por ejemplo por picaduras) y la formación de pares galvánicos entre las películas resultantes y el material pueden resultar en una rápida corrosión del área desgastada en la superficie.
- Los procesos corrosivo y de desgaste pueden actuar independientemente para causar pérdida de material el cual es simplemente la suma de estos dos procesos.

Estos modelos hipotéticos de desgaste corrosivo están ilustrados esquemáticamente en la Figura 4.9.

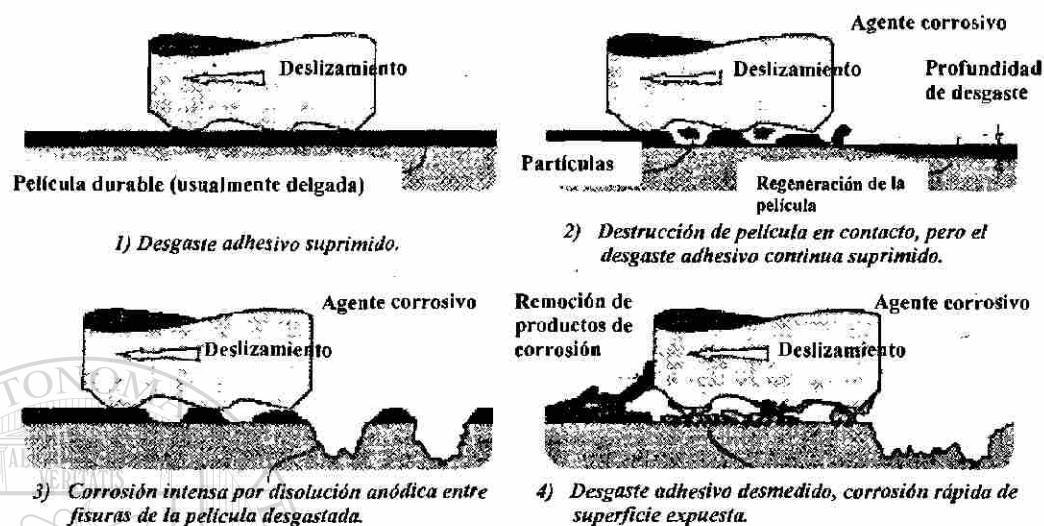


Figura 4.9 Modelos de interacción entre un agente corrosivo y una superficie desgastada, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.6 DESGASTE OXIDATIVO

Es el desgaste que se presenta en metales sin lubricar en presencia de aire u oxígeno. Fue postulado cuando se observaron cambios en la composición química de las partículas de desgaste generadas por el deslizamiento sin lubricación de aceros bajo diferentes niveles de carga y velocidad.

A bajas temperaturas, las capas de óxido son extremadamente benéficas debido a que se forman rápidamente y suprimen efectivamente el desgaste adhesivo. Si un sistema opera bajo condiciones oxidativas medias, el desgaste es altamente reducido. Sin embargo, a temperaturas elevadas, la oxidación se asemeja a la corrosión en su reacción de alta velocidad y puede ser una causa directa de un incremento en el desgaste. Esta rápida oxidación a temperaturas elevadas forma la base del desgaste oxidativo. Las altas

temperaturas pueden ser impuestas externamente o debido al calentamiento por fricción a altas cargas y velocidades como se ilustra en la Figura 4.10.

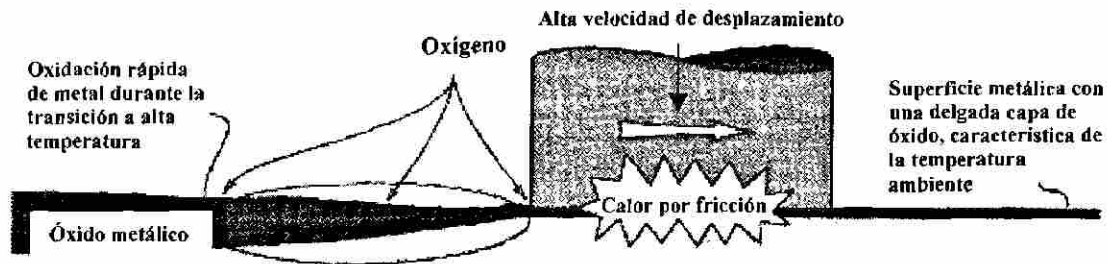


Figura 4.10 Oxidación rápida de superficies metálicas a temperaturas de contacto elevadas, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.7 DESGASTE POR FATIGA

Es provocado por las deformaciones sostenidas por las asperezas y capas superficiales cuando las asperezas de superficies opuestas están en contacto. Los contactos entre asperezas acompañados por esfuerzos muy elevados se repiten una gran cantidad de veces en el transcurso de su vida y las partículas de desgaste son generadas por la propagación de grietas por fatiga. El desgaste bajo estas condiciones está determinado por los mecanismos de iniciación y crecimiento de grieta, y fractura. Las superficies desgastadas contienen altos niveles de deformación plástica comparada con las superficies sin desgaste.

Las grietas y fisuras se observan frecuentemente en micrografías de superficies desgastadas. El mecanismo por el cual la grieta superficial inicia la fractura se observa esquemáticamente en la Figura 4.11. Una grieta primaria se origina en la superficie de algún punto débil y se propaga hacia adentro del material a través de planos débiles tales como planos de deslizamiento o límites de celdas de dislocación. Una grieta secundaria puede desarrollarse a partir de la grieta primaria o alternativamente la grieta primaria

puede conectarse con una grieta sub-superficial existente. Cuando la grieta desarrollada alcanza la superficie es liberada una partícula de desgaste.

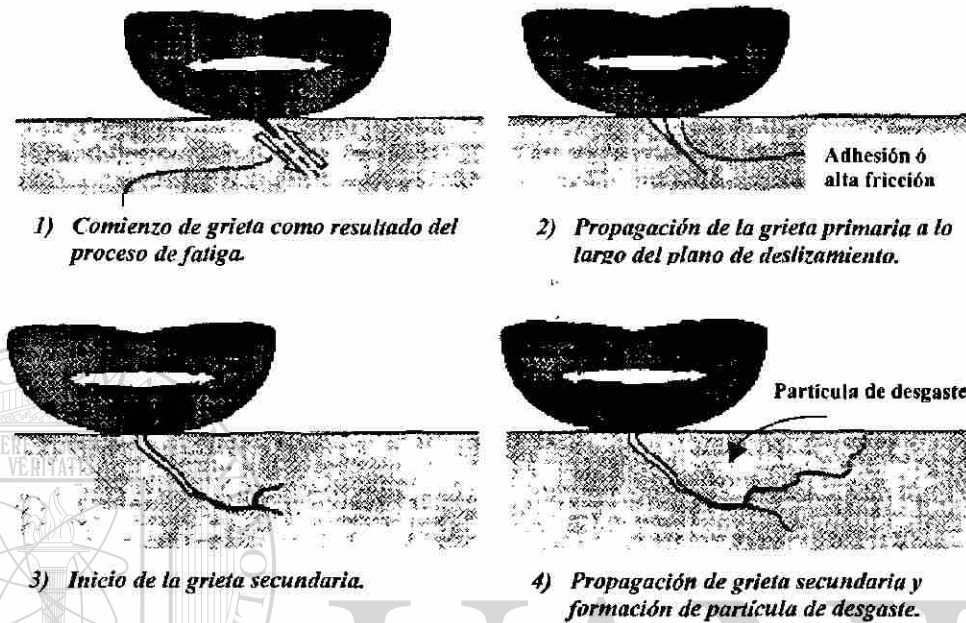


Figura 4.11 Ilustración esquemática del proceso de iniciación y propagación de grietas superficiales, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.8 FRETTING.

Fretting se produce donde exista deslizamiento recíprocante de amplitudes cortas, entre superficies en contacto y cuando se mantiene durante un gran número de ciclos. El daño que se produce por fretting es desgaste superficial y deterioro de la pieza por fatiga.

El grado de desgaste y daño superficial es mucho mayor que el producido por una distancia deslizada de igual magnitud. Movimientos recíprocantes de tan sólo $0.1\mu\text{m}$ de amplitud pueden causar la falla de componentes cuando el deslizamiento se mantiene durante un millón de ciclos.

Una de las características del fretting es que las partículas de desgaste producidas, son retenidas dentro del mismo contacto, debido al deslizamiento de cortas amplitudes. La acumulación de estas partículas gradualmente separa a las superficies y muy frecuentemente contribuye a acelerar el proceso de desgaste mediante abrasión. El desgaste por fretting generalmente es acelerado por corrosión y temperatura.

4.4.9 DESGASTE POR IMPACTO.

El desgaste por impacto es causado por las colisiones repetitivas que se producen entre dos superficies. El ejemplo clásico de esta forma de desgaste lo encontramos en las cabezas de los martillos. Este tipo de desgaste involucra superficies planas o muy cercanas de serlo, es decir con radios de curvatura muy grandes. En el desgaste por impacto la superficie está sujeta a impactos repetitivos por medio de una serie de esfuerzos de contacto altos, combinado con la disipación de energía en cada impacto. Este mecanismo involucra deformación elástica y plástica cuando la energía de impacto es alta, además es acompañado por fatiga, lo cual se comprueba mediante la liberación de las partículas de desgaste debidas a la formación de grietas. Si el material es propenso a la oxidación y el oxígeno está presente, un mecanismo corrosivo u oxidativo se llevará a cabo en conjunto con el desgaste por impacto. Estos mecanismos se muestran en la Figura 4.12. Componentes de hierro y acero son bastante susceptibles al desgaste por impacto mediante tribo-oxidación.

El desgaste por impacto es un mecanismo que depende de la formación de capas de material deformado, especialmente cuando el desgaste por fatiga o la formación de grietas predominan. En estos casos grietas subsuperficiales se extenderán paralelamente a la superficie, de manera similar a lo que sucede en la teoría de la laminación.

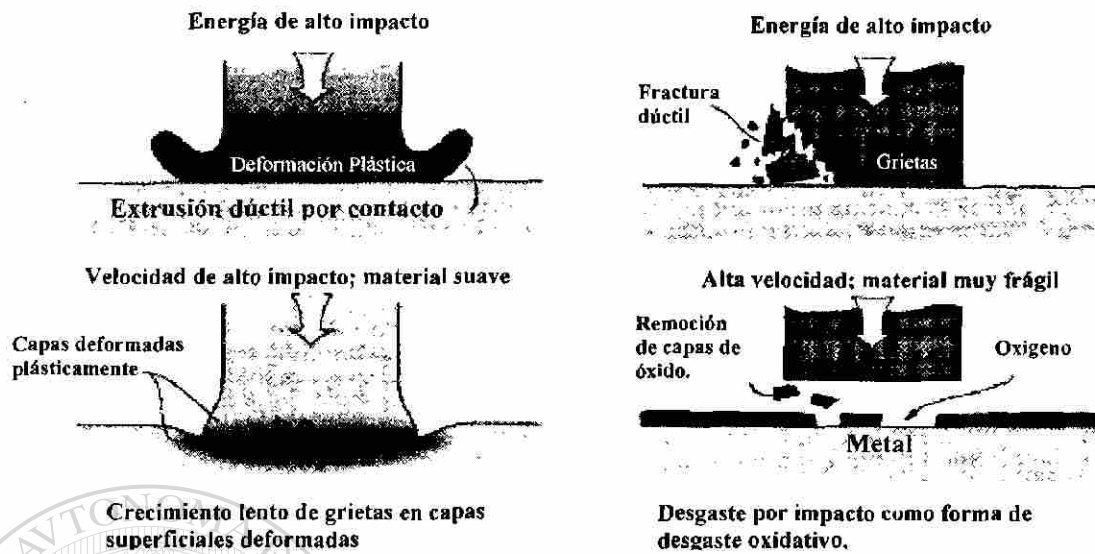


Figura 4.12 Mecanismos de desgaste por impacto, según G.W. Stachowiak [28].

4.4.10 DESGASTE DIFUSIVO

Este tipo de desgaste se manifiesta cuando hay un contacto pleno entre los átomos superficiales de dos cuerpos a una alta temperatura por lo que se llevará a cabo una difusión de elementos de un cuerpo a otro. El mejor ejemplo para ilustrar este tipo de desgaste es el del filo de trabajo de las herramientas de corte de alta velocidad. En esta situación, existe un contacto casi perfecto entre la herramienta y la viruta, debido a los elevados esfuerzos de contacto y las altas temperaturas que se alcanzan (700°C o más). La viruta representa un suministro relativamente de metal puro, mientras que la herramienta de corte es una mezcla rica de elementos tales como tungsteno y carbono. Por lo tanto existe una tendencia de algunos de los elementos de la herramienta de difundir hacia la viruta donde las condiciones de solubilidad son más favorables. Cuando la superficie del material de la herramienta pierde elementos aleantes de importancia, ésta se vuelve suave y propensa al desgaste. Este mecanismo se muestra en la Figura 4.13.

Es importante hacer mención que para todos y cada uno de los anteriores mecanismos de desgaste, existen modelos que describen su comportamiento. Mayor información acerca de los mismos es posible encontrarla en los trabajos publicados por Archard [35] o en la literatura tribológica [28, 36].

Del trabajo de Archard [35] se puede decir de manera general que los mecanismos de adhesión, abrasión, fatiga y corrosión pueden ser representados por lo que se conoce como la teoría de Archard, que está descrita por:

$$\frac{V}{L} = K \frac{W}{H} \quad (4.12)$$

donde:

V = Volumen del material perdido (mm^3)

L = Distancia deslizada (mm)

K = Coeficiente de desgaste (adimensional)

W = Carga (N)

H = Dureza (N/mm^2)

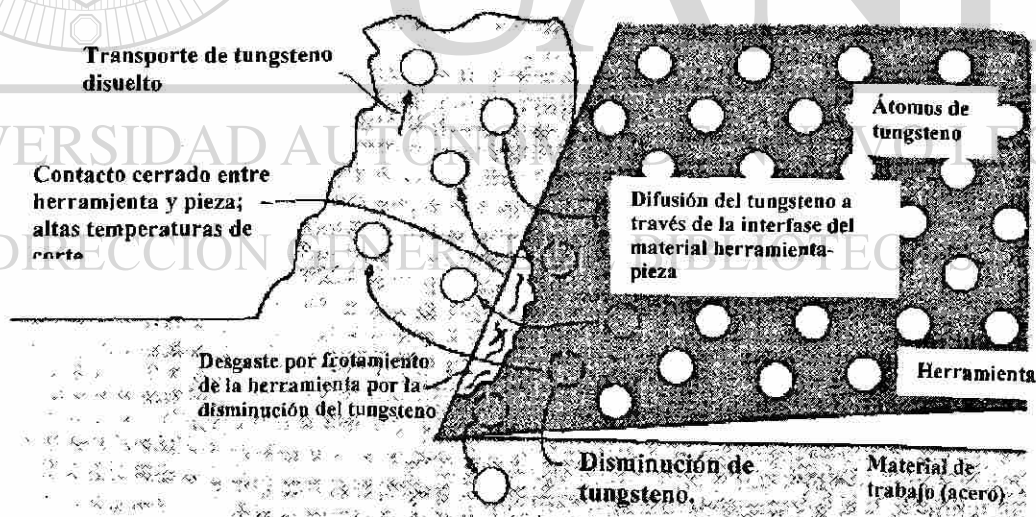


Figura 4.13 Mecanismo de desgaste difusivo, según G.W. Stachowiak [28].

4.5 FRICCIÓN Y DESGASTE EN ARTICULACIONES.

4.5.1 ARTICULACIONES BIOLÓGICAS.

Las propiedades de desgaste de los materiales viscoelásticos como el cartílago varían con las condiciones de prueba como velocidad, temperatura, lubricación y acabado superficial. En 1971 Simon [38] realizó estudios cambiando la rigidez y resistencia del cartílago por diversos tratamientos y todos ellos le llevaron a concluir que la fricción superficial y las propiedades intrínsecas del material (resistencia y rigidez) son altamente determinantes de la resistencia al desgaste del cartílago articular. Un incremento en la resistencia a la tensión aumenta la resistencia al desgarre, mientras que una disminución de la rigidez, le permite al indentador penetrar el material y por lo tanto disminuir el esfuerzo abrasivo.

4.5.2 ARTICULACIONES ARTIFICIALES.

Las propiedades mecánicas del UHMWPE están determinadas por a) el balance entre las regiones amorfa y cristalina (cristalinidad), b) el número de conexiones entre las regiones cristalinas, c) el número y naturaleza de las conexiones con las regiones amorfas y d) la presencia de orientación en las cristalitas. El módulo elástico y el esfuerzo de fluencia son particularmente sensibles a los cambios en la cristalinidad y orientación de las cristalitas más que cualquier otra propiedad. El incremento en el módulo elástico, sin un incremento proporcional del esfuerzo de fluencia, incrementan la probabilidad de contacto plástico en el UHMWPE lo cual puede provocar un incremento en la velocidad de desgaste.

La relación entre las propiedades mecánicas y resistencia al desgaste para el UHMWPE es extremadamente compleja. Para los polímeros en general, los valores de la energía de deformación tensil a la fractura puede ser considerados como una medida de la resistencia a la abrasión. Ratner y coautores [39] y Lancaster [40] encontraron

independientemente que las velocidades de desgaste abrasivo para varios polímeros pueden ser correlacionados con el recíproco del producto del esfuerzo último de tensión y la elongación a la falla. Una correlación similar fue encontrada para el UHMWPE usando una máquina de desgaste recíprocante en condiciones de lubricación con suero donde el mecanismo de desgaste fue predominantemente por fatiga superficial [41]. Sin embargo, estudios recientes [42], usando simuladores de cadera multiaxiales, han indicado otra cosa. Por ejemplo, tanto la resistencia última a la tensión como la elongación a la falla disminuyen conforme se incrementa el grado de cruzamiento de cadena del UHMWPE. La resistencia al desgaste, por otro lado, se incrementa significativamente conforme el grado de cruzamiento de cadena se incrementa.

Avances recientes en la comprensión de la estructura del UHMWPE y su relación con el comportamiento al desgaste han generado cierta explicación de la conexión entre resistencia al desgaste y las propiedades mecánicas convencionales.

Origen molecular del desgaste. El fenómeno de contacto de la orientación molecular inducida por deslizamiento fue reportada por Pooley y Tabor [43] en 1972. Ellos encontraron que los polímeros lineales semi-cristalinos como el politetrafluoroetileno (PTFE) y el polietileno de alta densidad (HDPE) poseen características de fricción que difieren de aquellos polímeros que tienen cadenas moleculares ramificadas. Mientras que el coeficiente de fricción entre el polímero lineal y una superficie dura y lisa es sensible a la forma en la cual las superficies se mueven, este comportamiento dependiente del movimiento está ausente en los polímeros ramificados. Esto se presenta debido a que los polímeros lineales pueden orientarse en la interfase de deslizamiento, por el contrario los polímeros ramificados, no lo hacen.

Estudios recientes [38] en el UHMWPE bajo condiciones lubricadas han indicado que el comportamiento de desgaste de este es muy sensible a la forma de movimiento relativo. Movimiento lineal, ya sea unidireccional o recíprocante, resulta en velocidades de desgaste muy bajas mientras que el movimiento multidireccional presenta

velocidades de desgaste muy elevadas en el UHMWPE lineal sin cruzamiento de cadenas.

Se identificó evidencia directa de orientación molecular en superficies desgastadas del UHMWPE por Wang y coautores [38] por medio de ataque con plasma y microscopía electrónica de barrido (MEB). Estos autores examinaron la superficie de los componentes acetabular y observaron deformación plástica extensiva en las superficies desgastadas. Atacando las superficies con ion plasma, fue posible revelar una orientación preferencial de las laminillas cristalinas en una dirección perpendicular a la dirección de movimiento principal (la dirección de flexión/extensión).

Otras formas de evidencia de orientación molecular fueron proporcionadas por McKellop y coautores, Jasty y coautores y Wang y coautores, quienes examinaron componentes obtenidos post-operación o probados en simuladores con el MEB. Una observación común de todos estos investigadores fue que todas las copas examinadas exhibían una apariencia característica en la forma de fibrillación o formación de fibrillas. McKellop y coautores mencionan que esta morfología de fibrillas era el resultado de desgaste micro-adhesivo mientras que Jasty y coautores lo asocian con desgaste abrasivo de tres cuerpos. Wang y coautores proponen que esta morfología simplemente refleja la presencia de orientación en las superficies desgastadas lo cual puede ser un resultado ya sea de desgaste adhesivo o abrasivo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La importancia de la orientación molecular en el desgaste del UHMWPE fue reconocida tanto por Jasty como por Wang. Jasty propone que las marcas por las partículas de desgaste causan un rompimiento de las “esferulitas” para formar una estructura de fibrillas de cadena extendida. Esta estructura es frágil y por lo tanto puede ser fácilmente expulsada para generar partículas de desgaste al encontrarse con partículas ya liberadas. Wang propone que la estructura de fibrillas es formada en las superficies desgastadas por fuerzas de tracción superficiales, aún en ausencia de la abrasión por tres cuerpos. Esta estructura orientada es más resistente o fuerte (no frágil) en la dirección orientada pero más débil o suave en la dirección transversal la cual es

perpendicular en la dirección de la orientación molecular. Bajo condiciones de movimiento multidireccional, es el fenómeno de reblandecimiento por orientación el responsable de la liberación de partículas de desgaste fibrosas de las superficies de contacto.

Wang propone que la propiedad más importante del material para la resistencia al desgaste es la resistencia al reblandecimiento por orientación. Debido a que la orientación molecular está asociada con los polímeros lineales más que en los de moléculas ramificadas o con cruzamiento de cadenas, una forma de mejorar la resistencia al desgaste del UHMWPE es convertir su estructura molecular lineal a una estructura cruzada [38].

Mecanismos de desgaste y lubricación. El pre-requisito para la aparición de orientación molecular es la acumulación de deformación plástica en la superficie desgastada del componente acetabular de UHMWPE. La naturaleza del contacto deslizante debe ser plástica para que la deformación plástica se presente y se acumule. Para una articulación de cadera conformante, el máximo esfuerzo de contacto está en el intervalo de 3 a 6 Megapascuales (MPa) lo cual está debajo del esfuerzo de fluencia a compresión del UHMWPE (≈ 12 MPa). Por lo tanto, la naturaleza de contacto en la cadera será completamente elástica sin una contribución significativa de esfuerzos por fricción (tracción superficial). Aún bajo altos niveles de fricción, la masa del componente acetabular se deformará elásticamente aunque la capa superficial puede experimentar flujo plástico. Se pueden observar tres diferentes condiciones de contacto que pueden favorecer el flujo plástico superficial. Uno muy obvio es que una o ambas superficies de contacto sean lo suficientemente rugosas, de tal manera que el contacto se presente predominantemente en las asperezas, lo cual frecuentemente resultará en esfuerzos de contacto que exceden el esfuerzo de fluencia de las asperezas. Dicha condición puede ser satisfecha debido al contacto de una cabeza femoral lisa en una superficie acetabular rugosa, una superficie femoral rugosa en una superficie lisa acetabular o ambas superficies (femoral y acetabular) rugosas. La segunda condición de contacto que favorece el flujo plástico es la situación en la cual partículas abrasivas

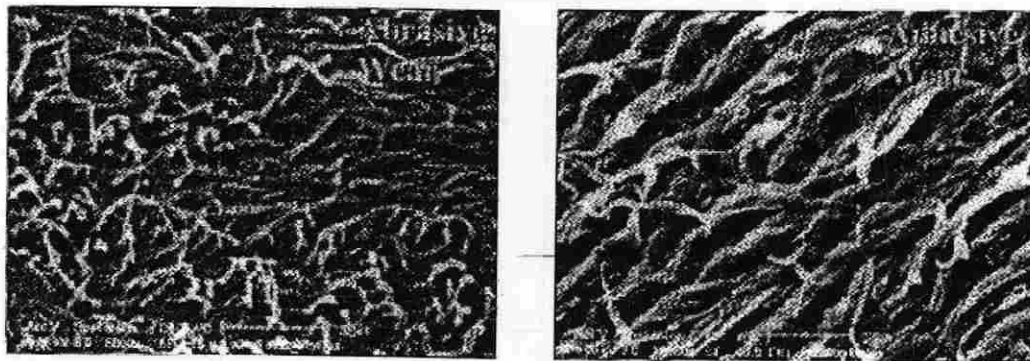
(tercer cuerpo) quedan atrapadas entre las dos superficies sólidas. La tercer condición de contacto, que es la menos entendida, es la situación en la que ambas superficies son nominalmente lisas y no hay partículas abrasivas involucradas.

La observación de implantes totales de cadera recuperados clínicamente muestra que las altas velocidades de desgaste fueron vistas no sólo en componentes que muestran daño severo o rasgaduras excesivas, sino también en componentes que exhibían un excelente acabado superficial (pulido). Pruebas con un simulador de cadera también exhibieron que las altas velocidades de desgaste se presentaban en componentes que eran nominalmente lisos a lo largo de todo el periodo de prueba. La evaluación con el MEB de componentes recuperados clínicamente o del simulador normalmente muestran los siguientes cuatro tipos de superficies: a) arreglos regulares e irregulares de ondulaciones y protuberancias superficiales, b) pérdida de fibrillas orientados y no orientados, c) fibrillas orientados sin pérdida en la parte final, d) rasgaduras multidireccionales con las cuales las fibrillas perdidas son vistas en algunas ocasiones. Es nuestra observación que las características b) c) y d) están asociadas con altas velocidades de desgaste y la característica a) con bajas velocidades de desgaste. Wang [38] propone un mecanismo de desgaste por microfatiga para la característica a), desgaste microadhesivo para la b) y desgaste abrasivo por tres cuerpos para c) y d) (Figura 4.14). La importancia relativa de estos mecanismos en el desgaste de la copa acetabular se muestra esquemáticamente en la Figura 4.15. Desde el punto de vista del mecanismo de desgaste, creemos que tanto el mecanismo de desgaste abrasivo como el adhesivo son responsables de las altas velocidades de desgaste observadas clínicamente. En otras palabras, las altas velocidades de desgaste pueden resultar del contacto tanto de superficies lisas como rugosas.

Si las superficies son efectivamente lubricadas con el fluido sinovial, sería poco probable que el desgaste adhesivo se presentara, por lo que se supone que las articulaciones artificiales metal-polímero no son lubricadas efectivamente.

Wang y coautores realizaron un experimento para observar el efecto del área de contacto en el desgaste del UHMWPE en contacto conformante. Este experimento utilizó un cilindro de Co-Cr (75 mm de diámetro) oscilando ($\pm 30^\circ$) en una superficie conformante de UHMWPE. Una carga constante de 1100 N fue aplicada a todos los especímenes. Se usó suero bovino como lubricante. Los resultados fueron sorprendentes (Figura 4.16). Se encontró que la velocidad de desgaste se incrementaba significativamente conforme el área de contacto (ancho de la muestra) aumentaba por encima de un valor crítico, si bien el esfuerzo de contacto disminuía. Las observaciones con el MEB de las superficies desgastadas revelaron que cuando el ancho de contacto estaba debajo del valor crítico las superficies eran extremadamente lisas sin desgarramientos o rupturas de las superficies; sin embargo cuando el ancho se incrementaba, las superficies desgastadas mostraban desgarramientos y rupturas típicas del mecanismo de desgaste adhesivo. Se propuso un régimen de lubricación limitada para contactos conformantes con grandes áreas. Las articulaciones de cadera satisfacen esta condición. Por lo tanto, entre mayor sea la cabeza femoral, empeora la condición de lubricación.

En un estudio reciente del efecto de la concentración de proteínas en el suero bovino en el desgaste de las copas acetabulares de polietileno, la hipótesis de la existencia de lubricación limitada fue soportada y aumentada. Se utilizó suero bovino con tres concentraciones, la aleación de CoCr y alumina; y el UHMWPE esterilizado por óxido de etileno (EtO) y por radiación gamma. La Figura 4.17 presenta estos resultados. Estos soportan las conclusiones de Dowson [38] en el desgaste de las copas esterilizados con EtO, sin embargo los datos de las copas irradiadas/estabilizadas no lo hacen. Al parecer el uso de cabezas cerámicas de alumina puede reducir efectivamente la velocidad de desgaste para el UHMWPE lineal sin cruzamiento de cadena. Esto no parece ser el caso para el UHMWPE con cruzamiento de cadena [38].



