CAPITULO 7

DISCUSION

7.1 INTRODUCCION.

En este capitulo se presenta la discusión de los resultados obtenidos y descritos en el capitulo 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 dejo 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 perdida 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)

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 inicio y la fuerza de fricción es menor para la condición con carburos más grandes. Durante este período 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.

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.

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 reciprocante 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, Sttandard 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 Extrution 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. Elsiever, 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 mecanism", 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 definitiosn 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.

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 inflección.	108

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 espacia intraartcucular bajo una fuerza esqueletal aplicada (F_s). La fuerza de hidratación repulsiva (F_{rh}) es significante cuando la distancia entre superficies esta por debajo de 30Å. El equilibrio se alcanza cuando la fuerza total es igual a cero. La presión generada por la hinchazon del catílago (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 circulo 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 superfice 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 tratamiento térmico.	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 reciprocante. 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 Rq 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

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 período de Febrero de 1993 a Julio de 1997, obteniendo el titulo 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.