Desgaste abrasivo

Desgaste adhesivo



Desgaste por fatiga superficial

Figura 4.14 Mecanismos de desgaste en los reemplazos totales de cadera, según Wang, y coautores [38].

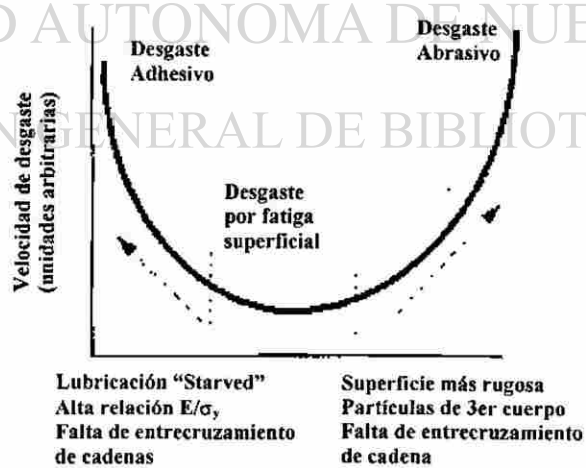


Figura 4.15 Importancia de los mecanismos de desgaste en la copa acetabular, según Wang, y coautores [38].

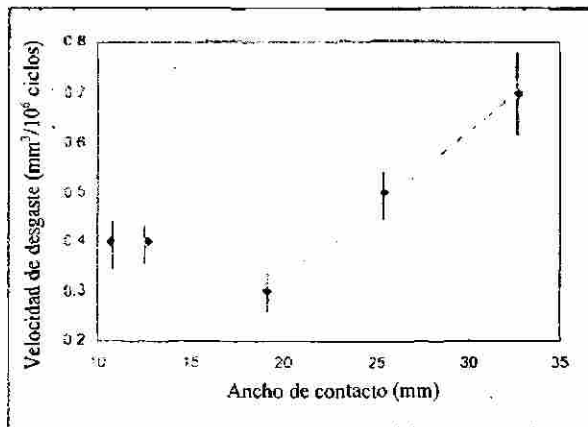


Figura 4.16 Variación de la velocidad de desgaste con el área de contacto, según Wang, y coautores [38].

Se observó que las concentraciones de proteínas en el fluido sinovial tanto para articulaciones normales como las dañadas, incluyendo las articulaciones después de una artroplastia total, estaban en el intervalo que fue asociado con las velocidades de desgaste más elevadas reportadas en la Figura 4.17. Por lo tanto se concluyó que las proteínas solubles no son un lubricante efectivo al límite para las articulaciones de polietileno. Durante las pruebas se observó que el suero se degrada más rápidamente para los lubricantes con mayor concentración inicial de proteínas. Se postuló que los productos de degradación (en la forma de precipitados insolubles con consistencia de gel) pueden ser un lubricante sólido muy efectivo que puede proteger la superficie de polietileno del contacto directo con la cabeza femoral. Esta hipótesis explica por que las velocidades de desgaste disminuyen conforme la concentración de proteínas en el suero excede un valor crítico.

Se observaron las superficies desgastadas de los componentes acetabular y femoral después de la prueba. No se encontró la formación de películas de transferencia en ninguna superficie con el lubricante teniendo altas concentraciones de proteínas. Sin embargo, se observaron varios grados de áreas discretas de películas de transferencia (partículas de desgaste reprocesadas) en las superficies desgastadas de todas las copas acetabulares con los lubricantes con menos cantidades de proteínas. El grado de frecuencia por el cual la película de transferencia se presenta fue mucho más alto para las copas articulando contra las cabezas de alumina que contra las de Co-Cr. Se cree que

la presencia de la película transferida en las superficies de la copa acetabular protege al sustrato del contacto directo con la cabeza femoral y provee un efecto similar al de lubricación sólida por los productos de degradación de las proteínas insolubles. En conclusión las proteínas solubles no son un lubricante al límite efectivo para el UHMWPE y por lo tanto la articulación de cadera artificial de polietileno/metal o polietileno/cerámico no está protegido por lubricación al límite *in vivo*. Este estudio también indica que la práctica de laboratorio de usar suero bovino como lubricante está lejos de ser ideal si bien es la mejor solución posible hasta ahora. Con la limitación del entendimiento real de la lubricación en las articulaciones artificiales, es importante utilizar un lubricante tan cercano como sea posible al fluido sinovial. Una variable muy importante de control es la concentración de proteínas en el suero y su velocidad de degradación durante la prueba de desgaste. Se advierte que una cantidad suficiente de suero sea usada en cada prueba y que el suero debe ser cambiado frecuentemente. También que la posición de la prueba debe ser anatómica debido a que los productos de degradación tienden a depositarse en lugar de flotar a la superficie.

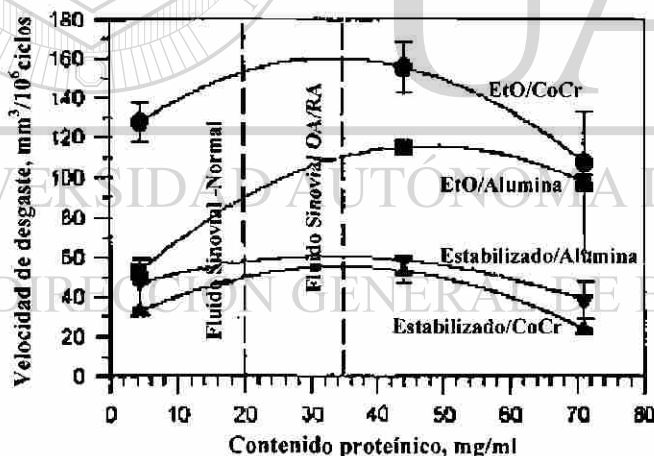


Figura 4.17 Variación de la velocidad de desgaste con el contenido de proteínas, según Wang, y coautores [38]

Uno de los parámetros más importantes que afectan los criterios de desgaste es la selección del lubricante. Se ha mostrado que el agua pura o una solución salina sin la presencia de proteínas es inadecuada como lubricante. Aún el criterio cualitativo no puede ser alcanzado por estos lubricantes sin proteínas. El suero bovino ha mostrado satisfacer todos los criterios cualitativos. Sin embargo, la concentración de proteínas en

el suero bovino tiene un efecto significativo en las velocidades de desgaste y nivel de desgaste. Las altas concentraciones de proteínas contenidas en el suero se degradan más rápido y los productos de degradación, proteínas insolubles precipitan, proveyendo un lubricante sólido para las superficies articulares. Si la concentración de proteínas es demasiado baja, la película de transferencia se forma en la superficie de la copa acetabular que nuevamente ayuda en la lubricación de las superficies, introduciendo otro artefacto de laboratorio. Por lo tanto, un buen suero para lubricante debe tener una concentración de proteínas en el intervalo del fluido sinovial humano, el cual es aproximadamente de 20 a 35 mg/ml.

El método para medir el desgaste afecta la exactitud de los resultados. Nuestra experiencia con las técnicas gravimétricas ha sido muy satisfactoria. Para la cantidad de desgaste producida en los simuladores, el efecto de la absorción de fluido es despreciable (menor al 2% del cambio total del peso).

Un progreso significativo en la comprensión de los mecanismos de desgaste y de las pruebas de desgaste se han alcanzado durante los últimos cinco años. En dos áreas específicas se han hecho avances fundamentales. Uno es el descubrimiento y reconocimiento de la importancia del movimiento multidireccional en el desgaste y las pruebas de desgaste. El otro es el desarrollo del concepto de reblandecimiento por orientación en el desgaste del UHMWPE. Estos desarrollos han proveído explicaciones teóricas sólidas para la demostración de laboratorio del efecto benéfico del cruzamiento de cadena en la resistencia al desgaste. Un proceso recientemente desarrollado de estabilización post-radiación ha mostrado grandes promesas en la reducción del desgaste del UHMWPE. La relación entre propiedades mecánicas y resistencia al desgaste no ha sido explicada completamente. Dicha relación es difícil de explicar en vista de la naturaleza anisotrópica del UHMWPE y de los complejos patrones de esfuerzo presentes en las articulaciones artificiales [38].

CAPITULO 5

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

5.1 INTRODUCCION

El objetivo del presente trabajo es obtener una relación cualitativa y cuantitativa de los mecanismos de desgaste promovidos por la condición superficial de los materiales en contacto, siendo esta a su vez modificada por la microestructura adquirida a través de diferentes procesamientos térmicos de la probeta metálica.

A continuación se describen los diferentes procedimientos que se utilizaron para la obtención de probetas a partir de las barras de polietileno y de las barras metálicas obtenidas mediante el proceso de fusión por cera perdida, los tratamientos térmicos de solución realizados a las probetas a fin de obtener las diferentes condiciones superficiales, la caracterización microestructural y superficial de las probetas metálicas y las pruebas de desgaste, además del equipo utilizado para la realización de las pruebas.

5.2 OBTENCION DE MATERIAL PARA PROBETAS

Para la realización de este proyecto se utilizó una aleación base Cobalto para uso en implantes médicos con especificación ASTM F-75 en forma de granalla, suministrada por Dental Alloy Prod. Inc.

Se realizó una sola fusión en un horno de inducción al vacío de frecuencia media modelo CONSARC al que se le hicieron purgas de Argón, dicho horno se encuentra localizado en las instalaciones del CINVESTAV Unidad Saltillo. Se utilizó un crisol de alúmina nuevo con el fin de evitar una posible contaminación de la aleación y se cargó con 7 kilogramos de aleación F-75 para ser fundida. La temperatura fue controlada por un termopar Pt-Pt Rh que permaneció sumergido en el baño metálico durante la fusión.

La fusión se realizó al alto vacío y cuando se alcanzó una temperatura de 1450°C el metal líquido fue vaciado en un molde de investimento cerámico fabricado mediante la aplicación sucesiva de capas de sílica gel y harina de circonia (para las 2 primeras capas), y de sílica gel y arena sílica para las capas posteriores (6 capas). El molde fue precalentado a una temperatura de 900°C por medio de la mufla de resistencia eléctrica, para evitar el choque térmico entre el molde y el metal líquido. El vaciado se realizó dentro de la misma cámara del horno en atmósfera de argón para evitar la oxidación y la pérdida de elementos aleantes.

Después de vaciar el metal en el molde se mantuvo la mufla dentro de la cámara por aproximadamente 30 minutos para permitir que la temperatura del molde disminuyera y se tuviera la pieza completamente solidificada. Posteriormente se suministró argón para igualar la presión con la atmosférica y poder abrir la cámara para extraer el molde. Se retiró el molde de la mufla y se enfrió, por último se retiró el investimento.

Las barras obtenidas fueron dos de 40 mm de diámetro y 150 mm de largo (Figura 5.1), las cuales fueron separadas del alimentador y con estas, fueron fabricadas las probetas para las pruebas de desgaste (Figura 5.2).

Se realizó un análisis químico cualitativo y cuantitativo a las barras obtenidas por medio de un espectrómetro de rayos X marca Rigaku modelo 3270, y para la determinación de carbono se utilizó un determinador Leco modelo 444. Ambos equipos

se encuentran en las instalaciones de COMIMSA Saltillo. En la Tabla 5.1 se muestra la composición de la aleación obtenida.

Tabla 5.1 Composición química de las barras obtenida de fusión.

Elemento	Contenido (%)	Especificación ASTM F-75 [12]
C	0.344	0.35
Mn	0.450	1.00
Si	0.963	1.00
Ni	0.814	1.00
Cr	26.35	27.0 – 30.0
Mo	5.79	5.0 – 7.0
Fe	0.30	0.75
W	0.172	0.20
Co	Balance	Balance

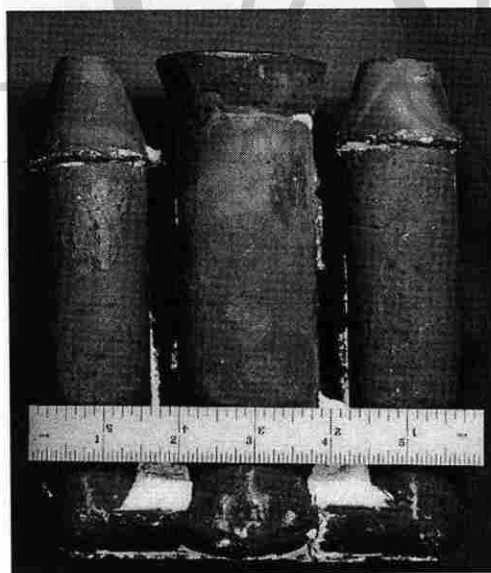


Figura 5.1 Barras obtenidas después del proceso de fusión.

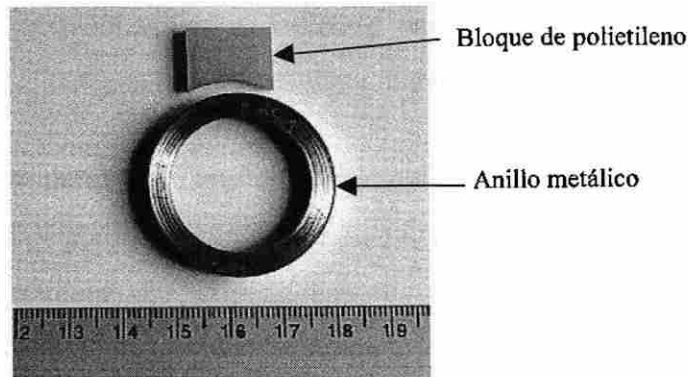


Figura 5.2 Sistema utilizado en las pruebas de desgaste.

El acabado superficial que se requiere para realizar las pruebas de desgaste se realizó montando los anillos en un eje de acero con las dimensiones del radio interno del anillo. Este eje se colocó en un torno y se pulió siguiendo el mismo procedimiento metalográfico es decir, se utilizaron diferentes lijas (500 – 2400) y se pulió con alúmina de $1\ \mu\text{m}$ y de $0.3\ \mu\text{m}$ (Figura 5.3). El pulido fue igual para todas las probetas y sin dirección preferencial.

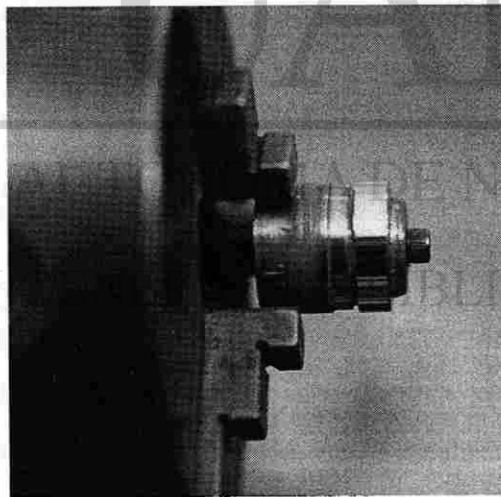


Figura 5.3 Equipo utilizado para el pulido de los anillos.

Las probetas de UHMWPE se obtuvieron a partir de una barra de polietileno proporcionada por Poli Hi Solidur Co para uso biomedico. Con densidad de $0.930\ \text{gr/cm}^3$ y dureza 67 escala D. La barra es de sección circular de 76.2 mm de diámetro la cual fue cortada en secciones transversales de 10 mm de ancho, posteriormente se

maquinaron en fresadora y se “rectificaron” con esmeril para obtener la pieza con la geometría necesaria y con el acabado superficial final para las pruebas de desgaste (Figura 5.2).

Es necesario remarcar que para poder correlacionar los factores microestructurales de la aleación de cobalto con el desgaste de las probetas de polietileno, se mantuvieron las condiciones de trabajado mecánico (maquinado) y acabado superficial completamente homogéneas para todas las probetas de polietileno.

5.3 TRATAMIENTO TERMICO

Con el fin de determinar el tratamiento térmico de solución al que iban a ser sometidas las piezas, se realizaron una serie de pruebas utilizando probetas de 10 mm de espesor a partir de la estructura de colada en un horno de resistencia eléctrica a 1210°C utilizando diferentes tiempos de solubilización desde 1.5 horas hasta 6.5 horas con intervalos de 30 minutos. Una vez transcurrido el tiempo de tratamiento se extrajeron las probetas y se templaron en aceite de velocidad de temple media (aceite tec temple C) con el fin de mantener la estructura generada durante el proceso de solubilización y evitar una potencial distorsión dimensional.

Se observó que la cantidad de óxido formado durante el tratamiento térmico era demasiado alta, por lo que se busco un medio para evitar este problema que podría afectar las dimensiones de las probetas que se iban a utilizar en las pruebas de desgaste. La forma en que se disminuyó la oxidación fue mediante la elaboración de una cápsula de cuarzo en la cual iban a estar contenidos los anillos, en dicha cápsula se trató de obtener el mayor vacío con el fin de evitar la oxidación. Junto con el anillo se introdujo en la cápsula una probeta para poder realizar el análisis metalográfico (Figura 5.4).

Las probetas que se utilizaron en las pruebas de desgaste fueron tratadas a 1210°C por 1.5, 3.5 y 6.5 horas y templadas en aceite, se escogieron estos tiempos con el fin de

obtener microestructuras que proporcionaran una diferencia en la rugosidad superficial apreciable de las probetas metálicas.

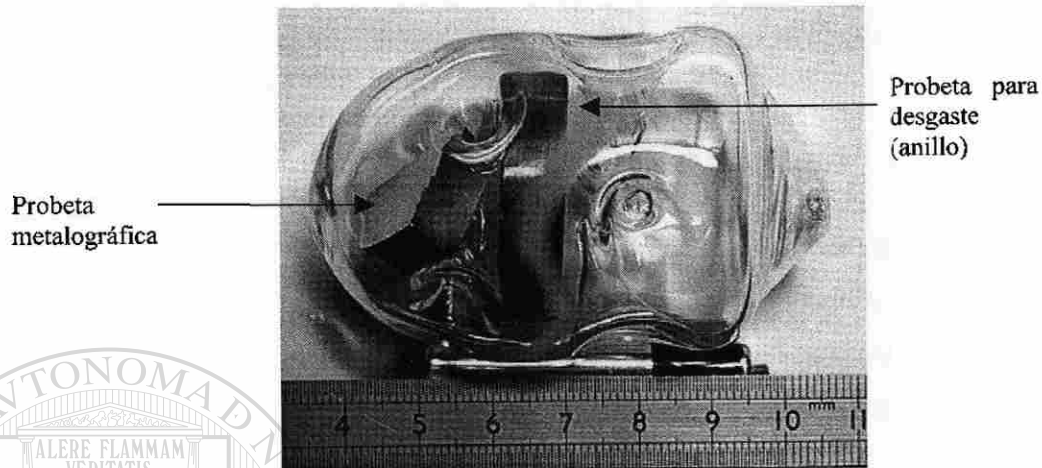


Figura 5.4 Cápsula de cuarzo utilizada para proteger los anillos durante el tratamiento térmico.

La curva de calentamiento se observa en la Figura 5.5, a velocidades de calentamiento más bajas se observó que se generaban pequeños poros distribuidos en toda la matriz aumentando así la rugosidad superficial de la pieza.

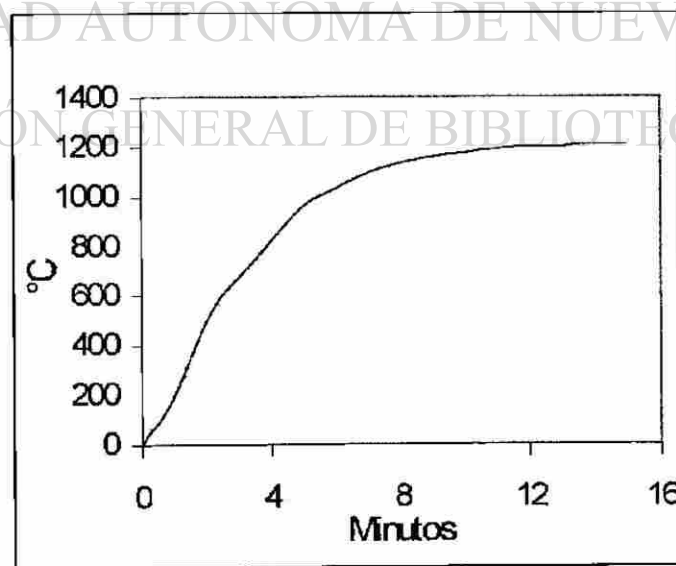


Figura 5.5 Curva de calentamiento durante el tratamiento térmico.

5.4 CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL

Para realizar el análisis microestructural, de las barras obtenidas de la fusión se cortaron probetas en una máquina de corte Struers modelo Discotom – 2 con un disco abrasivo de alta velocidad para metales duros tipo 32 TRE.

Para analizar el estado de colada se tomaron dos muestras, una de la parte superior de la barra y una de la parte inferior con el fin de observar la uniformidad microestructural. Se cortaron más probetas con el fin de realizarles los diferentes tratamientos térmicos y de ver el cambio microestructural presente en ellas.

Todas las muestras se desbastaron con el fin de eliminar posibles cambios generados por el proceso de corte o el óxido generado en el tratamiento térmico. Se les dio el procedimiento metalográfico especificado por la norma ASTM E3 utilizando diferentes lijas desde grado 220 hasta 2400, utilizando agua como refrigerante y el pulido fino se realizó en paño spec-cloth con alúmina de 1 μm y 0.3 μm .

Una vez que las muestras fueron pulidas y sin ataque químico, se realizó una medición del porcentaje de área que ocupan los carburos, además de un conteo de la cantidad de carburos presentes en la misma área para cada condición ya sea de colada o de tratamiento térmico en un analizador de imágenes marca Leica modelo Quantimet 520. Se determinó hacer un barrido completamente aleatorio sobre la muestra realizando 12 mediciones para cada probeta. Las mediciones se hicieron a 50 aumentos con un valor de calibración de 1.904 micrómetros por pixel en una área de medición de $8.916 \times 10^5 \mu\text{m}^2$.

Para revelar la microestructura presente en las piezas tanto en la condición de colada como después de los tratamientos térmicos, se utilizó un ataque electrolítico utilizando como agente una solución de 10 ml de ácido clorhídrico y 90 ml de agua destilada, usando 3 volts y un cátodo de grafito por un tiempo de 1 a 5 segundos,

posteriormente se lavó con agua y jabón, se aplicó alcohol y se secó con aire quedando así lista para su observación. Se tomaron fotomicrografías de la aleación de cobalto en un microscopio óptico Nikon modelo Epiphot de platina invertida a diferentes magnificaciones (todo el equipo se encuentra en el PDIM de la F.I.M.E.).

5.5 CARACTERIZACION SUPERFICIAL

Se midió la rugosidad en las superficies de contacto antes de realizar las pruebas de desgaste por medio de análisis de perfiles de rugosidad, obtenidas de un equipo de rugosidad marca Taylor Hobson Ltd. con punta cónica de diamante de radio de 2 μm , que cuenta con una profundidad de trabajo de 4 mm, el cual se encuentra en la empresa Nematik.

Para realizar esta medición en las probetas de polietileno, se limpiaron por ultrasonido con alcohol y se realizaron en promedio cinco mediciones de una longitud de 4.5 mm en la dirección transversal de la probeta como se muestra en la Figura 5.6 (a).

Después de que los anillos quedaron pulidos completamente se procedió al igual que con los bloques de polietileno a medir la rugosidad de la cara externa, se limpiaron con alcohol en ultrasonido y se hicieron en promedio nueve mediciones de 6.5 mm de longitud en la dirección transversal de la cara externa como se muestra en la Figura 5.6 (b).

También se realizó la medición del ángulo de contacto como medida de la mojabilidad de las superficies tanto para las probetas de polietileno como para los anillos metálicos, se utilizó un comparador óptico. Las muestras se colocaron en un comparador óptico marca Mitutoyo que se encuentra en la empresa Vitrocrisa, y la medición se realizó depositando una gota de agua sobre la superficie completamente limpia de las probetas, y proyectando la sombra de la gota aumentada 100X magnificaciones en una pantalla donde por medio de una escala graduada en la pantalla se midió dicho ángulo.

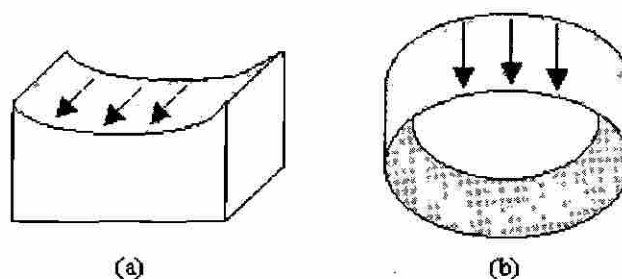


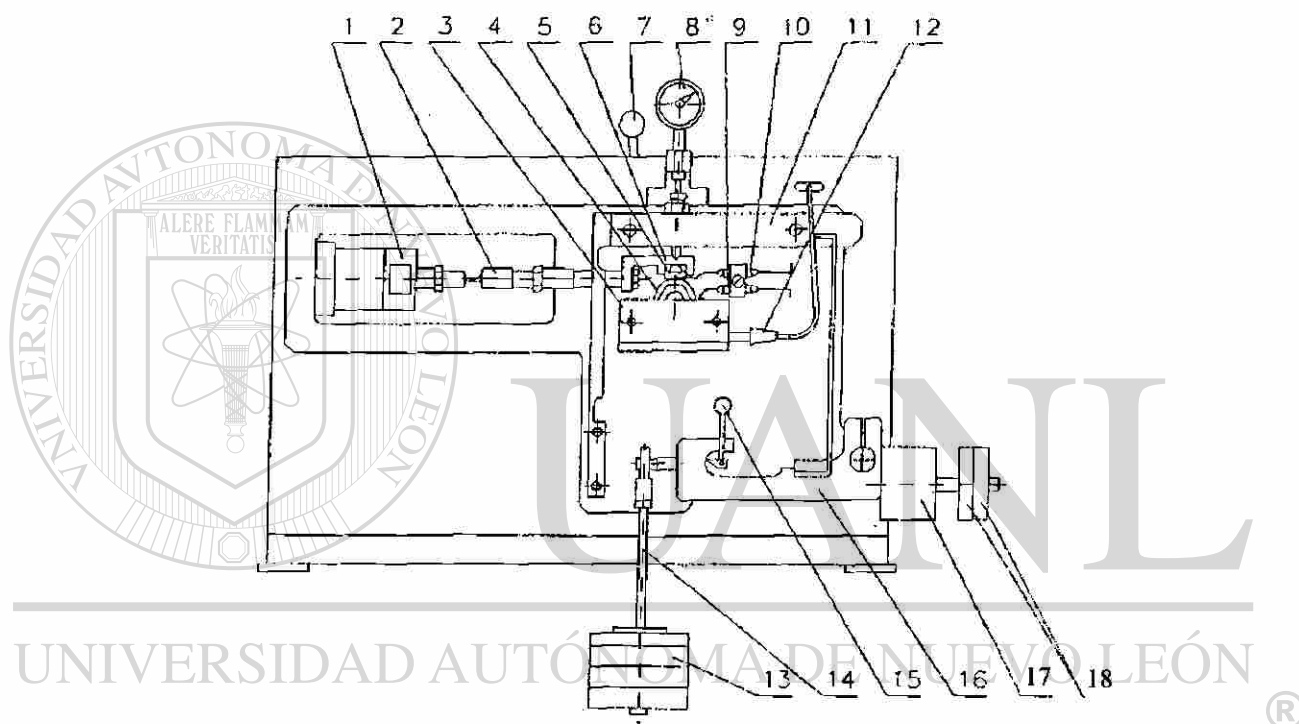
Figura 5.6 Dirección de la medición de rugosidad en las probetas (a) bloque de polietileno, (b) anillo metálico.

5.6 PRUEBAS DE DESGASTE

Las pruebas de desgaste se realizaron en una máquina tipo bloque – anillo modelo T-05 Figura 5.7 diseñada y fabricada por el Instituto para Terotecología Radom en Polonia, la cual se encuentra ubicada en las instalaciones del CINVESTAV, Unidad Saltillo. En esta máquina se pueden realizar pruebas en movimiento de deslizamiento continuo a velocidad rotacional constante, o en movimiento recíprocante con un arco de oscilación entre 0° y 90° , como se ilustra en la Figura 5.8. Las cargas que se pueden aplicar están en el intervalo de 150 a 3150 N. Se puede utilizar lubricante y este puede ser controlado hasta una temperatura de 140°C .

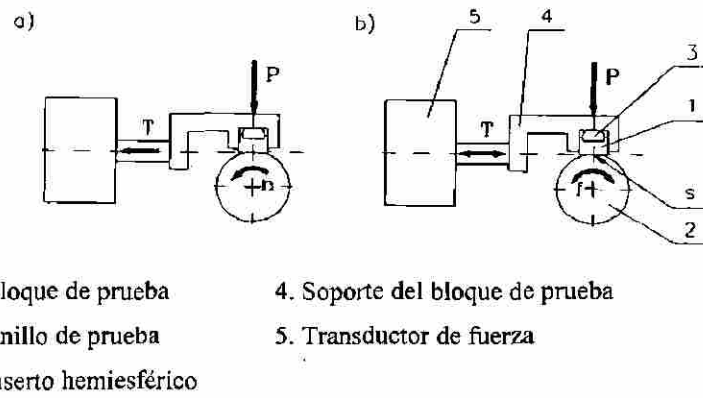
Las pruebas de desgaste se hicieron siguiendo el método estándar ASTM G-77. Las dimensiones del bloque y anillo para las pruebas están precisadas de acuerdo a esta norma y se muestran en las Figuras 5.9 y 5.10. El movimiento que se utilizó fue continuo con una velocidad lineal de 0.069 m/s (37.7 rpm) recorriendo una distancia de 1000 m con el fin de observar únicamente el comportamiento inicial del desgaste para determinar el mecanismo que está actuando durante el inicio de operación del implante. La carga aplicada fue de 500 N de manera constante durante toda la prueba. Se usó agua destilada como lubricante la cual se trató de mantener constante a una temperatura de

37°C durante toda la prueba. El tipo de contacto entre las superficies del anillo y del bloque fue conformante. Durante la prueba, el software de la máquina capturó las mediciones de los valores de la fuerza de fricción y la temperatura del lubricante y del bloque de polietileno los cuales a la finalización de la misma fueron graficados contra el tiempo de duración. También fue capturado manualmente el desplazamiento lineal del bloque al ser desgastado por el anillo de aleación F-75.



- | | | |
|--------------------------|--------------------------------|-------------------------------|
| 1. Transductor de fuerza | 7. Seguro del motor | 14. Gancho para pesos |
| 2. Tensor | 8. Indicador de desplazamiento | 15. Seguro de palancas |
| 3. Reserva de lubricante | 9 y 10. Termopares | 16. Palanca inferior |
| 4. Anillo de prueba | 11. Palanca superior | 17. Contrapesos estacionarios |
| 5. Bloque de prueba | 12. Calentador | 18. Contrapesos adicionales |
| 6. Soporte del bloque | 13. Peso | |

Figura 5.7 Máquina de desgaste.



- 1. Bloque de prueba
- 2. Anillo de prueba
- 3. Inserto hemiesférico
- 4. Soporte del bloque de prueba
- 5. Transductor de fuerza

Figura 5.8 Tipos de movimiento para realizar las pruebas en la máquina de desgaste (a) pruebas con movimiento continuo, (b) pruebas con movimiento recíprocante.

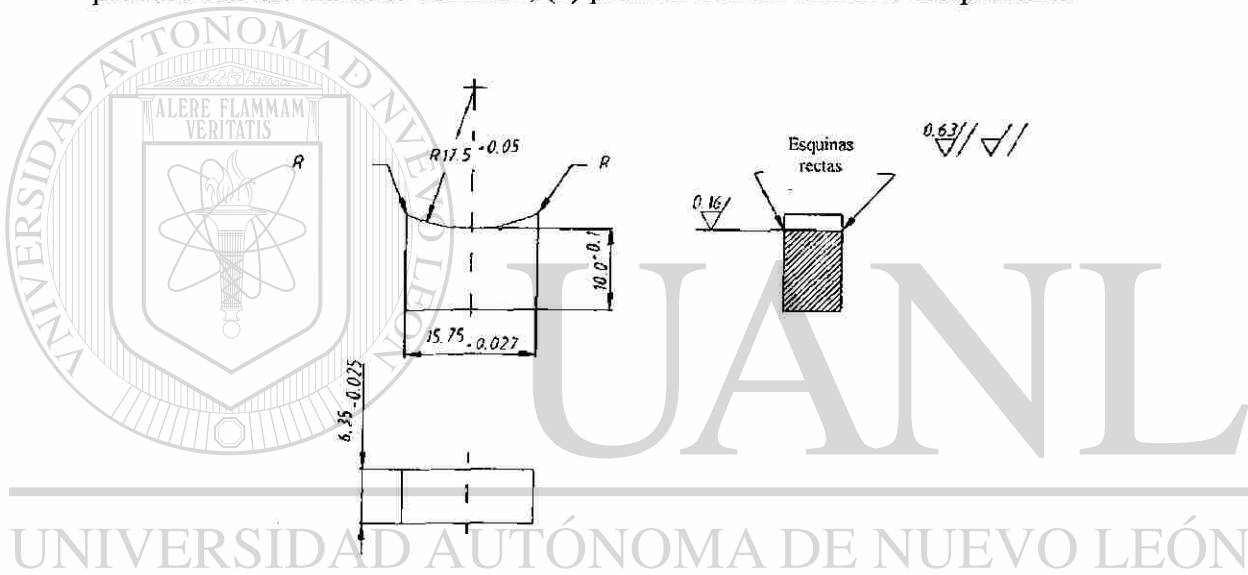


Figura 5.9 Dimensiones de las probetas de desgaste del bloque de polietileno.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

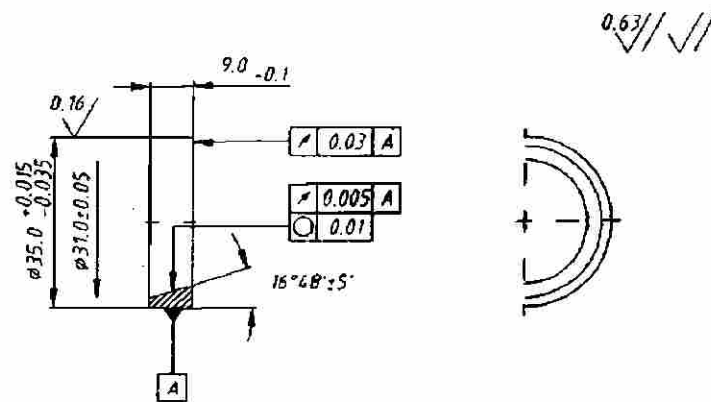


Figura 5.10 Dimensiones de las probetas de desgaste del anillo metálico.

Todos los anillos y bloques fueron pesados a fin de registrar sus masas antes y después de cada prueba.

5.7 ANALISIS POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

El microscopio electrónico de barrido es un instrumento diseñado para estudiar, en alta resolución la superficie de sólidos. Posee una resolución y profundidad de foco mayores que la microscopía óptica. El microscopio de barrido es extremadamente útil en el estudio de las características morfológicas y topográficas de la muestra [44].

Se analizaron las muestras de polietileno antes y después de las pruebas de desgaste, para poder observarlas en el microscopio fue necesario recubrirlas con oro, para cada una de las condiciones se seleccionaron las dos secciones límites y el centro, de las cuales se realizaron tres observaciones en cada una a 40, 200 y 1000 aumentos. La única muestra que fue sometida a un procedimiento de limpieza por ultrasonido utilizando alcohol como agente limpiador antes de su observación fue la de referencia.

En las muestras metálicas se siguió el mismo procedimiento de limpieza y se realizó una caracterización por medio de imágenes a diferentes aumentos de las zonas de interés. Además ya que el microscopio está equipado para un análisis químico cualitativo, se examinó la composición del material base y de los carburos presentes en las muestras.

El microscopio electrónico de barrido utilizado es marca LEICA LEO, modelo S440, de 30 kV, con capacidad de hasta 300,000 magnificaciones. Instrumentado con analizador EDX marca Oxford Link, para análisis químico cualitativo.

CAPITULO 6

RESULTADOS

6.1 INTRODUCCION

En el presente Capítulo se presentan los resultados obtenidos durante las diferentes etapas experimentales de la investigación. Con el fin de seguir la metodología presentada en el Capítulo 5, los resultados se dividen en tres secciones para microestructura, condición superficial y pruebas de desgaste.

6.2 MICROESTRUCTURA

La microestructura presente en las barras obtenidas por el proceso de fusión al alto vacío se puede observar en la figura 6.1. En la figura 6.1 (a) se muestra la microestructura que se obtuvo sin ataque químico, pudiendo distinguir la matriz α (fcc) rica en cobalto y algunos carburos dispersos, los cuales se pueden apreciarse en una tonalidad oscura. También se observa porosidad dispersa aleatoriamente en la matriz, la cual se puede identificar como puntos redondos negros. Las figuras 6.1 (b) y (c) presentan la microestructura de dicha condición de colada pero atacada químicamente y a diferentes aumentos nominales (50 y 400 respectivamente), lo que permite apreciar la morfología de los carburos interdendriticos, siendo del tipo de bloque tanto inter como intragranulares, además de presentarse carburos del tipo laminar en los límites de grano.

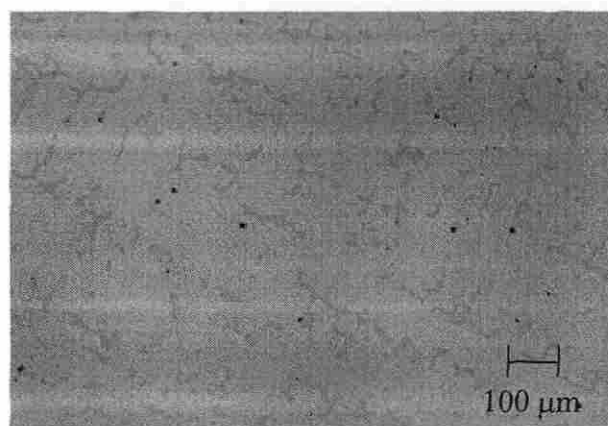
Posteriormente se analizó la microestructura de la condición tratada por solución durante 90 minutos (véase figura 6.2). La microestructura de la figura 6.2 (a) muestra una

morfología similar a la microestructura de la figura 6.1 (a), sin embargo existe la presencia de porosidad con diferente morfología. A partir de este tratamiento, los carburos de morfología laminar ya no se presentan en la microestructura una vez que ha sido atacada. Los de tipo bloque presentan una formación de pequeños glóbulos en su interior, además de un incremento en la cantidad con respecto a la condición de colada, sin embargo el tamaño de éstos disminuyó. Asimismo, se observó un incremento del número de partículas y de porosidad. Esto se puede observar en las microestructuras de las figuras 6.2 (b) y (c) las cuales fueron tomadas a 50 y 400 aumentos respectivamente.

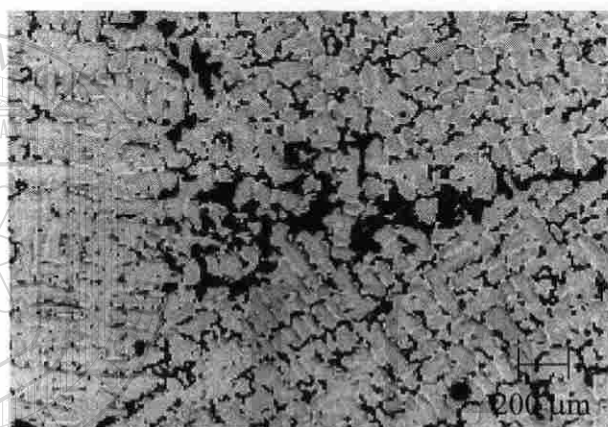
En la figura 6.3 se muestra la microestructura de la condición de tratamiento por 210 minutos de solución. La microestructura de la figura 6.3 (a) es similar a la condición de solución por 90 minutos descrita anteriormente. Las figuras 6.3 (b) y (c) también muestran las mismas morfologías de las figuras 6.2 (b) y (c), sin embargo el tamaño de los carburos de bloque sigue disminuyendo y el conteo de partículas y porosidad disminuyó.

Por último se analizó la microestructura de la condición de tratamiento por 390 minutos de solución (ver figura 6.4). En la microestructura 6.4 (a) se observan las mismas condiciones de las microestructuras correspondientes a los tratamientos de solución durante 90 y 210 minutos. Dicha microestructura ya atacada químicamente y a diferentes magnificaciones (figuras 6.4 (b) y (c)) presenta una disminución en el número de carburos de bloque con respecto a la condición de tratamiento de solución por 210 minutos, aunado con una disminución en su tamaño.

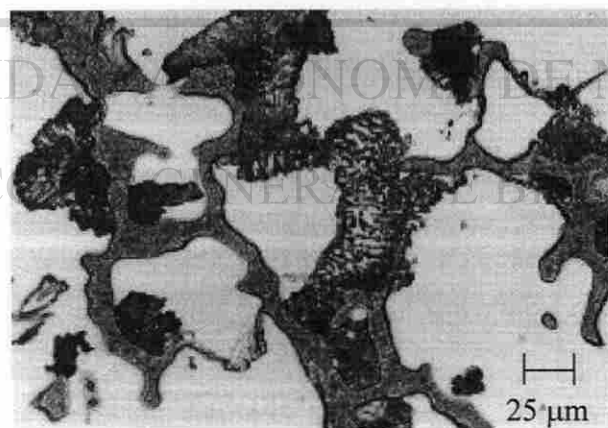
Los espectros obtenidos con el analizador EDX para la condición de colada examinando la matriz y los carburos se pueden ver en el Anexo A1, asimismo los espectros en la condición de tratamiento de solución se aprecian en el Anexo A2.



(a)

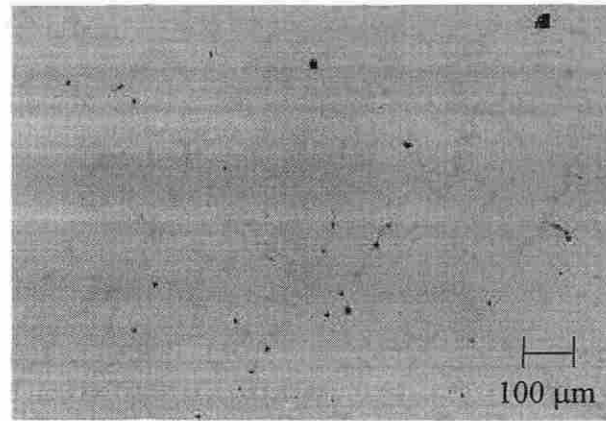


(b)

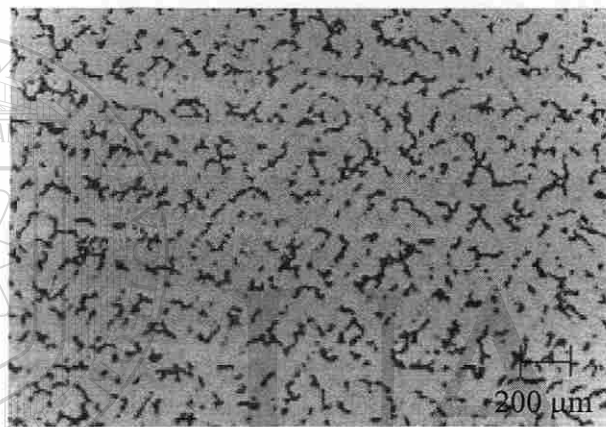


(c)

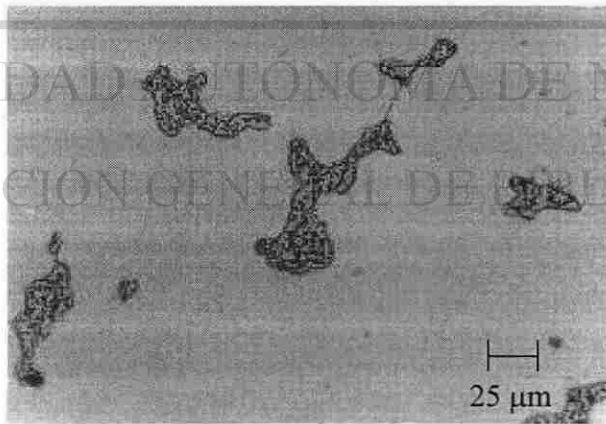
Figura 6.1 Microestructuras en condición de colada, (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X



(a)

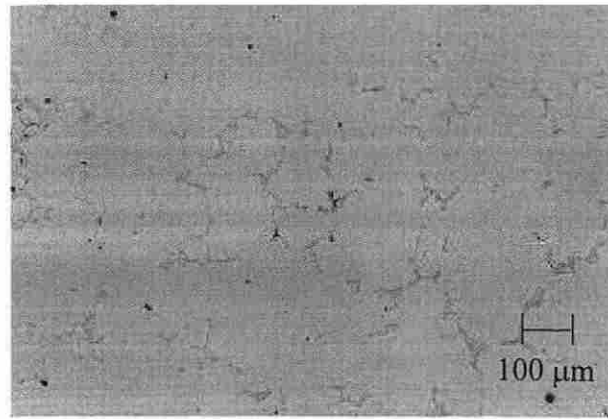


(b)

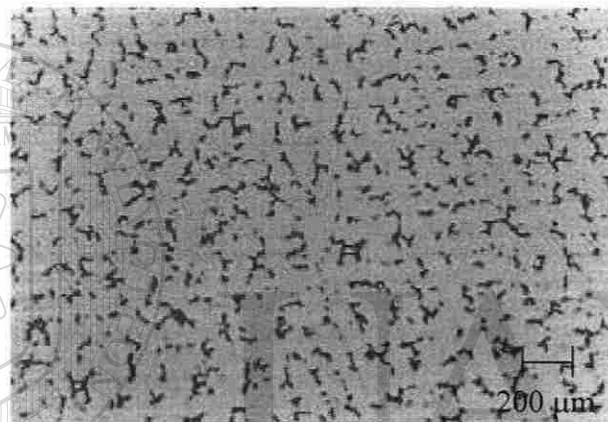


(c)

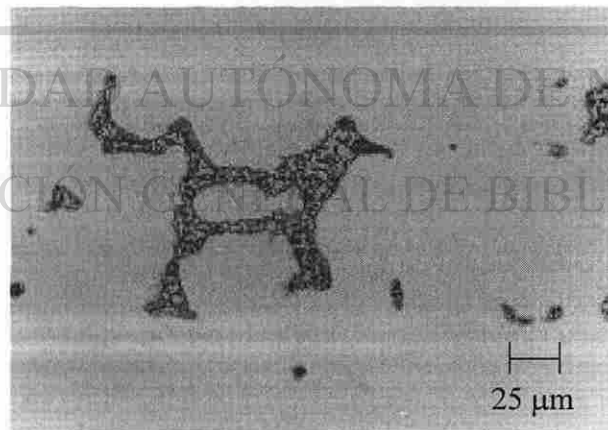
Figura 6.2 Microestructuras en la condición de tratado por solución por 90 minutos, (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X



(a)

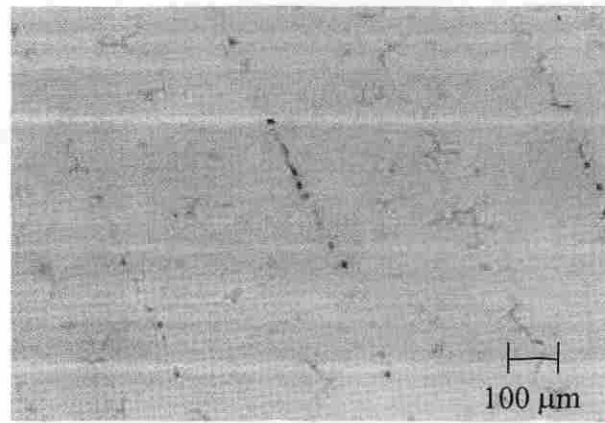


(b)

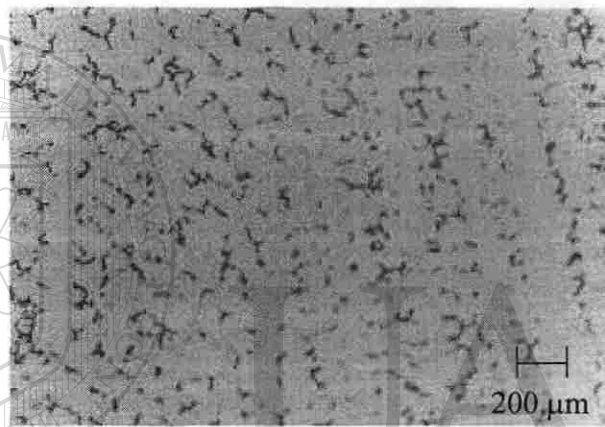


(c)

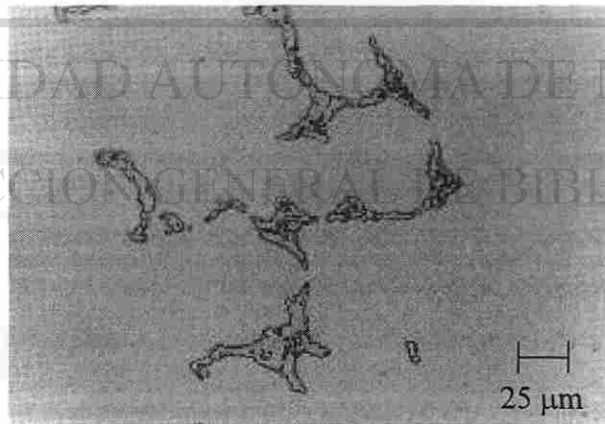
Figura 6.3 Microestructuras en la condición de tratado por solución por 210 minutos, (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X



(a)



(b)



(c)

Figura 6.4 Microestructuras en la condición de tratado por solución por 390 minutos, (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X.

Se realizó una medición cuantitativa de los carburos y porosidad presentes de todas estas condiciones microestructurales. Los valores promedio de la fracción y de conteo de partículas se muestran en la Tabla 6.1 y figuras 6.5 y 6.6.

Tabla 6.1 Fracción y conteo de partículas.

	Condición de colada	Tratada por 90 min.	Tratada por 210 min.	Tratada por 390 min.
Fracción de partículas (%)	15.925	13.058	9.636	8.650
Conteo de partículas	128	187	181	166

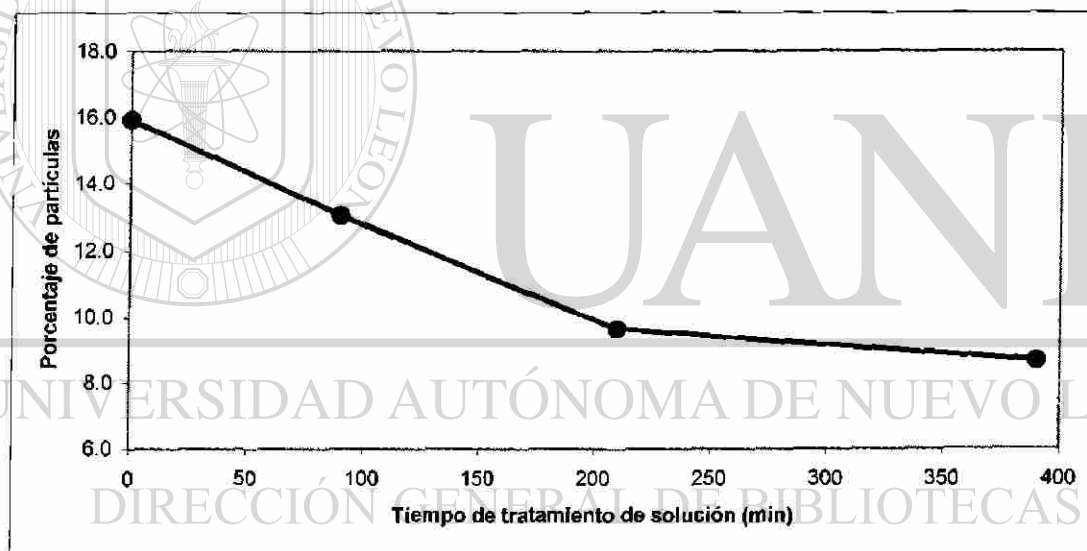


Figura 6.5 Efecto del tratamiento térmico sobre el porcentaje de carburos presentes en la microestructura.

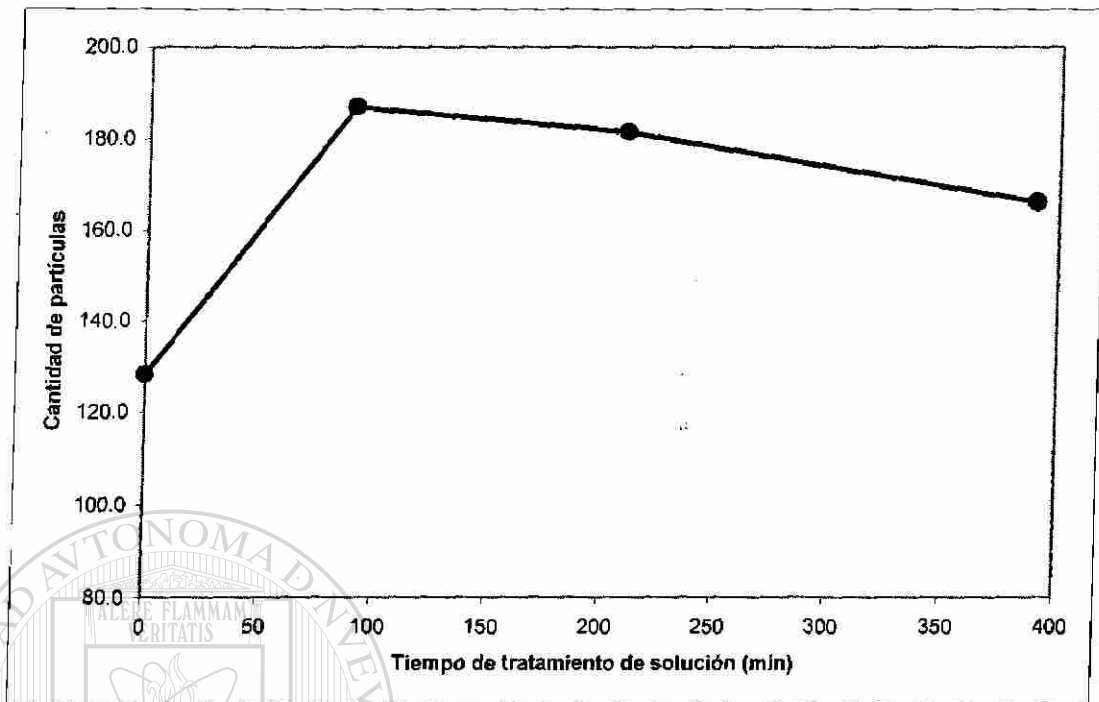


Figura 6.6 Efecto del tratamiento térmico sobre la cantidad de partículas presentes en la microestructura.

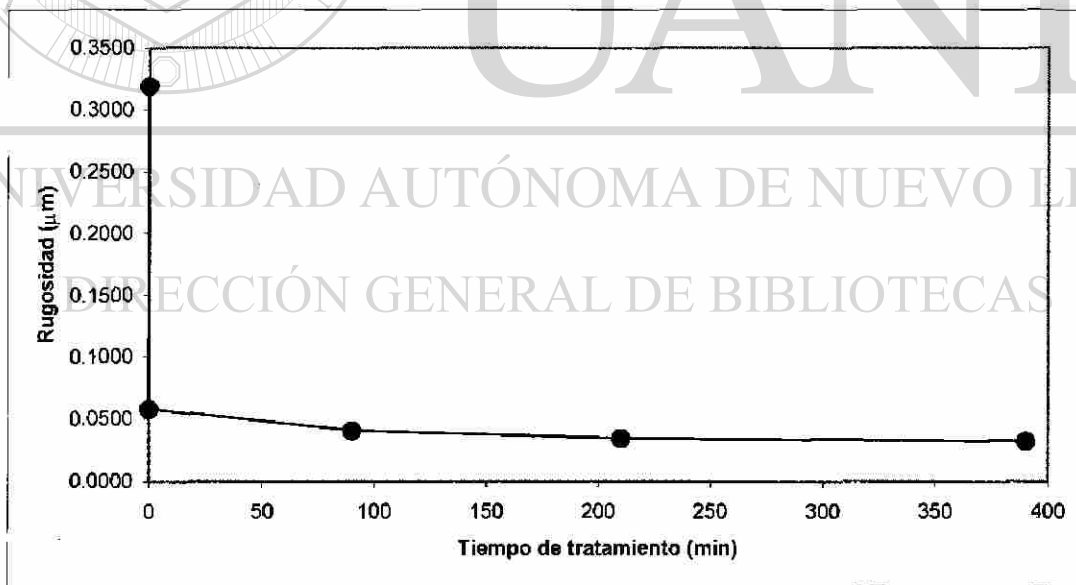
6.3 CONDICION SUPERFICIAL

La rugosidad superficial en las diferentes condiciones de prueba, tanto para los anillos metálicos como para los bloques de polietileno, fueron efectuadas en base a la rugosidad r.m.s (Rq) y r.m.a (Ra) y se muestran en la Tabla 6.2 y en la grafica de la figura 6.7.

La diferencia entre las dos condiciones en el estado de colada (los dos puntos a cero minutos) que se observa en la gráfica de la figura 6.7, ya que la muestra con mayor rugosidad tuvo acabado de rectificado únicamente y en tanto que el anillo con menor rugosidad fue pulido siguiendo el procedimiento descrito en el Capítulo 5. La disminución en la rugosidad de los anillos en base al tiempo de tratamiento de solución se aprecia en la figura 6.7.

Tabla 6.2 Mediciones de rugosidad superficial en los anillos y bloques de prueba.

Condición	Rq (μm)	Ra (μm)
Condición de colada, acabado de rectificado	0.3194	0.2382
Condición de colada, acabado pulido.	0.0582	0.0452
Tratada por solución durante 90 min, acabado pulido	0.0407	0.0316
Tratada por solución durante 210 min, acabado pulido	0.0344	0.0242
Tratada por solución durante 390 min, acabado pulido	0.0319	0.0239
Bloque de polietileno	5.5689	4.4140

**Figura 6.7** Diferencia de la rugosidad Rq en los anillos de prueba con el tratamiento térmico.

Aunado a lo anterior, se midió el ángulo de contacto en las piezas ya pulidas para las diferentes condiciones superficiales, estas se muestran en la Tabla 6.3.

Tabla 6.3 Mediciones de ángulo de contacto en los anillos y bloques de prueba.

Condición	Angulo de contacto (°)
Condición de colada, acabado pulido.	21
Tratada por solución durante 90 min., acabado pulido	33
Tratada por solución durante 210 min., acabado pulido	34
Tratada por solución durante 390 min., acabado pulido	25

6.4 PRUEBAS DE DESGASTE

Las pruebas de desgaste fueron realizadas según lo descrito en el Capítulo 5, de las cuales dos son en condición de colada, una para el anillo con el acabado de torno denominada AC2 y otra para el anillo pulido designada AC3. Asimismo, de las correspondientes a los anillos tratados en solución para los tiempos señalados en el Capítulo 5, para 90 minutos (TS 1.5), 210 minutos (TS3.5) y 390 minutos (TS 6.5), obteniéndose de estos el volumen desgastado para una distancia deslizada de 1000 metros, el cual puede observarse en la grafica de la Figura 6.8. Las mediciones se realizaron cada 80 metros.

De este gráfico se observa que a los primeros 250 metros de haber transcurrido la prueba, para las diferentes condiciones, se observa un cambio en la pendiente de las gráficas disminuyendo al rebasar este punto. Separando las gráficas antes y después de este punto se comprende mejor el comportamiento de las pruebas. En la Figura 6.9 se muestra

únicamente el desgaste inicial de las pruebas antes de los 250 metros, apreciando que las dos condiciones de colada presentan volúmenes de desgaste más bajos que las tres condiciones tratadas térmicamente.

Es durante este periodo en donde además se observa el mayor volumen desgastado para cada condición al presentar una mayor pendiente comparándola con la tasa después de pasar los 250 metros. La condición que menos volumen desgastado presenta es AC3, seguido de AC2 y después las tres condiciones de tratamiento siendo la menor la de 90 minutos.

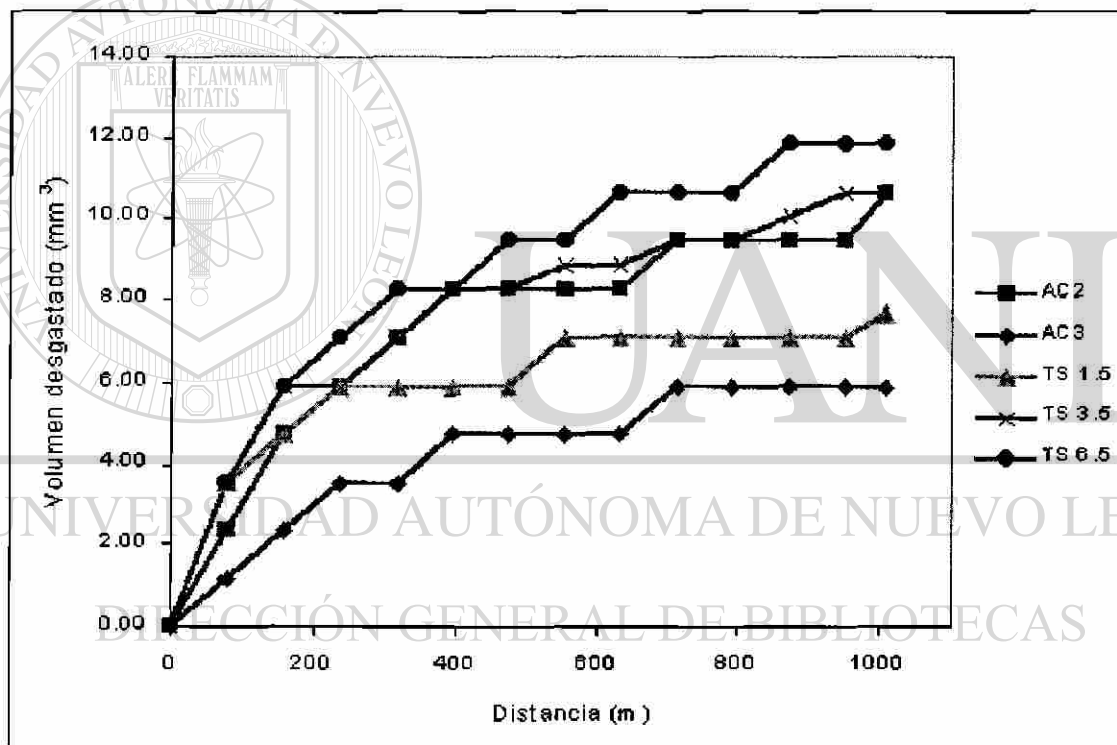


Figura 6.8 Volumen desgastado de los bloques de prueba hasta un recorrido de 1000 metros.

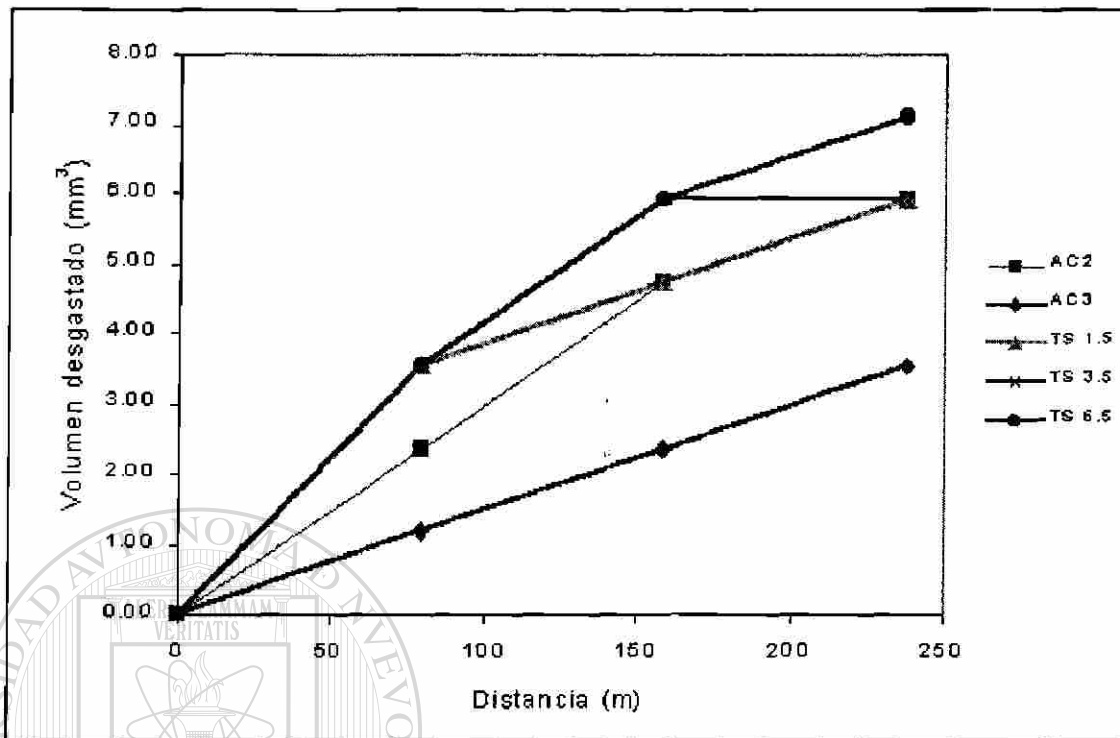


Figura 6.9 Volumen desgastado de los bloques de prueba hasta un recorrido de 250 metros.

En el gráfico de la Figura 6.10 se observa la continuación de las pruebas después de 250 metros, para este gráfico se hizo coincidir la medición a 320 metros en el valor de volumen desgastado mínimo (condición AC3) restando a los valores encontrados una cantidad fija para cada condición. En comparación con la primera parte, el volumen desgastado para cada una de las condiciones es menor, los aumentos en volumen desgastado se van espaciando más durante el tiempo de prueba. En esta etapa se realizaron diez mediciones y, en esta sección la condición que menor volumen desgastado presenta es la TS 1.5 conservándose más estable. Le sigue la condición AC3, la cual es también muy estable aunque los incrementos en volumen desgastado se presentan a distancias menores comparadas con la condición TS 1.5. Las siguientes condiciones van en aumento, siendo AC2 la siguiente, TS 3.5 y TS 6.5.

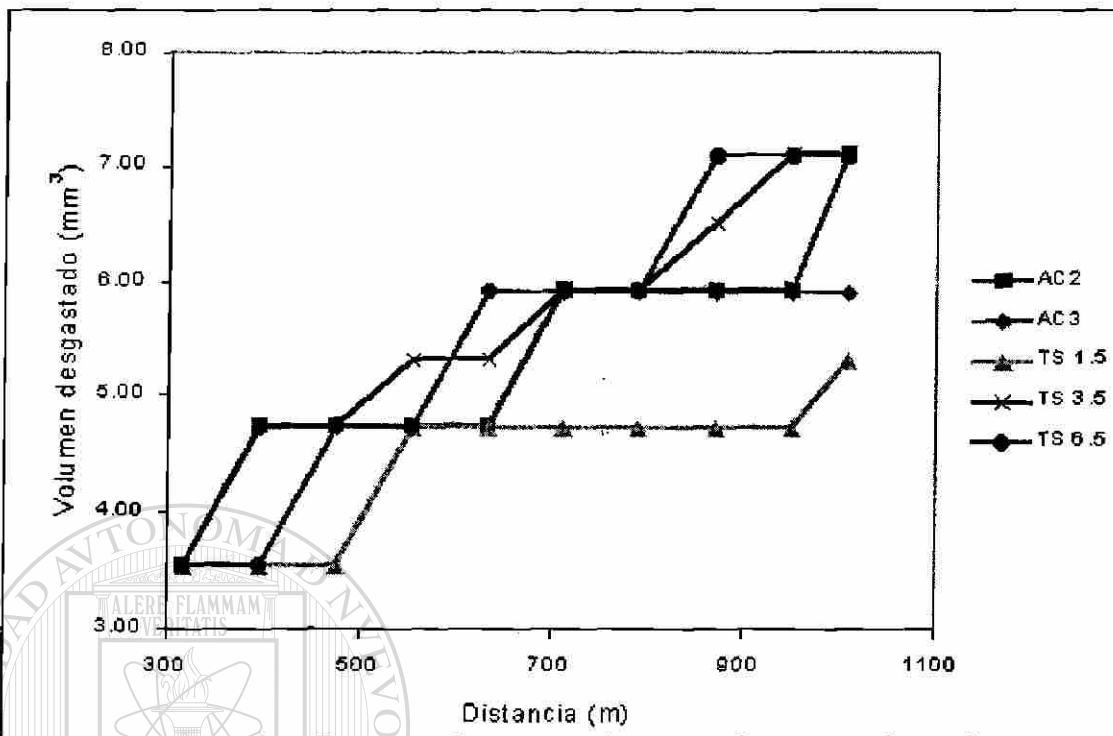


Figura 6.10 Volumen desgastado de los bloques de prueba después de 250 y hasta 1000 metros.

Al analizar el volumen desgastado por unidad de distancia recorrida (Figura 6.11) se puede observar como va disminuyendo el volumen conforme el tiempo de prueba transcurre. Se observa que la condición AC3 es el que presenta la menor velocidad de desgaste medida por esta relación, presentando a su vez el menor desgaste a los primeros cuatro minutos de prueba, con una disminución total de 0.0149 a 0.0060 mm³/m, además de iniciar con una velocidad de desgaste constante durante los primeros doce minutos de prueba. La condición TS 1.5 también presenta velocidades de desgaste bajas, no obstante de presentar una velocidad de desgaste alta durante los primeros doce minutos de prueba, disminuyendo después de este punto, la disminución de su velocidad de desgaste fue más drástica al bajar de 0.0448 a 0.0076 mm³/m. La condición AC2 presenta una velocidad de desgaste inicial baja en comparación con las condiciones tratadas térmicamente pero más alta que la condición AC3, sin embargo al pasar los primeros doce minutos la velocidad de desgaste se incrementa respecto a la condición TS 1.5, la disminución de la velocidad de

desgaste va de 0.0299 a 0.0106 mm^3/m . Las dos restantes condiciones tratadas por solución (TS 3.5 y TS 6.5) son las que presentan las velocidades más altas siendo la condición TS 3.5 menor que la TS 6.5, estas igualmente al pasar los primeros doce minutos, disminuyen la velocidad de desgaste sin embargo tampoco alcanza los valores más bajos encontrados en la condición AC3, la condición TS 3.5 disminuye de 0.0448 a 0.0103 y la TS 6.5 disminuye de 0.0448 a 0.0117 mm^3/m .

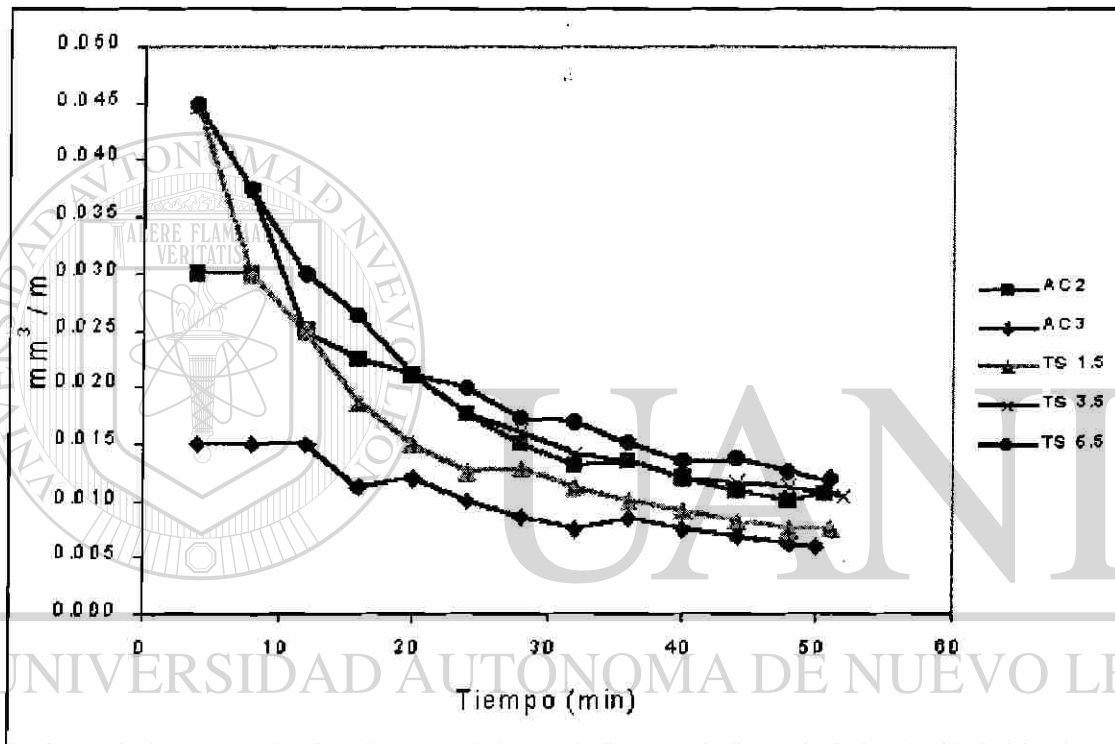


Figura 6.11 Volumen desgastado por unidad de distancia, en función del tiempo.

Comparando el volumen total desgastado para todas las condiciones de prueba de acuerdo con la rugosidad de cada una de ellas (véase Figura 6.12), se observa por un lado como el acabado mecánico en la condición de colada hace que disminuya el volumen desgastado si la pieza tiene la rugosidad más baja. Para las muestras tratadas térmicamente se observa el mismo comportamiento disminuyendo al bajar la rugosidad por efecto del tratamiento de solución. Los valores de desgaste para las diferentes condiciones de prueba se agrupan en la tabla 6.4.

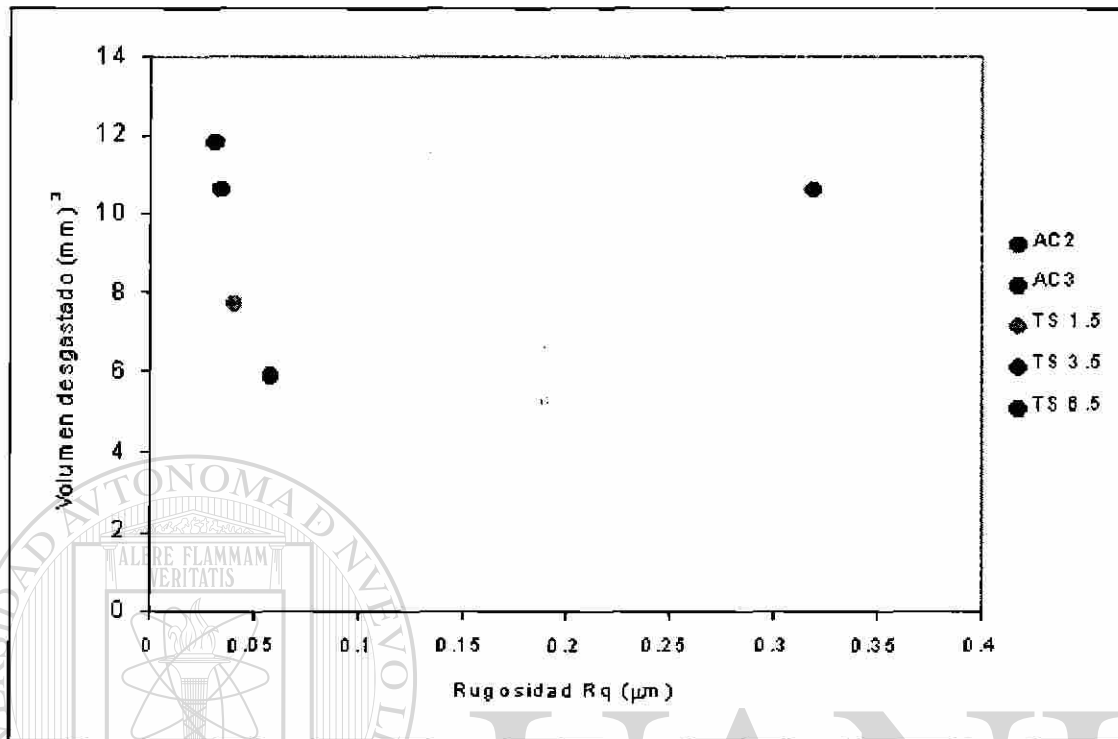


Figura 6.12 Volumen desgastado por efecto de la rugosidad.

Tabla 6.4 Valores de desgaste en las diferentes condiciones de prueba para los previo y posterior al punto de inflexión.

CONDICION	Volumen desgastado (mm ³)		Velocidad de desgaste promedio (mm ³ /m)		Fuerza de fricción promedio (kgf)	
	PREVIO	POSTERIOR	PREVIO	POSTERIOR	PREVIO	POSTERIOR
AC2	5.91	10.64	0.0282	0.0145	2.497	2.932
AC3	3.55	5.91	0.0149	0.0084	2.646	1.893
TS 1.5	5.91	7.69	0.0332	0.0112	3.511	4.380
TS 3.5	5.91	10.64	0.0357	0.0149	3.862	3.573
TS 6.5	7.09	11.82	0.0373	0.0167	6.542	5.912

El comportamiento de la fuerza de fricción con la distancia recorrida para cada condición se observa en la Figura 6.13, distinguiéndose que durante los primeros 100

metros de prueba la condición AC2 es la que presenta la fuerza de fricción más baja en comparación con las demás condiciones, después de los 250 metros la condición AC3 es la que presenta la fuerza de fricción más baja para el resto de la prueba, seguida después por la condición TS 1.5, la condición AC2, TS 3.5 y la que presenta los valores de la fuerza de fricción más altos para toda la prueba es la condición TS 6.5.

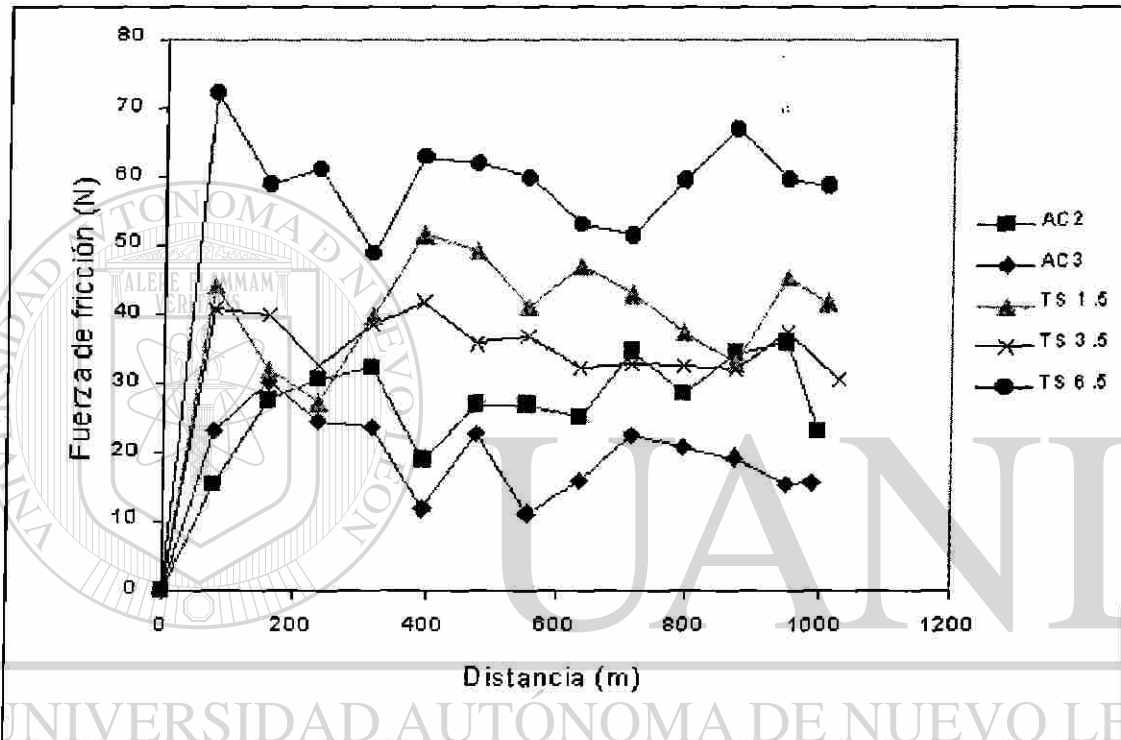
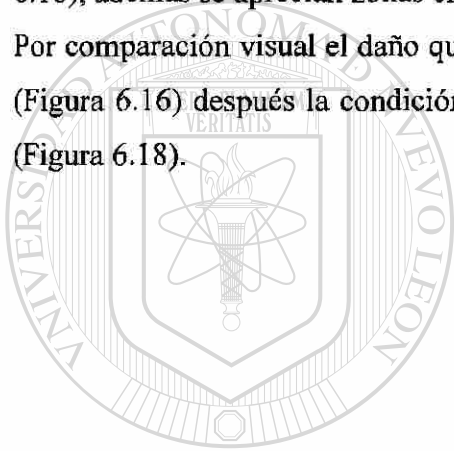


Figura 6.13 Fuerza de fricción para las diferentes condiciones de prueba.

La inspección realizada a la superficie de los anillos después de las pruebas se muestran las fotografías de las Figuras 6.14 a 6.18. En la Figura 6.14 se observa la superficie de el anillo AC2, en el cual se aprecia un mayor daño al presentar trazas de desgaste generadas en la dirección de deslizamiento, en la Figura 6.14 (a) puede apreciarse a bajas magnificaciones que el daño se encuentra tanto en la matriz como sobre las partículas precipitadas, a elevadas magnificaciones (Figura 6.14 (b)) se observa la continuidad de las marcas de desgaste.

En la Figura 6.15 se muestra la superficie de la muestra AC3 la cual por comparación visual presenta el menor índice de desgaste, las pistas que se observan a bajas magnificaciones son continuas a todo lo largo de la superficie del anillo, estas pistas son las más pequeñas de las cinco condiciones.

Las siguientes condiciones se observan en las Figuras 6.16 a 6.18 en las cuales la aparición de las pistas se presenta, sin embargo la continuidad de estas no se mantiene en todos los casos, además se observan zonas en que las pistas son más grandes. En la única condición que se aprecia discontinuidad y aumento de las marcas es en TS 6.5 (Figura 6.18), además se aprecian zonas en las que la deposición localizada de polietileno es mayor. Por comparación visual el daño que se observa va en incremento desde la condición TS 1.5 (Figura 6.16) después la condición TS 3.5 (Figura 6.17) y por ultimo la condición TS 6.5 (Figura 6.18).

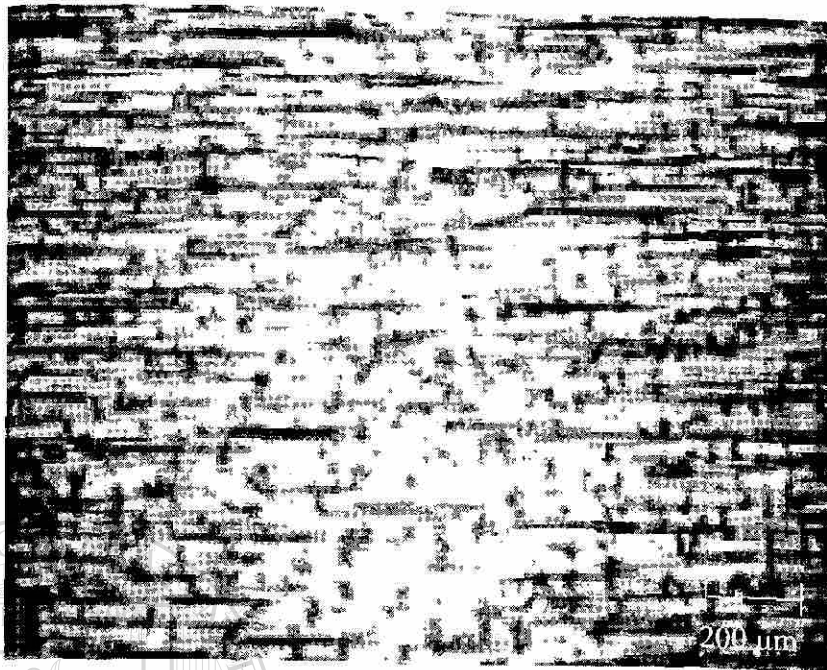


UANL

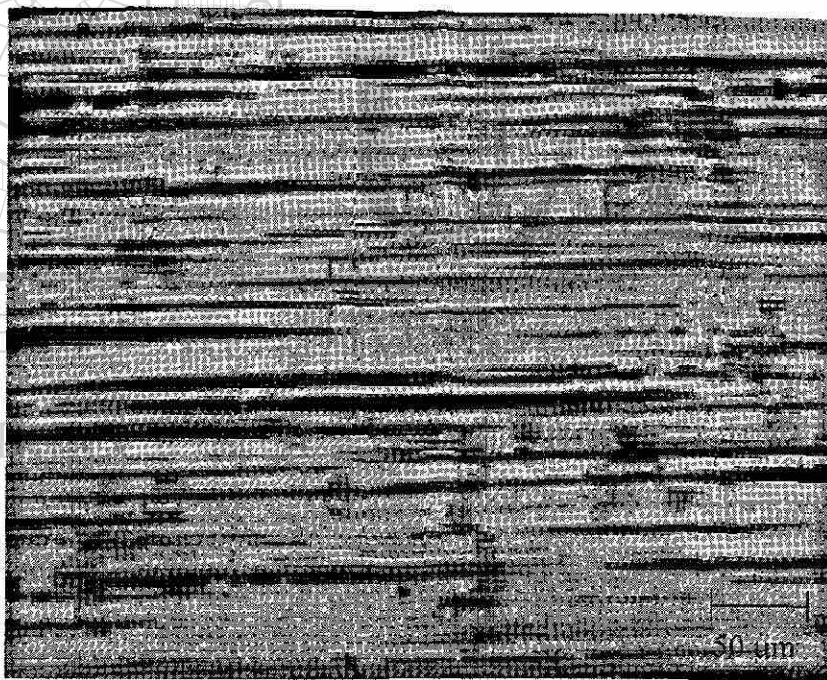
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

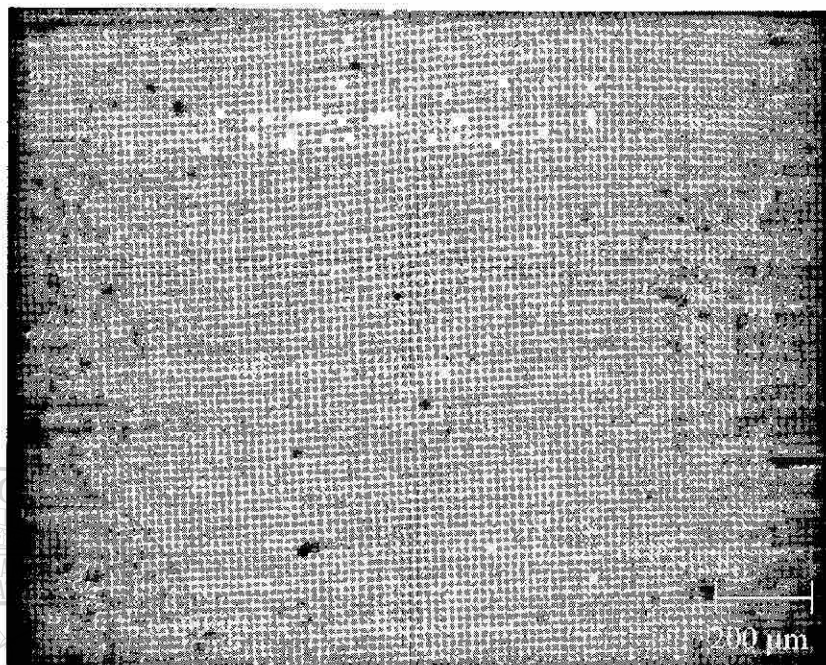


(a)

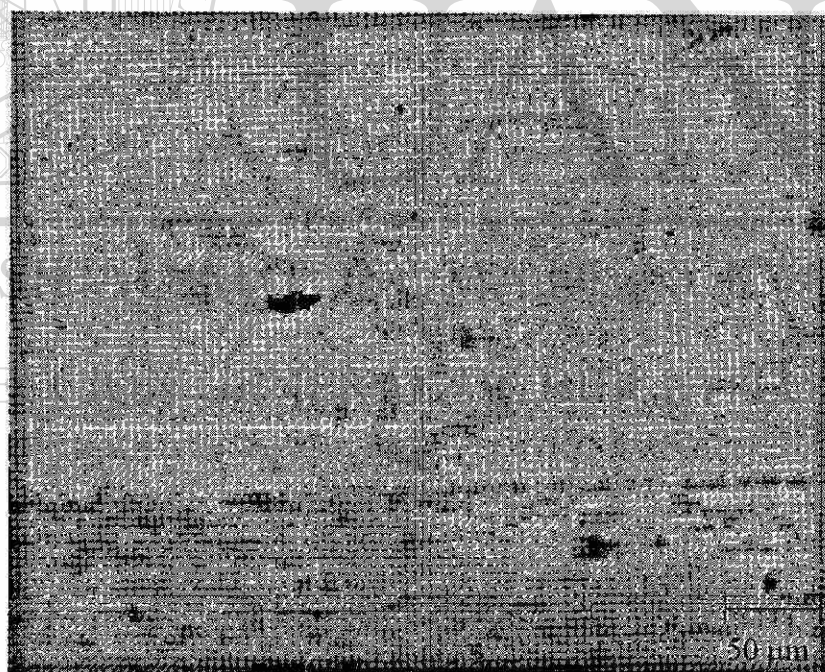


(b)

Figura 6.14 Anillo AC2 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.

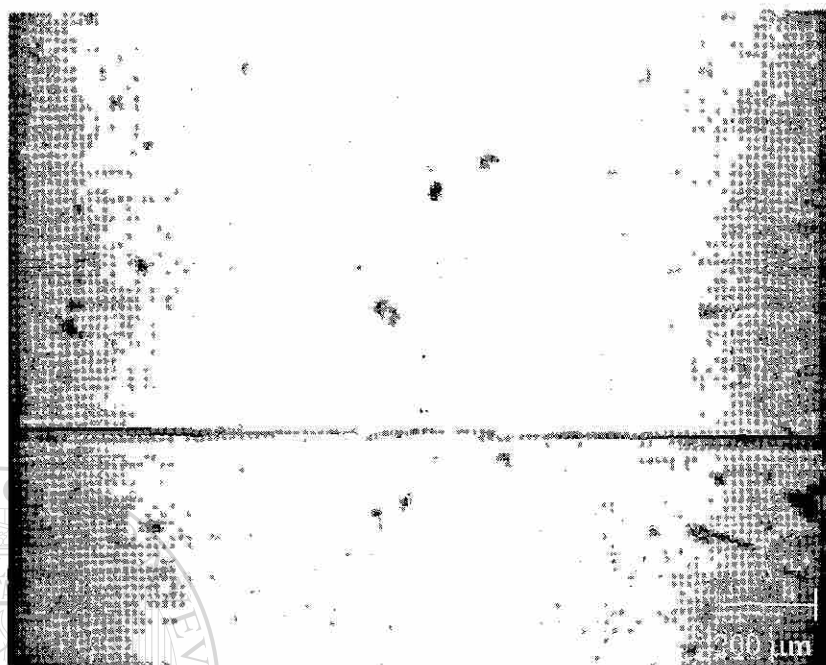


(a)

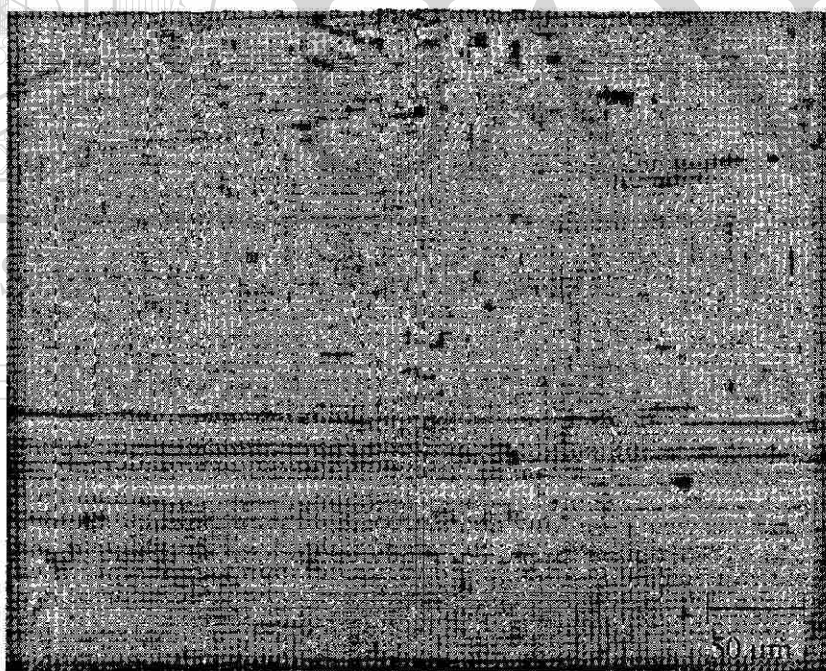


(b)

Figura 6.15 Anillo AC3 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.



(a)

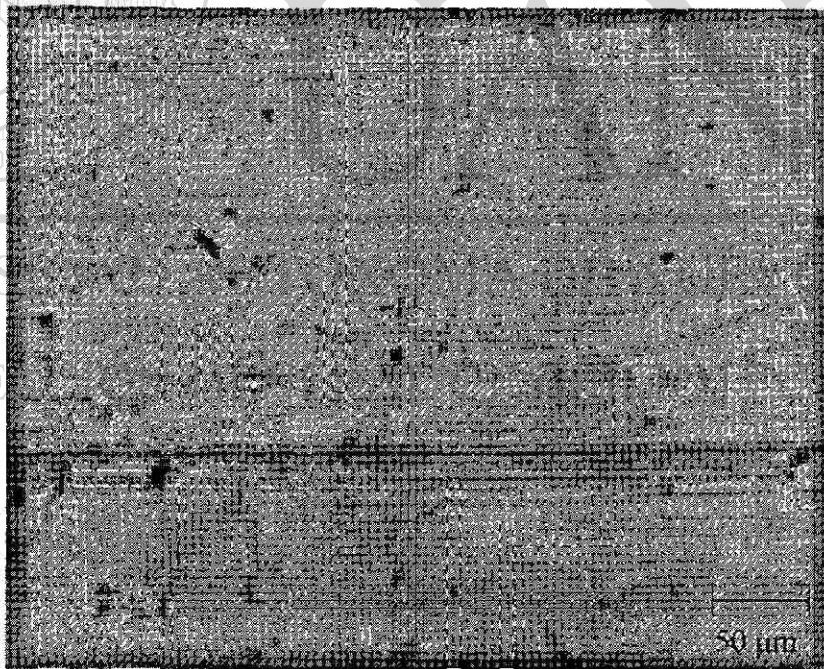


(b)

Figura 6.16 Anillo TS 1.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X..



(a)

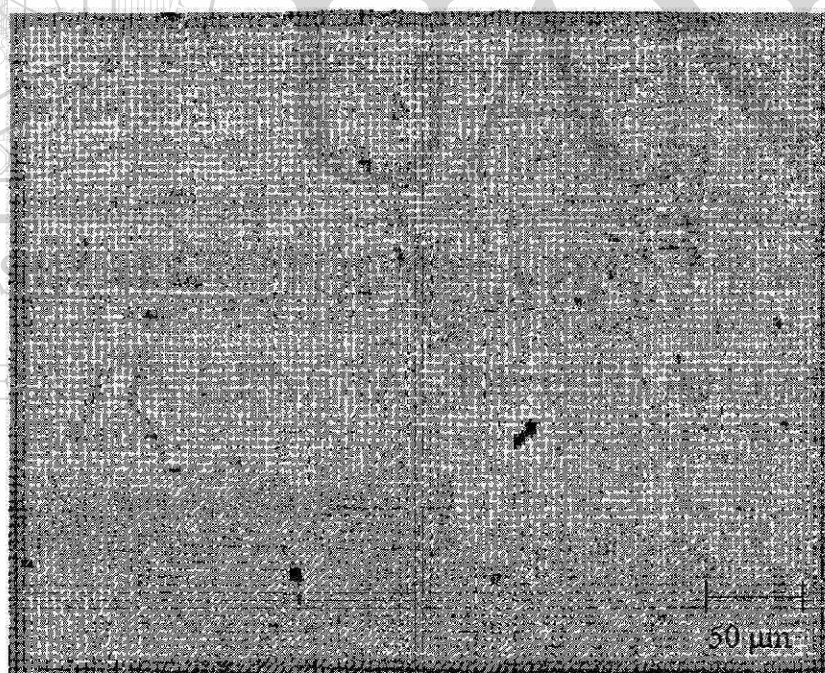


(b)

Figura 6.17 Anillo TS 3.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X..



(a)



(b)

Figura 6.18 Anillo TS 6.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X..

irregularidades superficiales. A magnificaciones más elevadas la morfología que se aprecia es granulosa con las crestas y valles de diferentes tamaños.

Las Figuras 6.22 a 6.24 muestran el bloque de polietileno que estuvo en contacto con el anillo con condición AC2, a bajas magnificaciones (Figura 6.22) se observa el daño total en la superficie de prueba, por comparación visual con el bloque de referencia se aprecia que la morfología granulosa se pierde en casi la totalidad de la superficie a excepción del extremo a la salida del deslizamiento. En la Figura 6.23 a 200X se observa como las crestas de polietileno fueron “laminadas” empezando a formar una capa lisa con interrupciones en donde el volumen desplazado de las crestas no fue suficiente para cubrir los valles. A estas magnificaciones se hace evidente la dirección de deslizamiento. En la Figura 6.24 se observa la superficie a 1000X, se ve claramente la laminación de los puntos más altos de la morfología superficial del polietileno, en la sección de salida del deslizamiento es donde se aprecia que algunos valles no fueron cubiertos por las capas laminadas.

Las Figuras 6.25 a 6.27 muestran la superficie del bloque sometido a prueba con la condición AC3. La Figura 6.25 a bajas magnificaciones muestra el daño general del bloque presentándose este más homogéneo en la parte central, en la sección de entrada se aprecia un mayor daño en la sección inicial para después disminuir hasta alcanzar un menor grado hacia el centro del bloque, a la salida sucede algo similar progresando de un menor daño en la parte cercana al centro y posteriormente hacia la orilla de salida vuelve a incrementarse el daño. En la Figura 6.26 a 200X se observa la laminación de las crestas de polietileno, aunque a menor escala que la condición anterior, también se observa la falta de continuidad de la película laminada y el menor daño al centro del bloque. En la Figura 6.27 a 1000X se observa la deformación de los puntos más elevados y si bien en la imagen de la sección central se observa mayor área deformada, esta pudiera ser de crestas más altas, en las secciones laterales se aprecia una mayor uniformidad en la deformación de las crestas.

Las Figuras 6.28 a 6.30 muestran la superficie del bloque sometido a prueba con la condición TS 1.5. La Figura 6.28 a 40X muestra la condición final de la superficie, se observa que presenta un apariencia similar a la condición original en la sección media y a los extremos se observa un mayor daño al dejar de notarse las zonas oscuras (valles). En la Figura 6.29 a 200X, en general se presenta una morfología similar que la condición AC3 para las tres secciones mostradas, se aprecia más daño en la sección de salida. En la Figura 6.30 a 1000X en la sección de entrada se observa la misma morfología que en las condiciones anteriores, si bien son pocas las crestas laminadas, en la sección central la laminación se sigue apreciando, sin embargo hacia la parte inferior de las crestas se distingue una morfología fibrosa en la dirección de deslizamiento, observándose algunas zonas en las que se podría presumir un desgarramiento de la parte superior de la cresta, siendo más notoria en la sección de salida, la cual a su vez no presenta laminación.

Las Figuras 6.31 a 6.33 muestran la superficie del bloque sometido a prueba con la condición TS 3.5. En la Figura 6.31 a 40X se aprecia un daño muy similar al encontrado en la condición de TS 1.5 ya que se aprecia el mismo incremento de daño en las zonas extremas. En la Figura 6.32 a 200X se empieza a observar un cambio en la morfología de acuerdo a la sección en donde fue tomada la micrografía en la sección de entrada se aprecia más la laminación de las crestas, al pasar a la sección media esta laminación disminuye considerablemente y al llegar a la sección de salida la laminación se pierde completamente, en la Figura 6.33 a 1000X en las secciones de entrada y central y a 2000X en la sección de salida se puede observar más claramente este hecho, a la entrada se observa más continua a lo largo de la superficie la capa laminada, en la sección media si bien se aprecia esta laminación también es posible apreciar la morfología fibrosa en la raíz de las crestas, hay pequeñas zonas en donde se puede presumir que se presentó desgarramiento del polietileno, la sección de salida muestra un cambio morfológico importante ya que aquí se aprecia una morfología completamente fibrosa, perdiéndose la morfología granular inicial.

Las Figuras 6.34 a 6.36 muestran la superficie del bloque sometido a prueba con la condición TS 6.5. En la Figura 6.34 a 40X se aprecia un daño muy similar al encontrado en la condición de TS 3.5 ya que se aprecia el mismo incremento de daño en las zonas extremas incrementándose este en la dirección de deslizamiento. En la Figura 6.35 a 200X se observa el comportamiento similar de la condición TS 3.5, sin embargo, por comparación visual, se aprecia un mayor daño en la condición TS 6.5. En la Figura 6.36 se observa que en la zona de entrada se presenta laminación uniforme, en la sección central igualmente se observa laminación pero en un mayor grado que en la sección anterior, no se alcanza a apreciar formación de fibrillas en la raíz de las crestas y las zonas laminadas son más grandes, la sección de salida presenta la misma morfología laminar que la condición TS 3.5 y no se observa laminación se las zonas más elevadas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

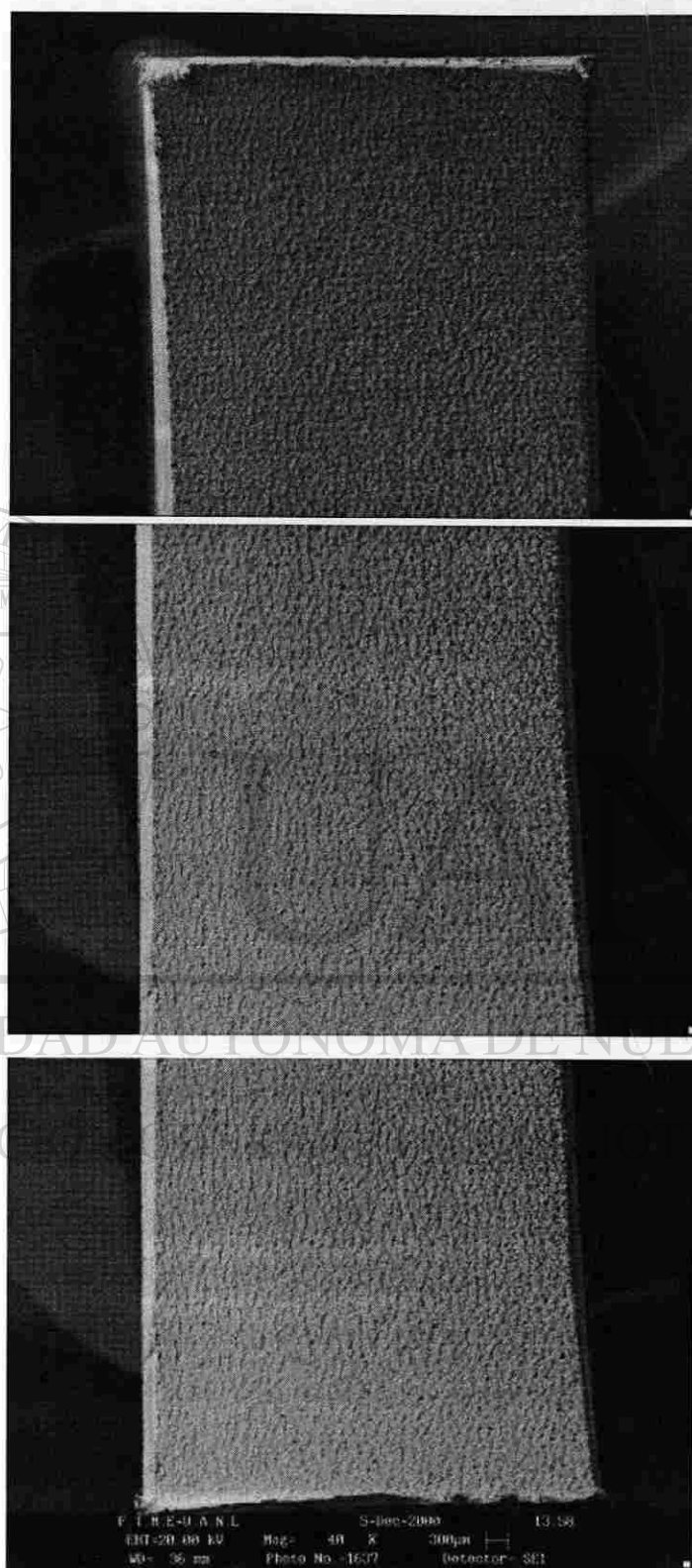


Figura 6.19 Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 40X.

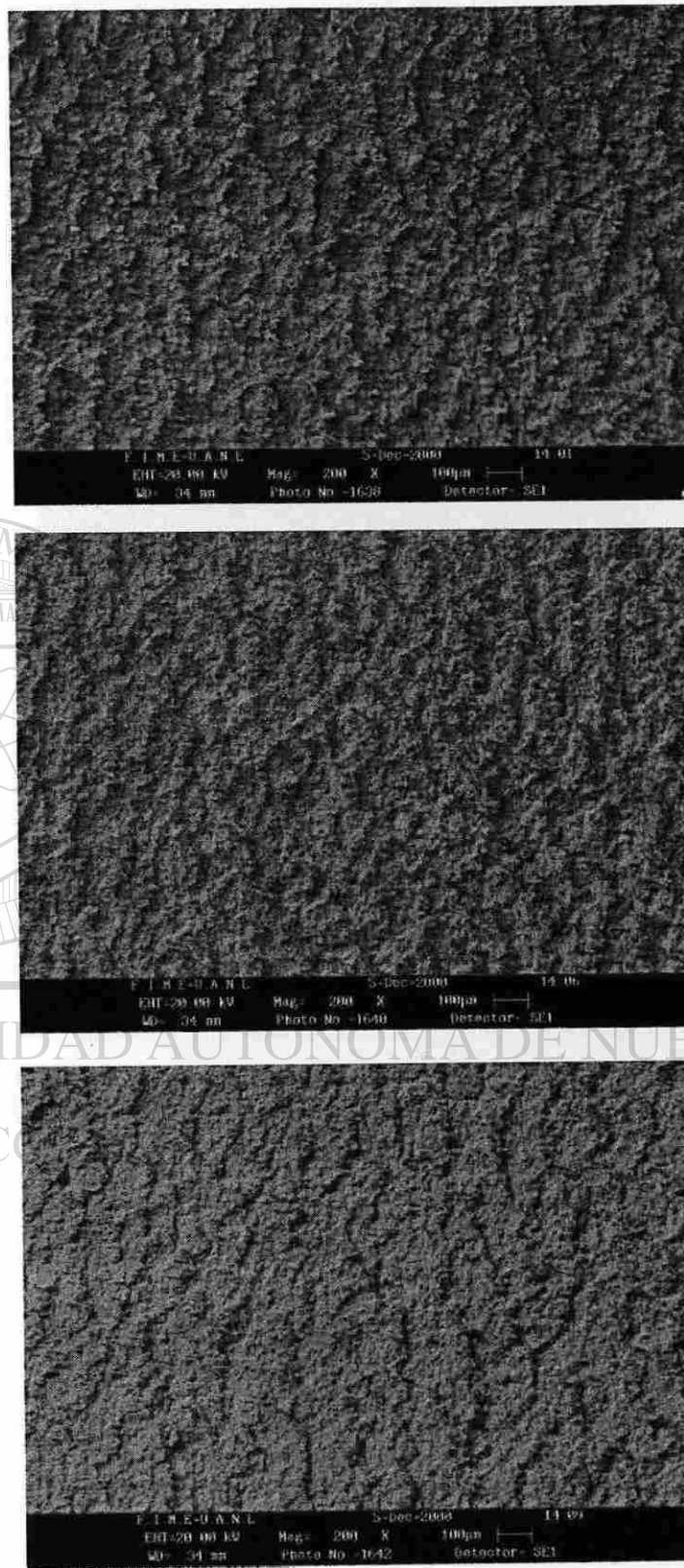


Figura 6.20 Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 200X.

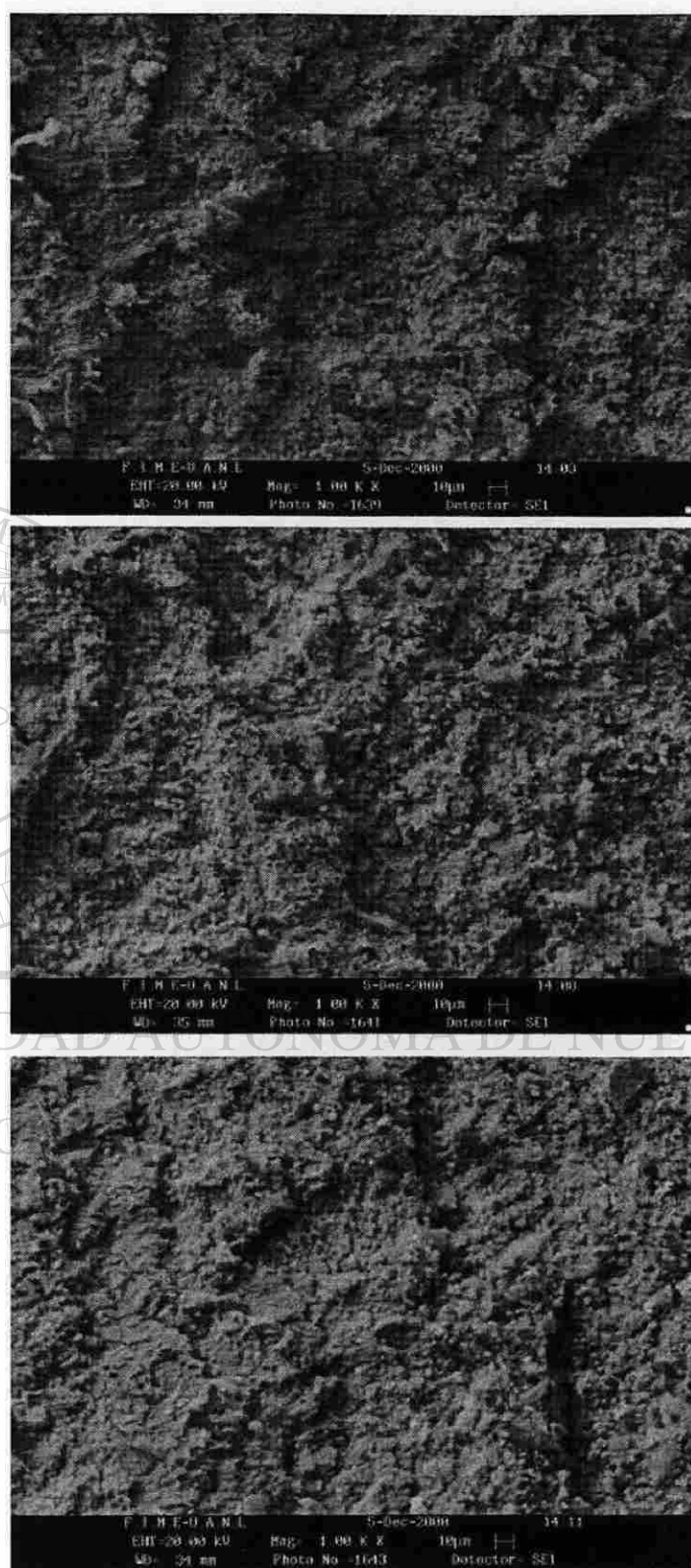


Figura 6.21 Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 1000X.

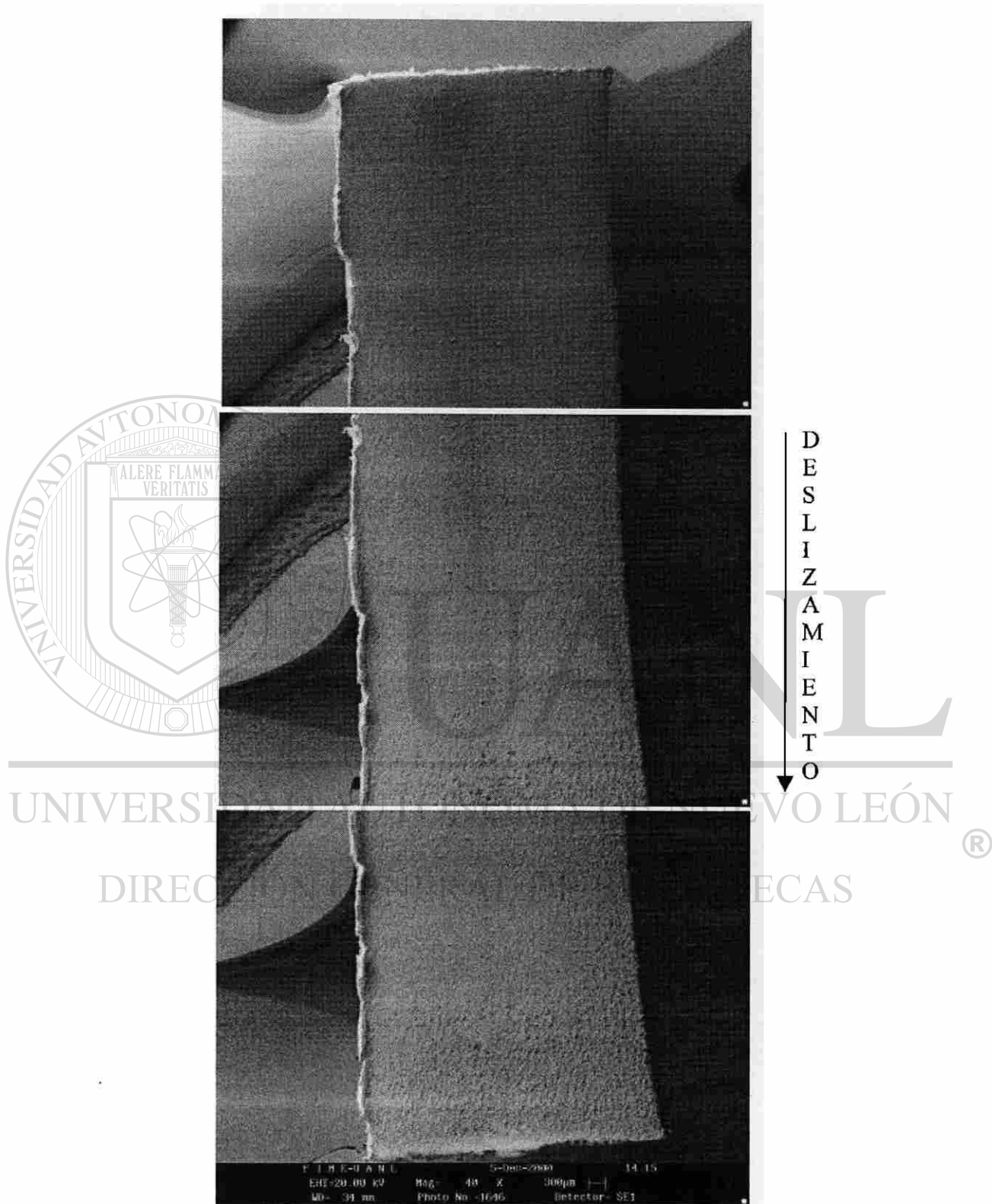


Figura 6.22 Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 40X.

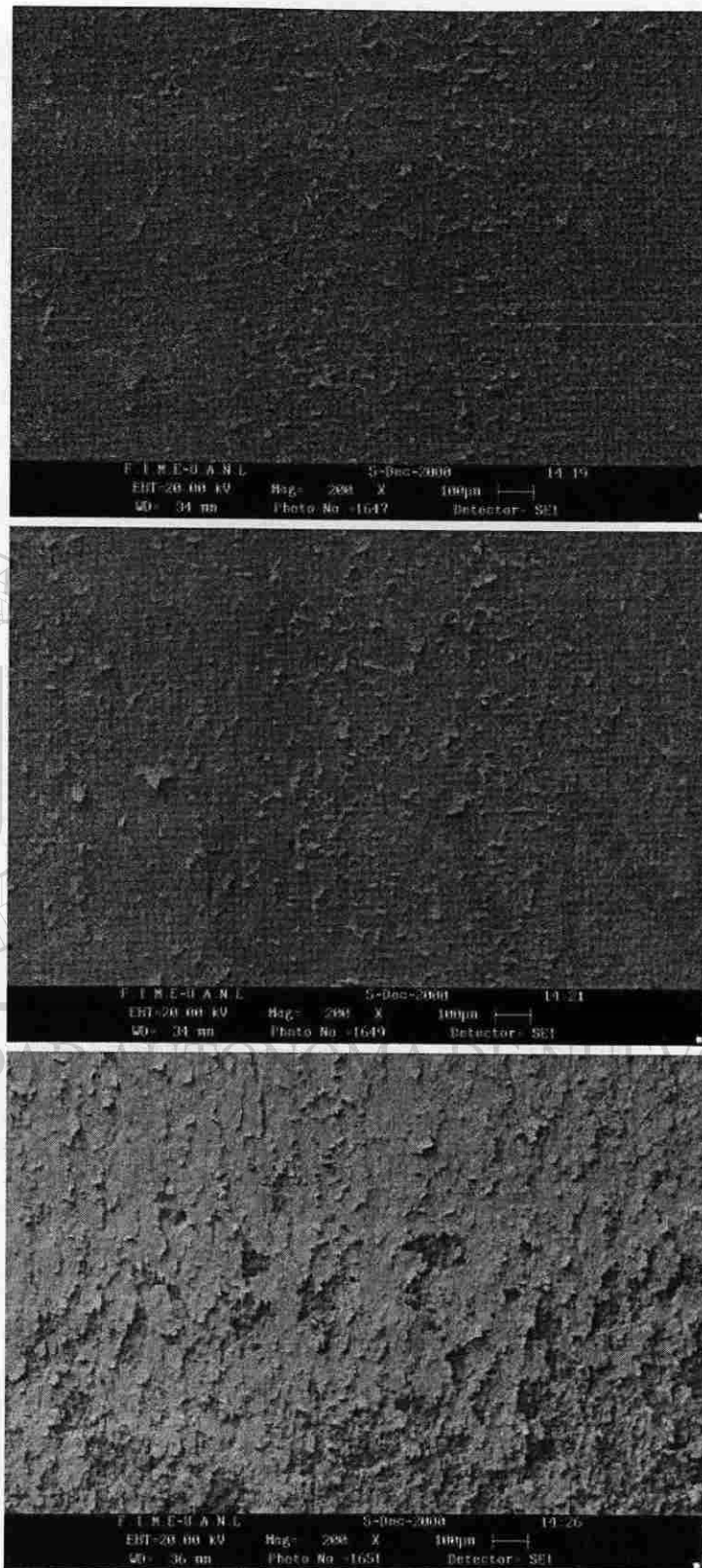


Figura 6.23 Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 200X.

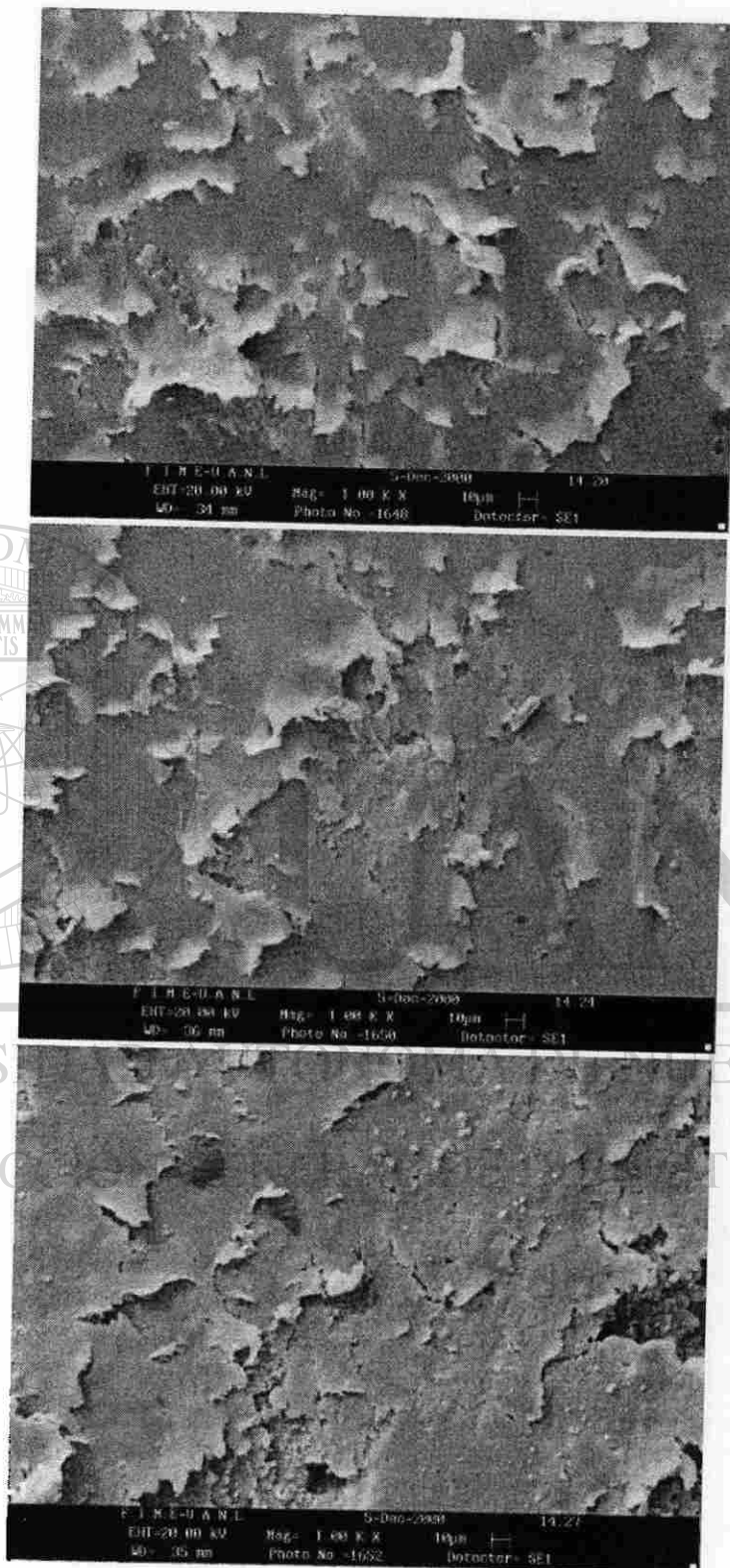


Figura 6.24 Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 1000X.

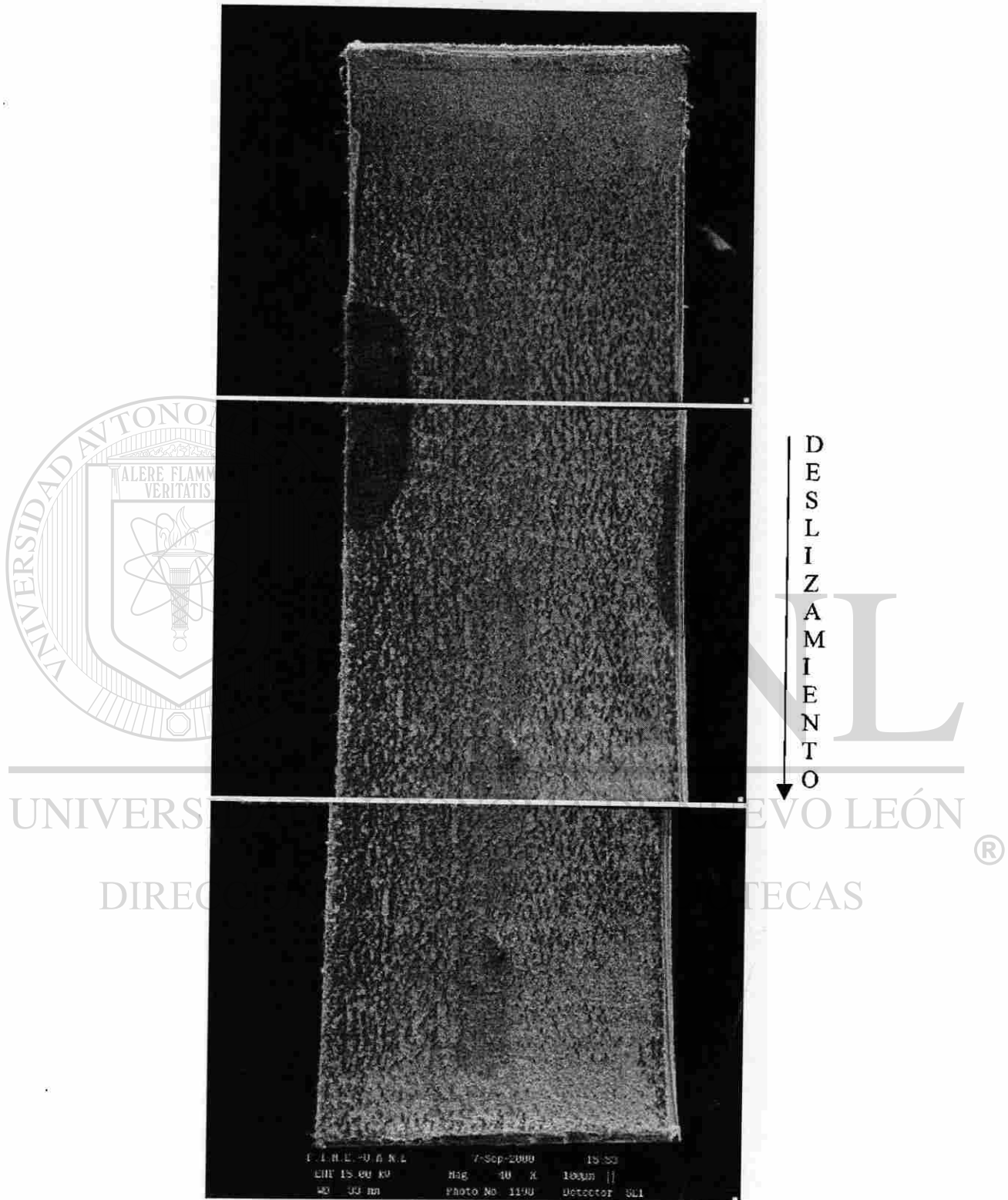


Figura 6.25 Bloque de polietileno en contacto con el anillo AC3 a 40X.

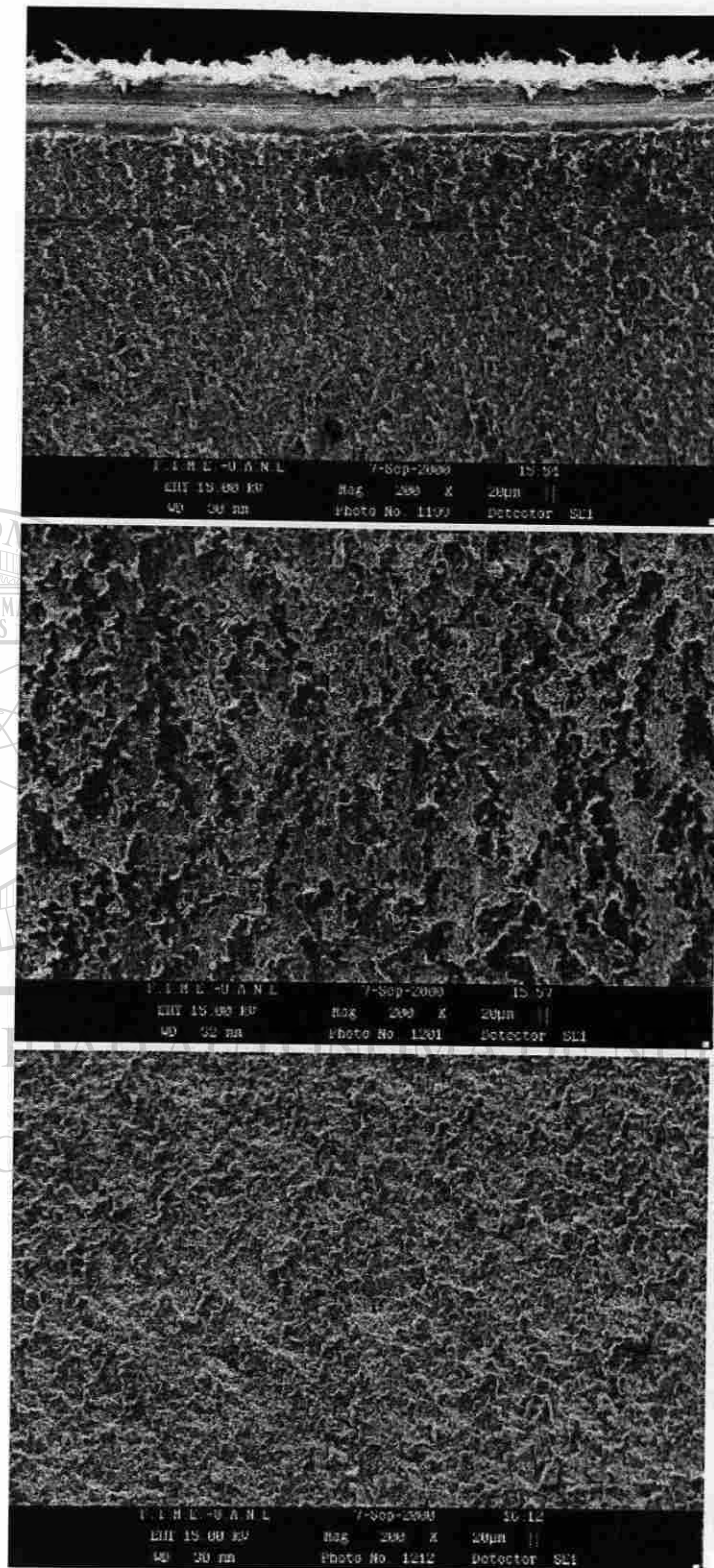


Figura 6.26 Bloque de polietileno en contacto con el anillo AC3 a 200X.

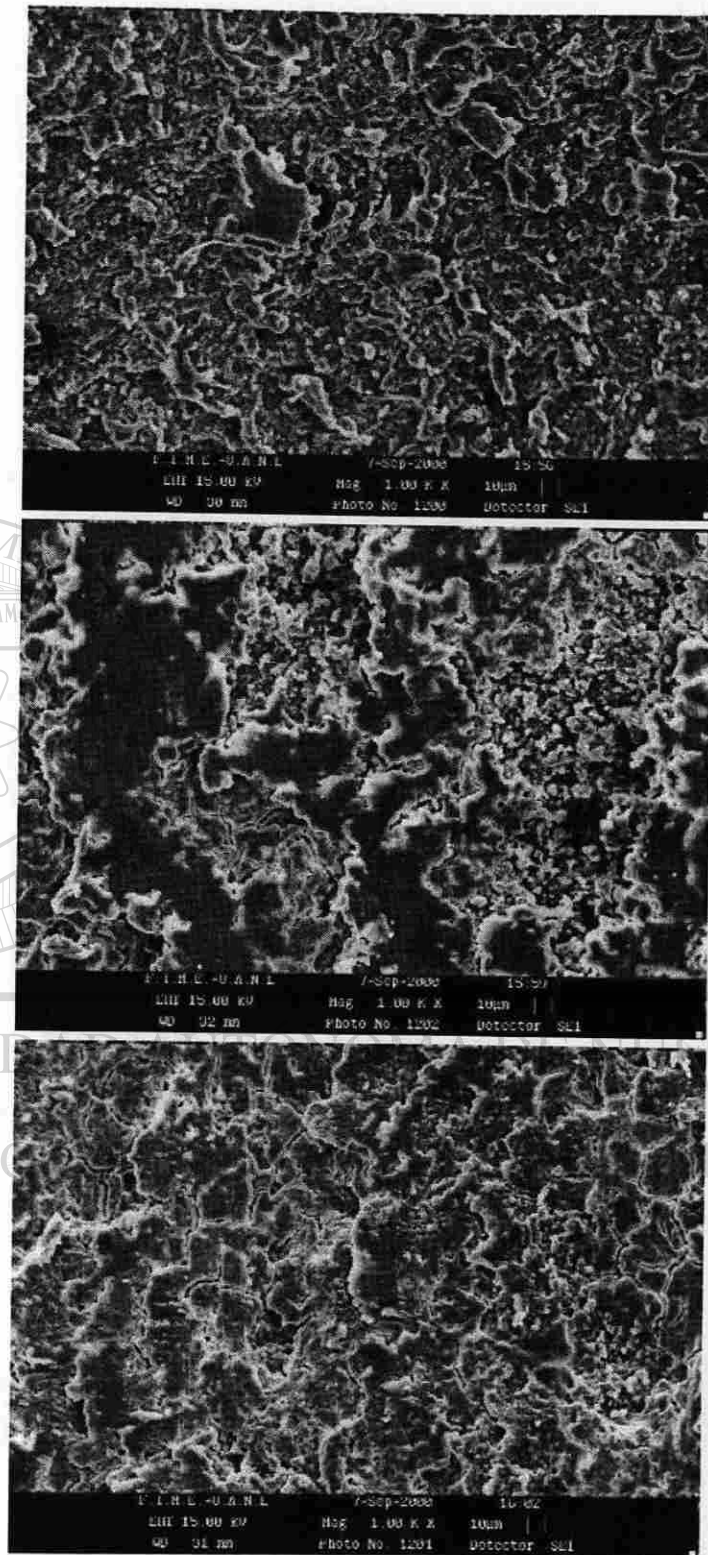


Figura 6.27 Bloque de polietileno en contacto con el anillo AC3 a 1000X.

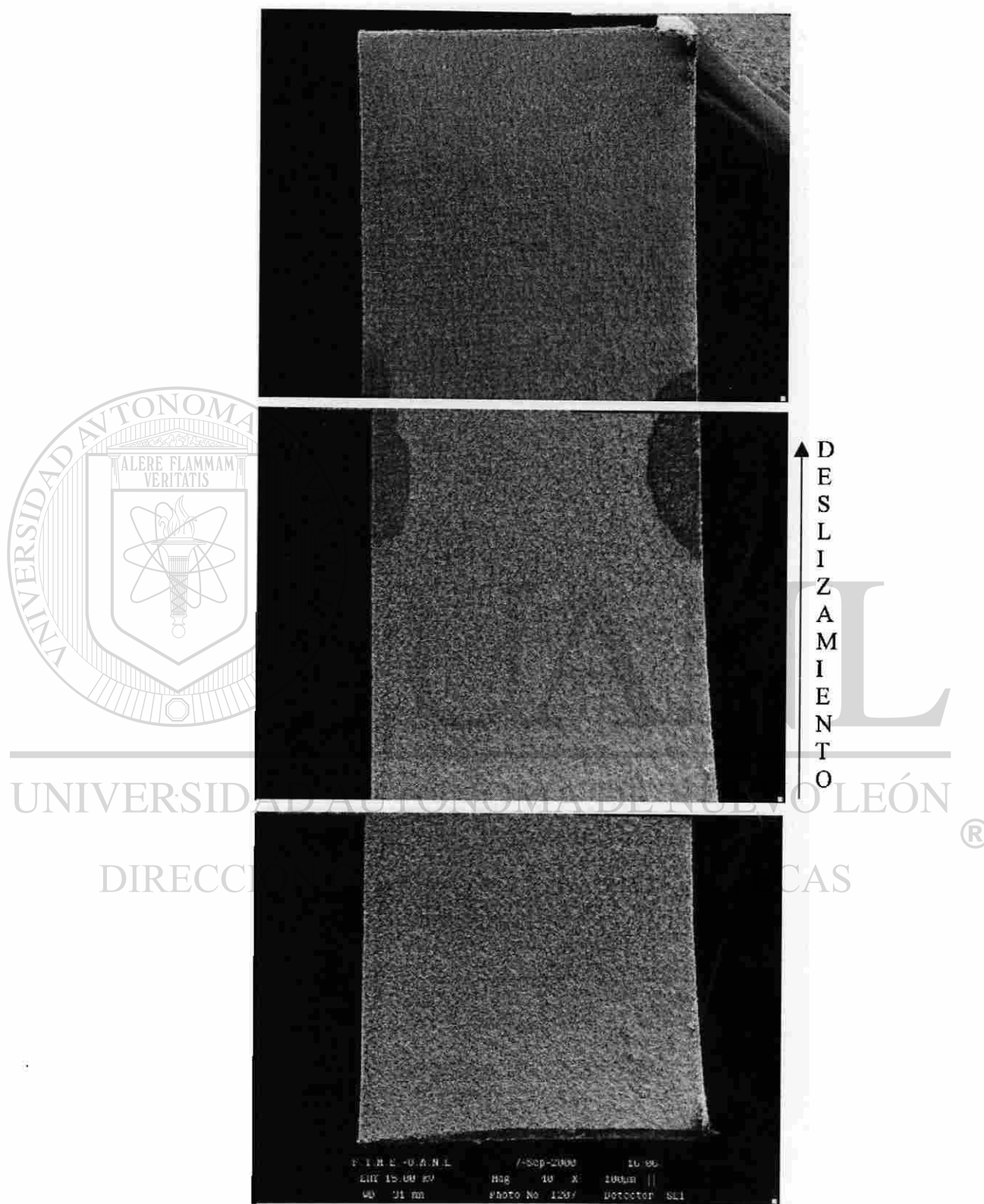


Figura 6.28 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 1.5 a 40X.

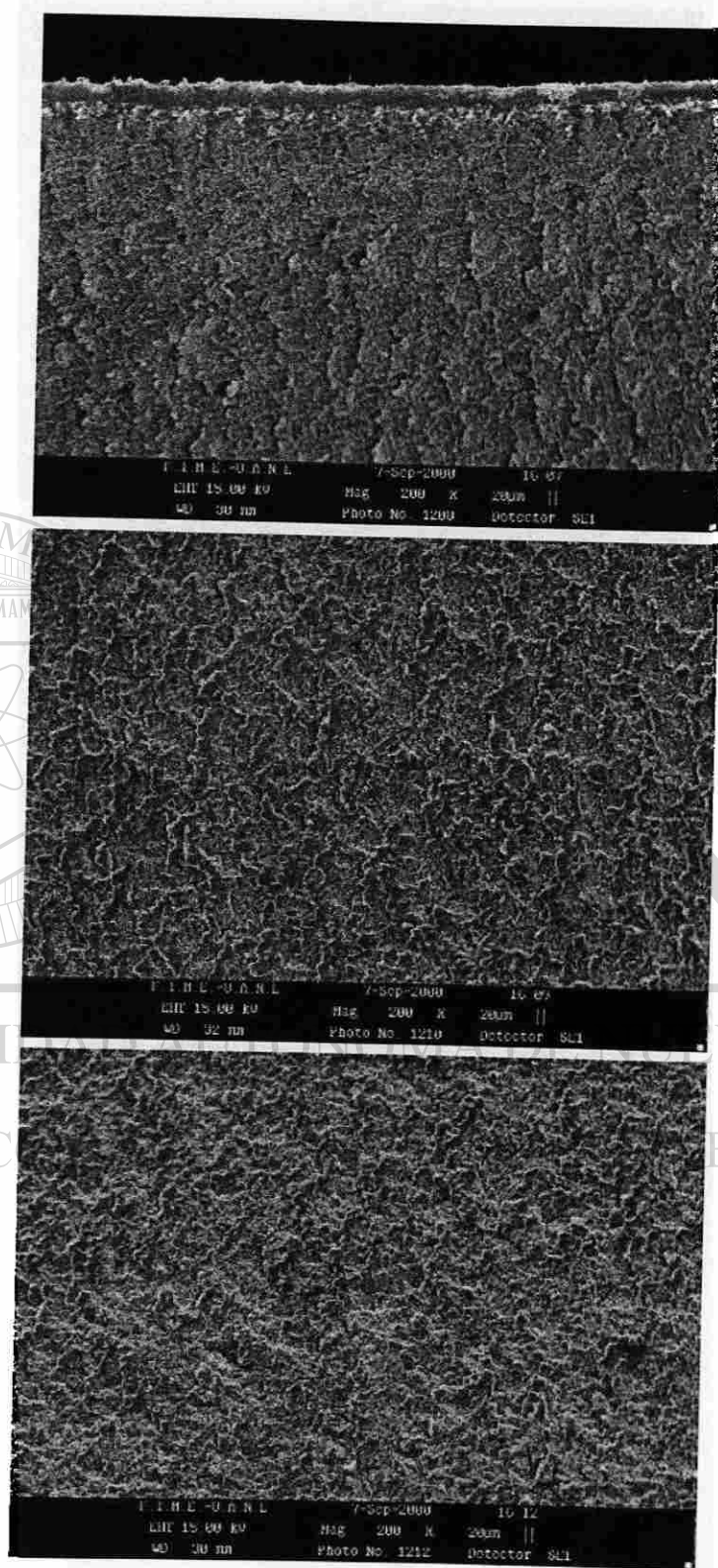


Figura 6.29 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 1.5 a 200X.

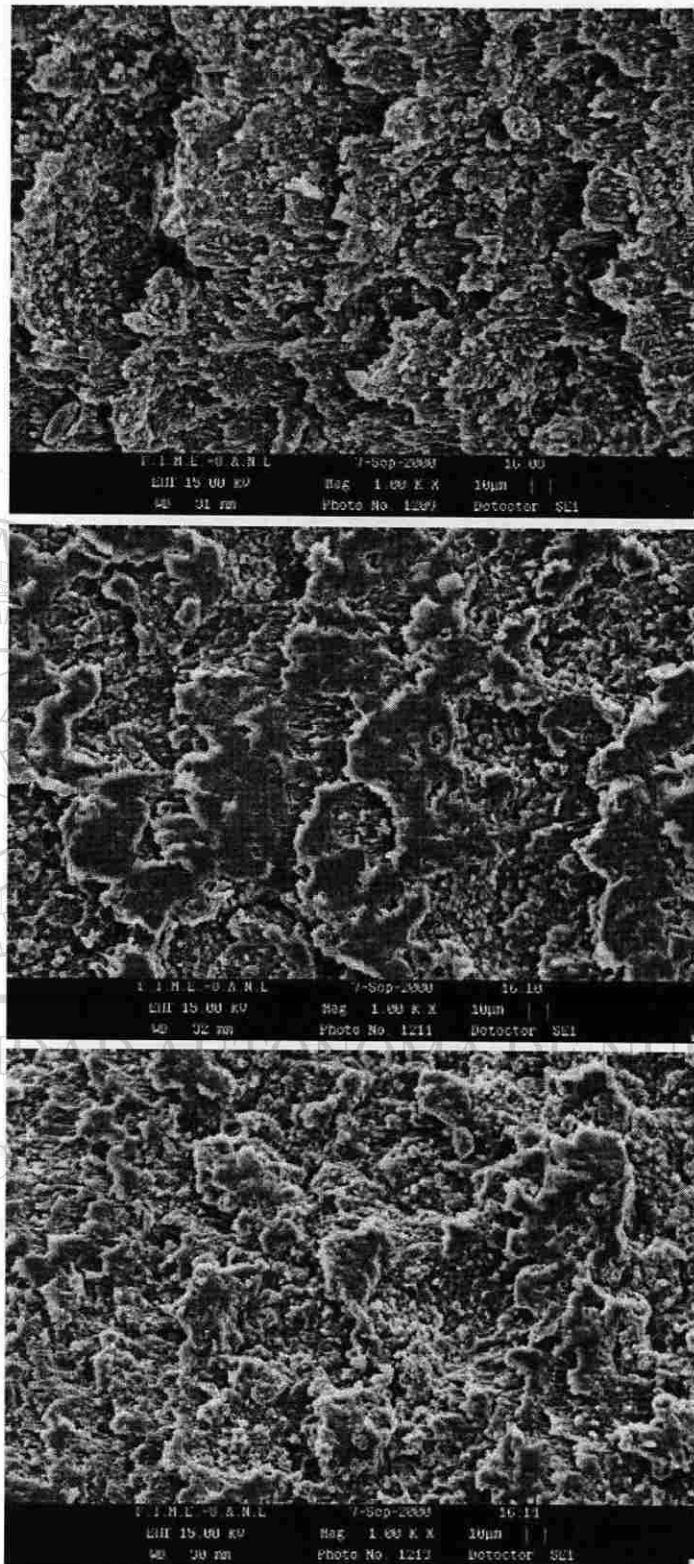


Figura 6.30 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 1.5 a 1000X.

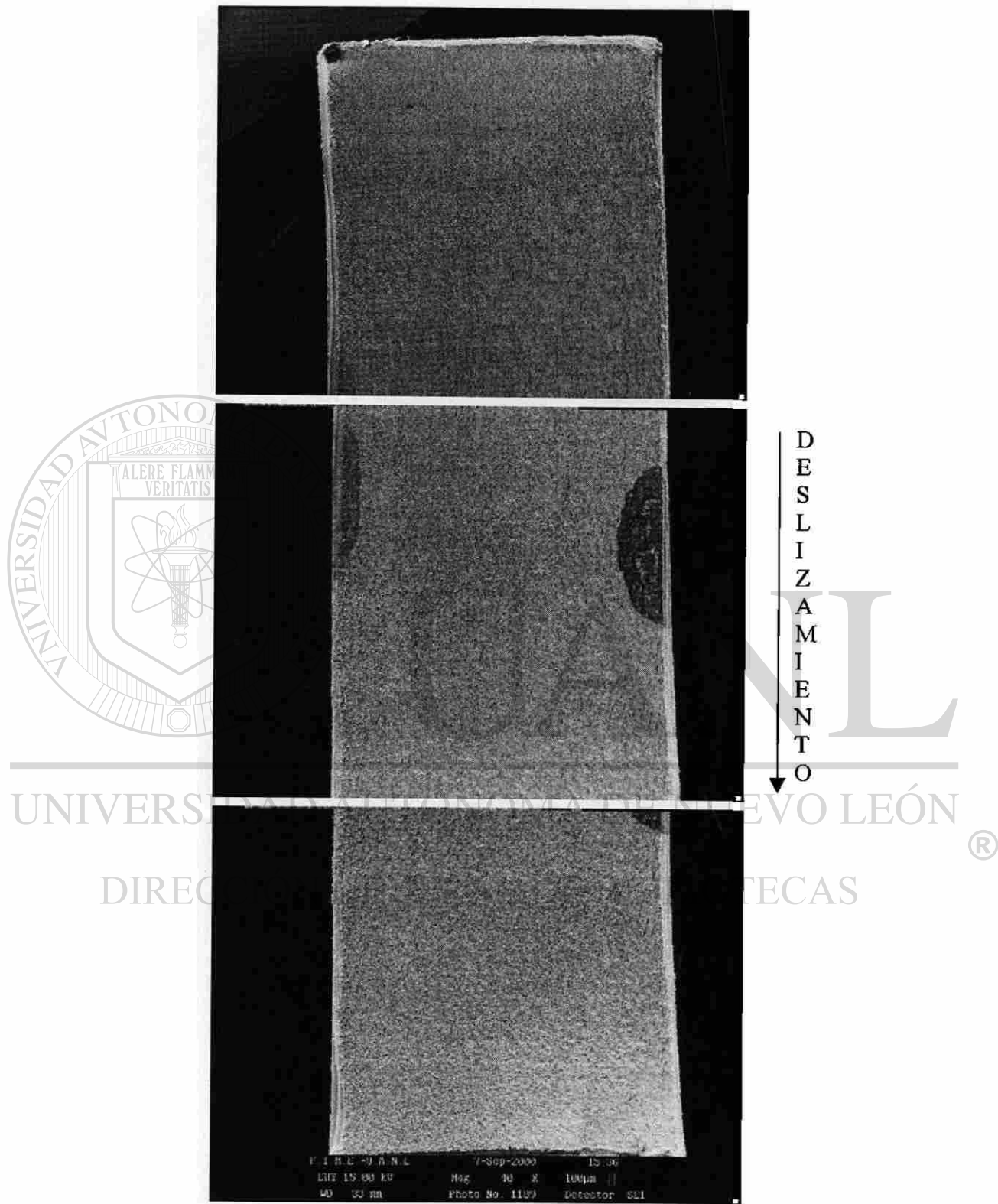


Figura 6.31 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 3.5 a 40X.

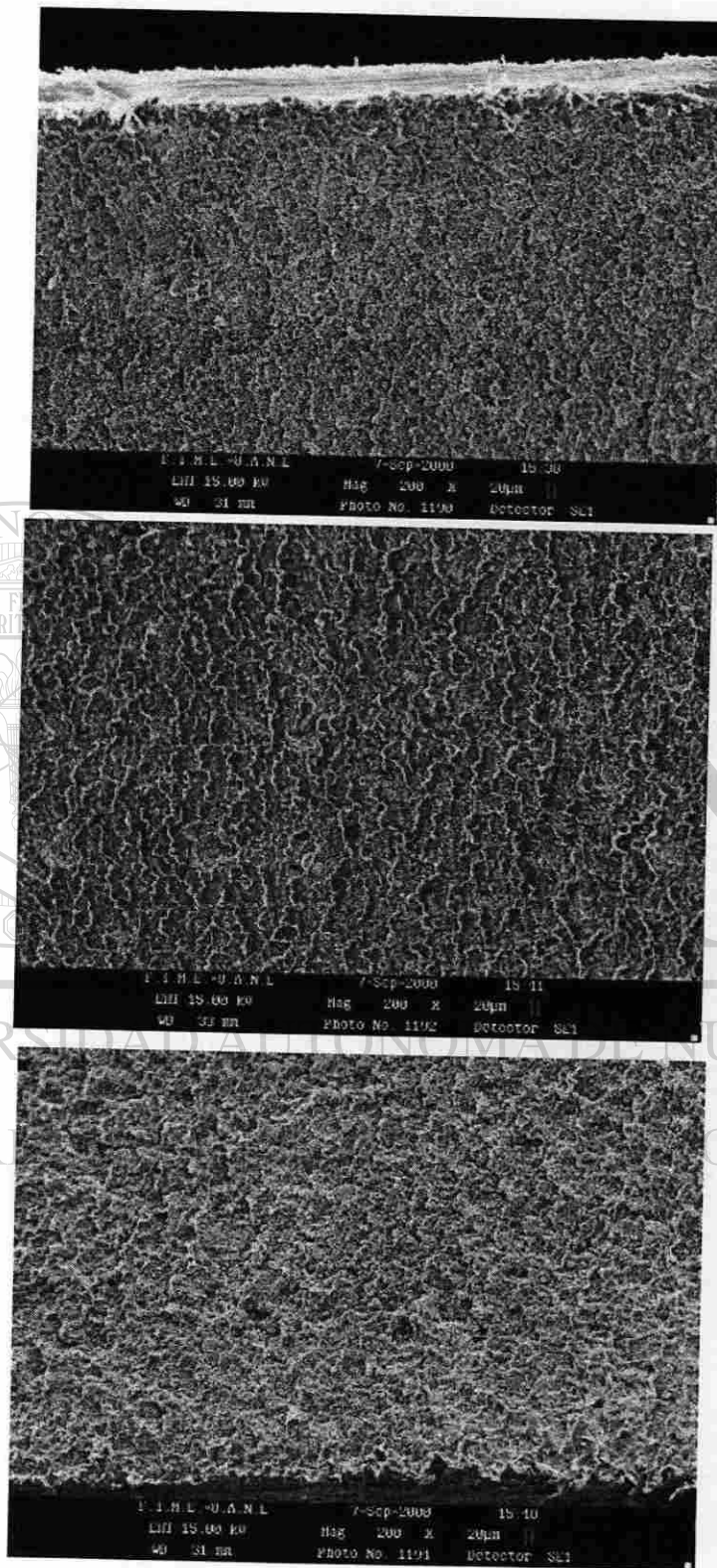


Figura 6.32 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 3.5 a 200X.

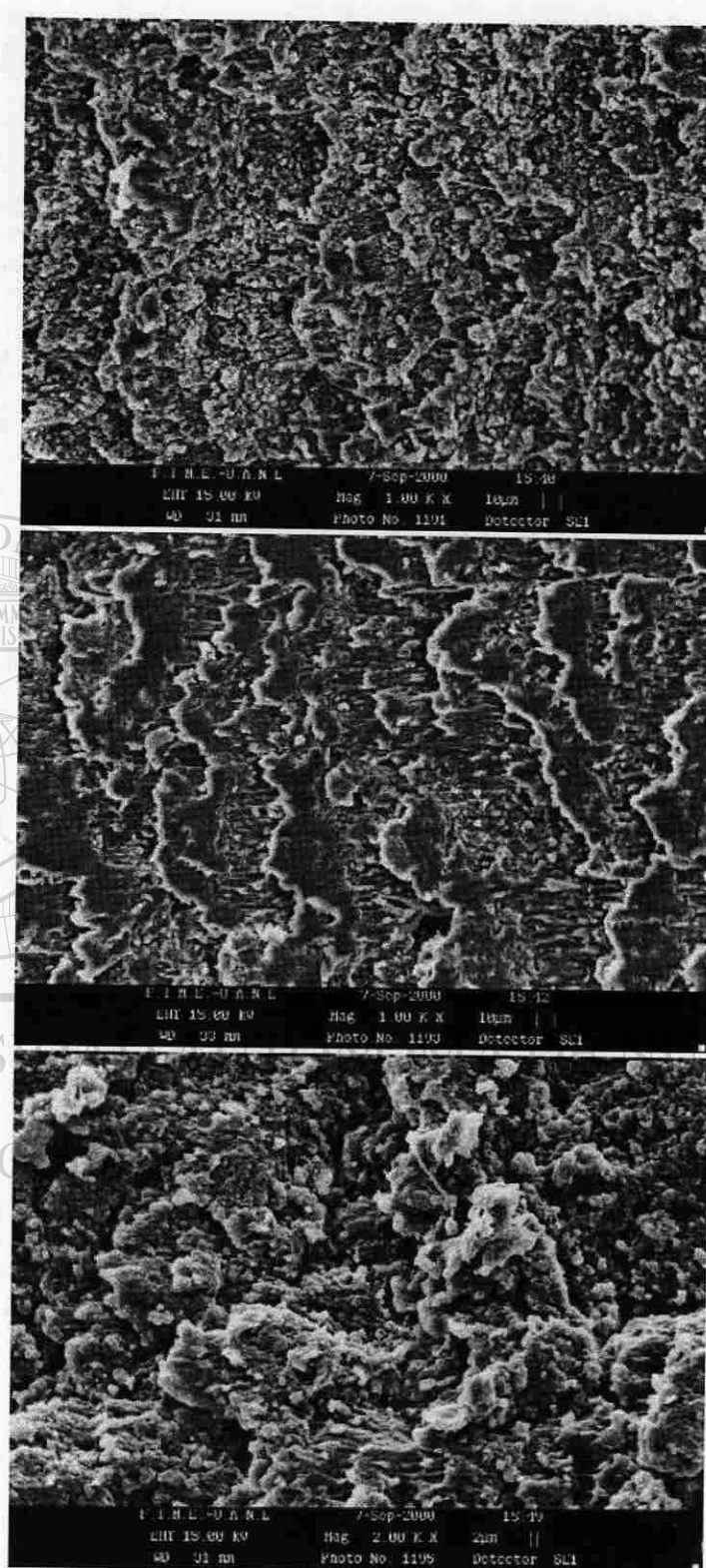


Figura 6.33 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 3.5 a

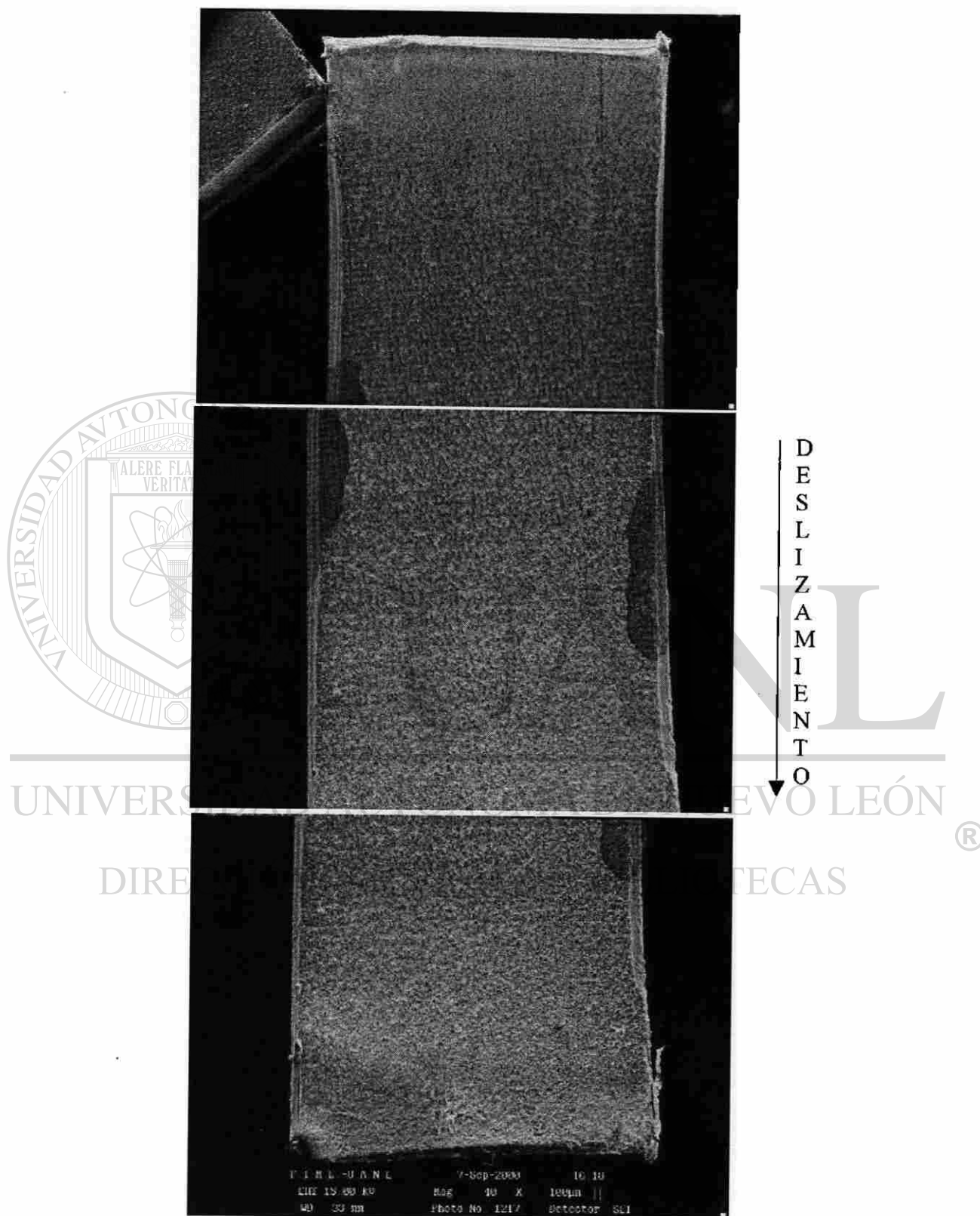


Figura 6.34 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 6.5 a 40X.

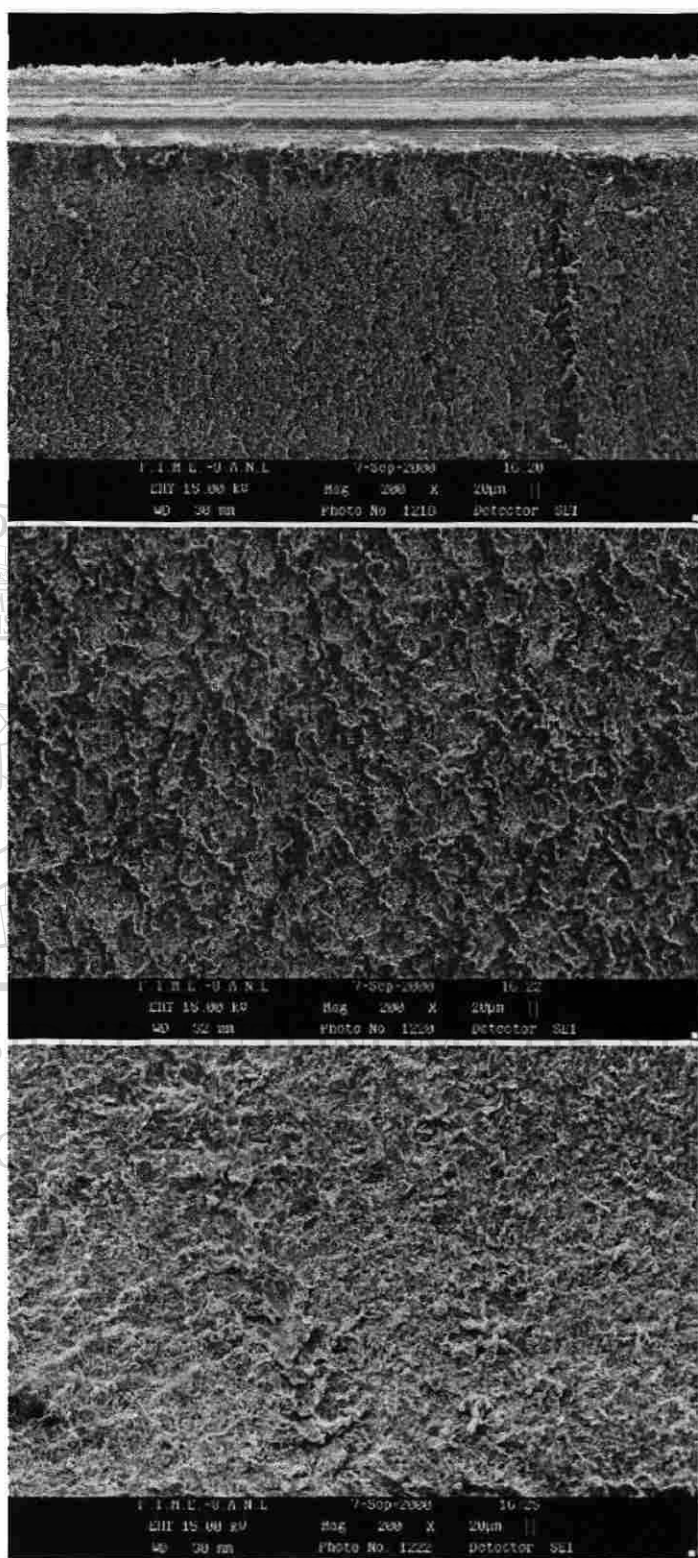


Figura 6.35 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 6.5 a 200X.

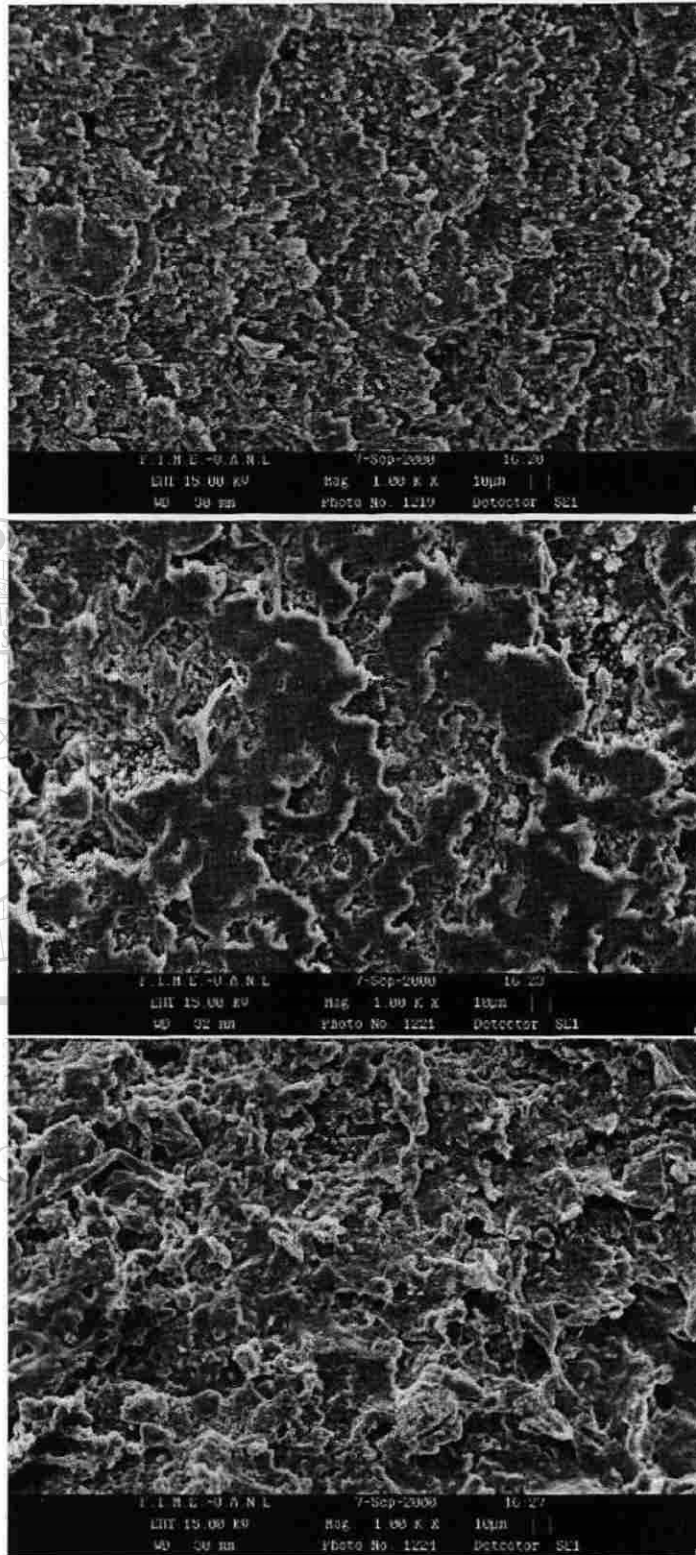


Figura 6.36 Bloque de polietileno en contacto con el anillo TS 6.5 a 1000X.

CAPITULO 7

DISCUSION

7.1 INTRODUCCION.

En este capítulo se presenta la discusión de los resultados obtenidos y descritos en el capítulo 6. Se separaron las condiciones de colada y de tratamiento para poder identificar y definir más claramente los mecanismos de desgaste presentes durante la ejecución de las pruebas.

7.2 CONDICION DE COLADA.

En la condición de colada se discutirán los resultados para los dos niveles de rugosidad establecidos por el acabado superficial generado mecánicamente. Se establece la importancia del acabado superficial en los mecanismos de desgaste y se determina el comportamiento de la velocidad de desgaste y fuerza de fricción durante la prueba.

7.2.1 CONDICION MICROESTRUCTURAL.

La microestructura obtenida mediante el proceso de fusión y vaciado de precisión es típica de la aleación ASTM F-75 con contenido de carbono elevado y velocidad de solidificación lenta al presentar carburos de bloque gruesos y carburos laminares precipitados en la frontera de grano [figuras 6.1 (b) y (c)]. La porosidad encontrada en la

figura 6.1 (a) es provocada por gases disueltos presentes en el metal fundido. Al momento de solidificar disminuye la solución de los gases, cohesionando hasta formar moléculas las cuales quedan atrapadas en el metal sólido. Esta condición presenta el menor conteo de fases precipitadas y porosidad pero debido al mayor tamaño de las fases precipitadas la fracción de área es la más elevada (tabla 6.1 y figuras 6.5 y 6.6).

7.2.2 CONDICION SUPERFICIAL.

Las mediciones de la rugosidad superficial para estas dos condiciones muestran una disminución de un 72% de la muestra pulida con respecto al anillo que únicamente se dejó con el acabado de rectificado (ver la tabla 6.2).

7.2.3 MECANISMOS DE DESGASTE.

Existen dos comportamientos principales por los que los polímeros en contacto con una superficie metálica se desgastan, uno de ellos es cohesivo en el que conforme al tipo de deformación presente en el polímero se observa el mecanismo de desgaste abrasivo (deformación plástica) o el mecanismo de desgaste por fatiga (deformación elástica). El otro comportamiento es conocido como interfacial en el cual el mecanismo de desgaste presente es por adhesión [2.18]. Un aspecto para la diferenciación de estos comportamientos es el acabado superficial del material en contacto con el UHMWPE. Las superficies con rugosidades altas promueven el comportamiento cohesivo mientras que superficies más lisas promueven el comportamiento interfacial. En este contexto se pueden apreciar diferentes mecanismos de desgaste para las condiciones de prueba.

Para el estado de colada se observa en la figura 6.8 como la pendiente de las curvas de desgaste cambia al traspasar los primeros 250 metros de prueba indicando la presencia de dos condiciones o mecanismos de desgaste. En el periodo inicial de prueba, debido a las condiciones superficiales del anillo metálico en el que se obtuvieron rugosidades más altas

para las dos condiciones AC2 y AC3 se tiene el mecanismo de desgaste por abrasión o fatiga con los niveles más bajos de volumen desgastado (figura 6.9) y de fuerza de fricción (figura 6.13), la velocidad de desgaste (figura 6.11) para la condición AC2 (presenta la rugosidad mas elevada debida al proceso de torneado) es estable durante los primeros ocho minutos de prueba por lo cual el desgaste presente es provocado por abrasión y exhibe la fuerza de fricción más baja. La disminución en la velocidad de desgaste es un indicativo que la abrasión es menor y que puede empezar a presentarse un mecanismo de adhesión la fuerza de fricción aumenta. Para la condición AC3 se advierte una velocidad de desgaste (figura 6.11) constante lo cual señala que el desgaste abrasivo se presentó durante todo este intervalo. La fuerza de fricción es mayor durante los primeros ocho minutos de prueba pero disminuye al transcurrir los doce minutos, para ambas condiciones es durante este periodo inicial de prueba en el que se forma una capa de transferencia de UHMWPE.

Al sobrepasar los 250 metros del periodo inicial de prueba se presenta un cambio en el mecanismo de desgaste (figura 6.10), la rugosidad superficial disminuye por efecto de la formación de la capa de UHMWPE y el contacto superficial es entre el mismo material (polímero) esto provoca que el mecanismo de desgaste presente sea el adhesivo, para este mecanismo la velocidad de desgaste esta más en función del régimen con que las capas de transferencia sean removidas de la superficie metálica que de la velocidad con que el UHMWPE es separado del bloque, la fuerza de fricción es más baja para la condición AC3, sin embargo el volumen desgastado presenta la misma razón de pérdida para las dos condiciones lo que indica que el desprendimiento de la capa de transferencia se presenta en los mismos intervalos además se establece que el volumen desgastado disminuye con respecto al periodo inicial de prueba.

7.3 CONDICION TRATADA.

Para las muestras tratadas térmicamente se discutirán los resultados para los niveles de rugosidad establecidos por el nivel de solución alcanzado. Se establece la importancia de la condición superficial en los mecanismos de desgaste, la relación entre la microestructura

y la velocidad de desgaste y se determina el comportamiento de la velocidad de desgaste y fuerza de fricción durante la prueba.

7.3.1 CONDICION MICROESTRUCTURAL.

La microestructura obtenida después de los diferentes tratamientos térmicos muestra la solución gradual de los carburos precipitados incrementándose desde el tratamiento durante 90 minutos hasta el tratamiento por 390 minutos. La morfología de los carburos continua siendo la misma, disminuyendo el tamaño de estos [figuras. 6.2 (b) y (c), 6.3 (b) y (c) y 6.2 (b) y (c)]. De los apartados (a) de estas figuras se establece que la porosidad encontrada es en parte generada durante el proceso de solidificación (poros redondos) y la nueva porosidad con morfología diferente es provocada por el desprendimiento de partículas duras durante la realización del procedimiento de pulido.

De el análisis cuantitativo metalográfico se determina que al aumentar la porosidad por el tratamiento térmico el conteo de entidades contenidas en la matriz aumenta con el tratamiento por 90 minutos, disminuyendo después para las siguientes dos condiciones (tabla 6.1 y figura 6.6). De la fracción de área se define que disminuye gradualmente desde el primer tratamiento como consecuencia de la solución de los carburos (tabla 6.1 y figura 6.5)

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

7.3.2 CONDICION SUPERFICIAL.

La reducción de la rugosidad superficial para los tres anillos tratados por solución fue menos drástica que para la condición de colada; esta disminución fue de un 30% para el tratamiento de solución durante 90 minutos, de un 41% para el anillo con solución durante 210 minutos y de un 45% para la condición restante, todas con respecto a la condición de colada pulida.

7.3.3 MECANISMOS DE DESGASTE.

Para las condiciones tratadas por solución se observa el mismo cambio de pendiente que para la condición de colada por lo que los periodos inicial y estable de desgaste están presentes, sin embargo los mecanismos para estas condiciones son diferentes debido primordialmente a la condición superficial de las muestras metálicas.

En la figura 6.9 se muestra el periodo inicial de desgaste en el cual el mecanismo de desgaste es por adhesión. El volumen desgastado para las tres condiciones al inicio es el más elevado. Las fuerzas de fricción son más elevadas que para la condición de colada (figura 6.13), siendo la más alta la condición TS 6.5 con menor fracción de área de partículas diferentes a la matriz. La velocidad de desgaste (figura 6.11) en estas tres condiciones es más alta debido a que la formación de la capa de transferencia ya se inició y la fuerza de fricción es menor para la condición con carburos más grandes. Durante este periodo la velocidad de desgaste esta en función de la velocidad con que es formada la capa de transferencia de UHMWPE siendo las muestras con menores tiempos de disolución (rugosidades más elevadas) los que lo consiguen primero.

Al iniciar el periodo estable de desgaste (figura 6.10) la velocidad de desgaste depende del desprendimiento de la capa de transferencia de UHMWPE por lo que la condición más estable es la de TS 1.5 inclusive más estable que AC3. Las condiciones TS 3.5 y TS 6.5 por tener rugosidades menores generan capas de transferencia menos estables y el comportamiento indica que el desprendimiento de la capa aumenta con el tiempo de prueba. La velocidad de desgaste para estas condiciones disminuye sustancialmente (figura 6.11).

El comportamiento general de las diferentes condiciones de prueba indica como el efecto del tratamiento térmico en el comportamiento de desgaste del UHMWPE presenta una zona optima como efecto de la rugosidad superficial de la pieza metálica (figura 6.12), por una parte, la rugosidad impuesta en la condición de colada por medios mecánicos

(pulido y torneado) muestra como la alta rugosidad presenta un volumen de desgaste mayor principalmente por el mecanismo abrasivo presente en el periodo inicial de prueba ya que el periodo estable genera volúmenes de desgaste iguales. El tratamiento de solución provoca que los mejores resultados se encuentren a bajos tiempos de solución en donde los dos periodos (inicial y estable) tienen una alta influencia en el volumen desgastado total.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



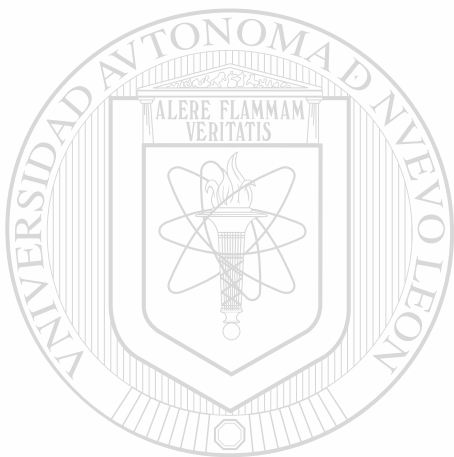
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 8

CONCLUSIONES

1. El tratamiento térmico de solución en la aleación ASTM F-75 disminuye la rugosidad superficial de las muestras pulidas por efecto de la disminución del tamaño de los carburos presentes en la microestructura.
2. La porosidad encontrada antes del tratamiento de solución es únicamente atribuible a los gases disueltos en la aleación durante la fusión. Después del tratamiento térmico, además de la porosidad inicial, se presenta una porosidad con morfología diferente, atribuida al tratamiento térmico y al procedimiento de pulido.
3. El conteo de áreas de discontinuidad de la matriz (carburos y porosidad) aumenta con el tratamiento de solución durante 90 minutos por el incremento en porosidad y la disolución de los carburos presentes; al aumentar el tiempo de solución el conteo disminuye a causa de la disolución de los carburos.
4. Existen dos comportamientos principales de desgaste presentes en el sistema de deslizamiento UHMWPE-ASTM F-75, el cohesivo (por abrasión) y el interfacial (por adhesión).
5. Los mecanismos de desgaste presentes en el UHMWPE en contacto con superficies de la aleación ASTM F-75 con rugosidades elevadas inicia con abrasión para el periodo inicial de prueba seguido de adhesión para el periodo estable.

6. El mecanismo de desgaste presente en el UHMWPE en contacto con superficies de la aleación ASTM F-75 con bajas rugosidades es el de adhesión, donde la velocidad de desgaste es controlada por la formación de la capa de transferencia para el periodo inicial de prueba y por la velocidad de desprendimiento de la capa de transferencia para el periodo estable.
7. Las mejores condiciones microestructurales para las pruebas de desgaste se encontraron en la condición de colada con pulido estándar y la tratada por solución durante 90 minutos con el mismo tipo de pulido.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 9

RECOMENDACIONES

1. Realizar pruebas de desgaste a velocidades de deslizamiento más bajas que cumpla con la velocidad a que se desliza el sistema de cadera bajo condiciones normales.
2. Utilizar un lubricante que contenga las proteínas presentes en el fluido sinovial y que presente las habilidades lubricativas, pH y viscosidad de este.
3. Realizar pruebas de desgaste a distancias mas cortas para ver el acabado superficial de las muestras de UHMWPE y ASTM F-75 en el periodo inicial de prueba.
4. Realizar pruebas de desgaste con movimiento recíprocante que simulen más los movimientos de cadera para determinar los mecanismos de desgaste presentes.
5. Realizar pruebas de desgaste en un simulador total de cadera.

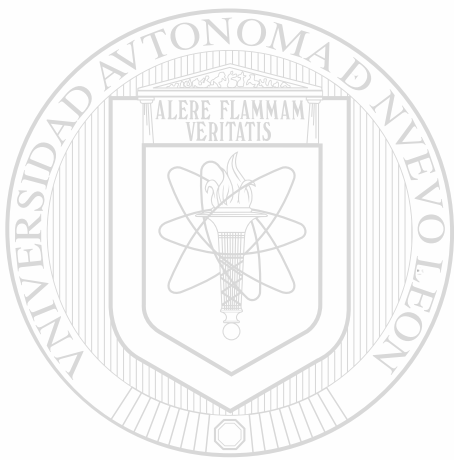
REFERENCIAS.

- [1] R.M. Streicher, "Tribology in Medicine: Testing and Optimization of Material Combinations for Endoprostheses", *Med. Orth. Technology*, Vol. 108 (No. 1), 1988, p 1-12
- [2] M. Horlington, "Biomaterials: Present and Future", *Materials World*, Vol. 3 (No. 7), 1995, p 332-333
- [3] J. Charnley, *J. Bone Joint Surg.*, Vol. 42 B, 1960, p. 28.
- [4] ASTM. ASTM Vol. 13.01 Medical Devices, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials
- [5] A.C. Fraker, "Corrosion of Metallic Implants and Prosthetic Devices", *ASM Handbook*, Vol. 13, 1990, p 1324-1335
- [6] C. Ortiz, R. Villa, G. González, L. Trillo, L. E. Murr, S. W. Stafford, "Mechanical and corrosion biocompatibility of Ti/Ta alloys", *Biomaterials symposium, International Materials Research Congress 2000*.
- [7] R.D. Lockhart, G.F. Hamilton, F.W. Fyfe, *Anatomía Humana*, Ed. McGraw-Hill Interamericana, 1965, p 18-20, 113-114
- [8] Howmedica inc., hoja de internet, <http://www.howmedica.com>, 1998
- [9] W. Bonfield, E. Tanner, "Biomaterials, a New Generation", *Materials World*, Vol. 5 (No. 1), 1997, p 18-20
- [10] J.F. Shackelford, *Introduction to Materials Science for Engineers*, Ed. Prentice-Hall, 1996, p 605,606
- [11] A.I. Asphahani, "Corrosion of Cobalt-Base Alloys", *ASM Handbook*, Vol. 13, 1990, p658-667
- [12] ASTM, ASTM Vol 13.01, "ASTM F75, Standard Specification for Cast Cobalt-Chromium-Molybdenum Alloy for Surgical Implant Applications", 1998
- [13] M.J. Soria Aguilar, "Efecto del contenido de carbono y la deformación plástica sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación Co-27Cr-5Mo", Tesis de Maestría, CINVESTAV Saltillo, 1994.

- [14] J.W. Weeton and R.A. Signorelli, *Trans. Amer. Soc. Met.* Vol. 47, 1955, p. 815.
- [15] H.S. Dobbs, J.L. Robertson, "Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopaedic implant use", *Journal of Materials Science*, Vol. 18, 1983, p 391-401
- [16] ASTM, ASTM Vol 13.01, "Standard Test Method for Dilute Solution Viscosity of Ethylene Polymers", D1601, *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials.
- [17] ASTM, ASTM Vol 13.01, "Standard Specification for Ultra-High-Molecular-Weight Polyethylene Molding and Extrusion Materials", D4020, *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials.
- [18] H. L. Stein, "Ultra High Molecular Weight Polyethylenes", *Engineered Materials Handbook*, Vol. 2, 1987, p 167-171
- [19] I.M. Hutchings, *Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials*, U.K., 1992
- [20] "Sterilization methods of UHMWPE", Hoja de internet, <http://www.seas.ipenn.edu/kiok/be/UHMWPE/sterilization/>, 1998.
- [21] Ortrun E.M. Pohler, "Failures of Metallic Orthopedic Implants", *ASM Handbook*, Vol. 11, p 670-694
- [22] D. Dowson, "Engineering at the interface", *Engineering news*, July 1992, p 9
- [23] B. Bhushan, B.K. Gupta, *Handbook of tribology. Materials, coatings and surface treatment*, Ed. Krieger, 1991, p 2.1-2.41
- [24] U. Marx, H. G. Feller, "Correlation of tribological and mechanical parameters taking gold alloys, gold-tantalum alloys, and nickel as examples: I. Determination of tribological and other mechanical parameters", *Metallurgy*, Vol. 32, p 1214-1218, 1978
- [25] E. Rabinowicz, *Friction and wear of materials*, Wiley, New York, 1965
- [26] H. C. Sin, N. Saka, N. P. Suh, "Abrasive wear mechanisms and the grit size effect", *Wear*, Vol. 55, p 163-190
- [27] H. Drescher, "The mechanics of friction between solid bodies", *VDI-Z*, Vol. 101, p 697
- [28] G.W. Stachowiak, A.W. Batchelor, *Engineering Tribology, Tribology Series Vol 24*, Ed. Elsevier, Amsterdam, 1993

- [29] C.M. McCutchen, "The frictional properties of animal joints", *Wear*, Vol. 5, 1962, p. 1-17.
- [30] F.C. Linn, "Lubrication of animal joints. II The mechanism", *Journal of biomechanics*, Vol. 1, 1968, p. 193-205.
- [31] E.L. Radin, I.G. Paul, D.A. Swann, E.S. Schottstaedt, "Lubrication of synovial membrane", *Annals of rheumatic diseases*, Vol. 30, 1971, p. 322-325.
- [32] G.D. Jay, "Characterization of a bovine synovial fluid lubricating factor. I. Chemical, surface and lubrication properties", *Connective tissue research*, Vol. 28, p. 71-88.
- [33] G.D. Jay, K. Haberstroh, C. Cha, "Comparison of the boundary-lubricating ability of bovine synovial fluid, lubricin and Healon", *Journal of biomedical materials research*, Vol. 40, p. 414-418.
- [34] O.E.C.D. Research group on wear of engineering materials, "Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication tribology", Paris, 1969
- [35] J.F. Archard. *Wear Theory and Mechanism*. In: *Wear Control Handbook*, Ed. M.B. Peterson and W.O. Winer. Publ. ASME New York, 1980
- [36] *ASM Handbook*, Vol 18, ASM International Materials Park Ohio, 1990
- [37] W.S. Simon, "Wear properties of articular cartilage in vitro", *Journal of biomechanics*, Vol. 4, 1971, p. 379-389
-
- [38] Wang A., Essner A., Polineni V.K., Sun D.C., Stark C., Dumbleton J.H., "Lubrication and wear of ultra-high molecular weight polyethylene in total joint replacements", *Journal of Arthroplasty*, p 443-457, 1998.
- [39] S. B. Ratner, I. L. Farberova, O. V. Radyukevich, E. G. Lur'e, "Connection between wear resistance of plastics and other mechanical properties", *Abrasion of rubber*, D.I. James (ed.), (MacLaren & Sons, London), p 145, 1967.
- [40] J. K. Lancaster, "Abrasive wear of polymers", *Wear*, Vol. 14, p. 223, 1969
- [41] A. Wang, D. C. Sun, J. H. Dumbleton, "Wear mechanisms of UHMWPE in total joint replacements"; *Wear*, p 241 -249, 1995.
- [42] B. M. Wroblewski, P. D. Siney, D. Dowson, S. N. Collins, "A prospective clinical and joint simulator study of the performance of 22 mm alumina ceramic heads and crosslinked polyethylene acetabular cups in total hip arthroplasty", *JBJS*, Vol. 2, P 280 - 285, 1996.

- [43] C.M. Pooley y D. Tabor, "Friction and molecular structure: the behaviour of some thermoplastics", Proc. Royal Soc. London, 1972, 392A, p. 251-258.
- [44] A. Salas, "Desgaste de engranes", Tesis de Licenciatura, F.I.M.E., U.A.N.L., 1999.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
2.1	Composición de metales y aleaciones usadas como implantes quirúrgicos.	13
2.2	Propiedades mecánicas de metales y aleaciones usadas como implantes quirúrgicos.	14
2.3	Propiedades del UHMWPE.	24
3.1	Propiedades de la película de lubricante en aplicaciones de elementos de máquina.	43
5.1	Composición química de las barras obtenidas de fusión..	84
6.1	Fracción y conteo de partículas.	100
6.2	Mediciones de rugosidad superficial en los anillos y bloque de prueba.	102
6.3	Mediciones de ángulo de contacto en los anillos y bloques de prueba.	103
6.4	Valores de desgaste en las diferentes condiciones de prueba para los previo y posterior al punto de inflexión.	108

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1	Articulación sinovial.	7
2.2	Diagrama de la articulación de cadera.	10
2.3	Esquema de una cirugía de reemplazo total de cadera.	12
2.4	Vástago y cabeza de una aleación Co-Cr, con copa de polietileno que forman el sistema de implante para una articulación artificial de cadera.	13
2.5	Articulación de cadera Charnley (politetrafluoroetileno) desgastada.	28
3.1	Mecanismos de lubricación.	31
3.2	Perfil de presión en un cojinete hidrostático.	32
3.3	Ejemplos de superficies conformantes: (a) planos opuestos, (b) cojinete rotacional.	33
3.4	Cojinetes con las geometrías mostradas en la figura 3.3, bajo condiciones de lubricación hidrodinámica. El grado de convergencia de las superficies se ha exagerado para claridad.	34
3.5	Principio de generación de presión hidrodinámica entre superficies convergentes.	34
3.6	Ejemplo de contactos no conformantes: (a) diente de engrane, (b) leva, (c) bola en canal de cojinete.	37
3.7	Contacto entre una esfera y un plano bajo condiciones de lubricación elastohidrodinámica: (a) punto de contacto bajo una carga normal nula y sin movimiento deslizante, (b) área de contacto causada sólo por carga normal, (c) distorsión elástica de la esfera (exagerada para claridad) bajo carga normal y movimiento deslizante.	38
3.8	Mecanismo de operación de un lubricante al límite. Los grupos terminales polares en las cadenas de hidrocarburos se unen a las superficies, proporcionando capas de moléculas lubricantes que reducen el contacto directo entre asperezas.	40
3.9	Curva Stribeck.	43
3.10	Dependencia del coeficiente de fricción con el espesor de película específico.	44

3.11	Diagrama de fuerzas de dos superficies de cartílago opuestas cubiertas con PSLF. El agua es expulsada del espacio intraarticular bajo una fuerza esquelética aplicada (F_s). La fuerza de hidratación repulsiva (F_{rh}) es significativa cuando la distancia entre superficies está por debajo de 30Å . El equilibrio se alcanza cuando la fuerza total es igual a cero. La presión generada por la hinchazón del cartílago (F_{cp}) también se opone a F_s pero $F_{cp} < F_{rh}$.	48
4.1	Deformación elástica de una esfera de radio r , presionada contra una superficie plana bajo carga w . El radio del círculo de contacto es a .	51
4.2	La distribución de esfuerzos normales (presión de contacto) bajo una esfera elásticamente contra un plano.	52
4.3	Mecanismos de desgaste abrasivo.	59
4.4	Modos de desgaste abrasivo de dos y tres cuerpos.	60
4.5	Posibles mecanismos de erosión.	61
4.6	Mecanismo de desgaste por cavitación: (a) mecanismo de colapso de burbujas, (b) evidencia experimental de daño por cavitación a una superficie metálica.	63
4.7	Diagrama esquemático de la formación de una partícula transferida por adhesión.	64
4.8	Modelo alternativo de deformación en contacto adhesivo de asperezas.	65
4.9	Modelos de interacción entre un agente corrosivo y una superficie desgastada.	66
4.10	Oxidación rápida de superficies metálicas a temperaturas de contacto elevadas.	67
4.11	Ilustración esquemática del proceso de iniciación y propagación de grietas superficiales.	68
4.12	Mecanismos de desgaste por impacto.	70
4.13	Mecanismo de desgaste difusivo.	71
4.14	Mecanismos de desgaste en los reemplazos totales de cadera.	78
4.15	Importancia de los mecanismos de desgaste en la copa acetabular.	78
4.16	Variación de la velocidad de desgaste con el área de contacto.	79
4.17	Variación de la velocidad de desgaste con el contenido de proteínas.	80
5.1	Barras obtenidas después del proceso de fusión.	84
5.2	Sistema utilizado en las pruebas de desgaste.	85
5.3	Equipo utilizado para el pulido de anillos.	85
5.4	Cápsula de cuarzo utilizada para proteger los anillos durante el	87

	tratamiento térmico.	
5.5	Curva de calentamiento durante el tratamiento térmico.	87
5.6	Dirección de la medición de rugosidad en las probetas (a) bloque de polietileno, (b) anillo metálico.	90
5.7	Máquina de desgaste.	91
5.8	Tipos de movimiento para realizar las pruebas en la máquina de desgaste (a) pruebas con movimiento continuo, (b) pruebas con movimiento recíprocante.	92
5.9	Dimensiones de las probetas de desgaste del bloque de polietileno.	92
5.10	Dimensiones de las probetas de desgaste del anillo metálico.	92
6.1	Microestructuras en condición de colada (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X.	96
6.2	Microestructuras en la condición de tratado por solución por 90 minutos (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X.	97
6.3	Microestructuras en la condición de tratado por solución por 210 minutos (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X	98
6.4	Microestructuras en la condición de tratado por solución por 390 minutos (a) 100X, (b) 50X, (c) 400X	99
6.5	Efecto del tratamiento térmico sobre el porcentaje de partículas presentes en la microestructura.	100
6.6	Efecto del tratamiento térmico sobre la cantidad de partículas presentes en la microestructura.	101
6.7	Diferencia de la rugosidad R_q en los anillos de prueba con el tratamiento térmico.	102
6.8	Volumen desgastado de los bloques de prueba hasta un recorrido de 1000 m.	104
6.9	Volumen desgastado de los bloques de prueba hasta un recorrido de 250 m.	105
6.10	Volumen desgastado de los bloques de prueba después de 250 y hasta 1000 m.	106
6.11	Volumen desgastado por unidad de distancia, en función del tiempo.	107
6.12	Volumen desgastado por efecto de la rugosidad.	108
6.13	Fuerza de fricción para las diferentes condiciones de prueba.	109
6.14	Anillo AC2 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.	111
6.15	Anillo AC3 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.	112
6.16	Anillo TS 1.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.	113

6.17	Anillo TS 3.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.	114
6.18	Anillo TS 6.5 después de pruebas de desgaste (a) 50X, (b) 200X.	115
6.19	Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 40X.	119
6.20	Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 200X.	120
6.21	Bloque de polietileno antes de las pruebas de desgaste a 1000X.	121
6.22	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 40X.	122
6.23	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 200X.	123
6.24	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC2 a 1000X.	124
6.25	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC3 a 40X.	125
6.26	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC3 a 200X.	126
6.27	Bloque de polietileno en contacto con el bloque AC3 a 1000X.	127
6.28	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 1.5 a 40X.	128
6.29	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 1.5 a 200X.	129
6.30	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 1.5 a 1000X.	130
6.31	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 3.5 a 40X.	131
6.32	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 3.5 a 200X.	132
6.33	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 3.5 a 1000X.	133
6.34	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 6.5 a 40X.	134
6.35	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 6.5 a 200X.	135
6.36	Bloque de polietileno en contacto con el bloque TS 6.5 a 1000X.	136

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

Omar García Rincón.

Candidato para el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica
con especialidad en Materiales con la tesis:

**Efecto del tratamiento térmico en el comportamiento tribológico
de la aleación Co-Cr-Mo-C para uso en implantes.**

Omar García Rincón nació en San Martín Texmelucan, Puebla, México, el 11 de Abril de 1975. Es hijo del Sr. C. Jorge García Romero y de la Sra. Isidra Rincón Galván. Realizó sus estudios de licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica durante el periodo de Febrero de 1993 a Julio de 1997, obteniendo el título de Ingeniero Mecánico Metalúrgico y el reconocimiento al Merito Académico por el Colegio de Profesionistas del Estado de Nuevo León. El grado de Maestría lo realizó en el Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales en la especialidad en Materiales durante el periodo Agosto de 1997 a Julio de 1999. Cuenta con participación en congresos internacionales en materiales y obtuvo el premio al mejor proyecto de desarrollo tecnológico otorgado por el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología en el IV Simposio de Ciencia y Tecnología en Mayo de 1999. Actualmente labora en la Corporación Mexicana de Investigación En Materiales S.A. como investigador en el desarrollo de prótesis de cadera por el proceso de fusión y vaciado de precisión.

