

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE UNA ALEACIÓN
HIPEREUTÉCTICA Al-Si-Cu EN UNA MÁQUINA
DE DESGASTE TIPO BALL-ON-DISK

POR

DIEGO EMILIO LOZANO DE LA GARZA

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

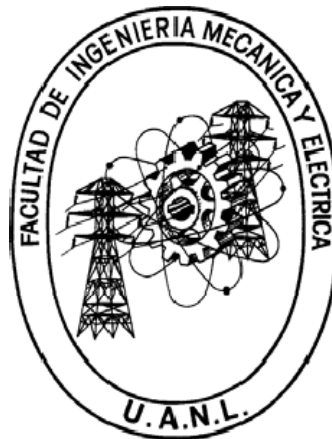
CIUDAD UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 2008

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE UNA ALEACIÓN
HIPEREUTÉCTICA Al-Si-Cu EN UNA MÁQUINA
DE DESGASTE TIPO BALL-ON-DISK

POR

DIEGO EMILIO LOZANO DE LA GARZA

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 2008

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


Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis “**Comportamiento tribológico de una aleación Hipereutéctica Al-Si-Cu en una máquina de desgaste tipo Ball-on-Disk**” realizada por el Ing. Diego Emilio Lozano de la Garza sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

El Comité de Tesis



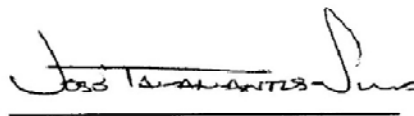
Asesor

Dr. Marco A.L. Hernández Rodríguez



Coasesor

Dr. Alberto Pérez Unzueta



Coasesor

Dr. José Talamantes Silva

Vo. Bo.

Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez

San Nicolás de los Garza, N. L., Diciembre de 2008

DEDICATORIA

Muy especialmente a mis padres Jesús Lozano y Rita de la Garza por todo su apoyo, amor, por sus consejos, y sobre todo porque han sido un gran ejemplo para mí.

A mis hermanos Hiram y Diana

A mi sobrina Valeria

A mis abuelos

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado, el cual es una motivación para el desarrollo de la investigación en el México.

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

A NEMAK por brindarme todos los recursos necesarios para la realización de esta tesis de maestría.

Al Dr. Marco Hernández Rodríguez por su tiempo, asesoría y revisión de este trabajo de investigación.

Al Dr. Rafael Mercado Solís quién fue mi maestro y motivó mi interés en la Tribología, además de plantear la realización de este proyecto.

Al Dr. José Talamantes Silva por el apoyo que siempre mostró en el desarrollo del proyecto.

Al Dr. Salvador Valtierra por haber confiado en la realización de este proyecto.

Al Dr. Alberto Pérez por sus sabios consejos en el diseño de la máquina.

Al M.C. Fernando Morales por su ayuda, consejos y revisiones.

A mis compañeros y amigos de NEMAK Efrén, Chon, Marcos, Martínez, Alex, Jona, Ramón, Candido, Andrés, Rubén, Pirulo, Memo, Rodrigo, el Dr. Campeón (Omar), y todos los que de alguna u otra forma me ayudaron, enseñaron y aconsejaron para realizar este trabajo.

PRÓLOGO

La industria automotriz es y ha sido una de las principales promotoras del desarrollo de nuevos materiales. En su búsqueda constante de diseños más eficientes y aunado a las constantes demandas de reducción en peso que brinden a los motores un mejor desempeño y reducción de emisiones a la atmósfera, ha dado paso a la creación de nuevas familias de compósitos y aleaciones ferrosas y no ferrosas para satisfacer dichas demandas. El aluminio y sus aleaciones han sido el material que ha hecho posible en muchos de los casos cumplir con los nuevos estándares, especialmente en elementos estructurales y muy particularmente en el motor. Desde inicios de la década de los 70, el reemplazo de las cabezas de motor y los pistones ha sido constante, hoy en día solo algunas pocas aplicaciones continúan utilizando el hierro gris. El caso de los monobloques ha sido distinto. El uso intensivo de aleaciones de aluminio en este componente se ha visto limitado por la baja resistencia al desgaste que presenta el ligero metal en la zona donde el cilindro hace contacto con los anillos de los pistones, que siguen siendo de acero. Los diseñadores han ideado ingeniosas alternativas para sortear esta situación; la incorporación de camisas de hierro gris ha sido la mejor solución en muchas de las ocasiones con la consecuencia de un mayor peso, la barrera térmica que se forma en la interfase de ambos materiales y los esfuerzos residuales resultado de la diferencia en contracción de dos metales disímiles. Es por tal motivo que un monobloque integral, todo aluminio a un costo similar a los actuales, ha sido por muchos años el Santo Grial de los fabricantes automotrices a nivel mundial. Muchas alternativas han sido propuestas, desde recubrimientos aplicados por plasma o laser hasta aleaciones con alto contenido de elementos como el silicio que brindan una marcada mejora en la resistencia al desgaste de las aleaciones de aluminio; desafortunadamente todas tienen inconvenientes que en muchos casos limitan su aplicación. Esta nueva familia de materiales necesitan ser evaluados minuciosamente, especialmente las propiedades de resistencia al desgaste; desafortunadamente las máquinas necesarias para realizar dicha evaluación no logran reproducir las condiciones operativas de los motores; es por este hecho que el desarrollo de este tipo de dispositivos de prueba cobran vital importancia, ya que marcarán la pauta que permitirá a los ingenieros en materiales el ajuste de la estructura de estas nuevas familias de materiales para cumplir con el fin último de lograr un motor de combustión interna completamente hecho de aleación de aluminio.

M.C. José Alejandro González Villarreal

Noviembre de 2008

ÍNDICE

RESUMEN

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES	5
2.1 Aleaciones de aluminio silicio	5
2.1.1 Elementos aleantes	8
2.1.2 Propiedades y estructura	10
2.1.3 Tratamiento térmico	11
2.1.4 Principios del control microestructural	12
2.1.5 Tamaño de grano	13
2.1.6 Espaciamiento dendrítico secundario	13
2.1.7 Modificación	14
2.1.8 Refinamiento	15
2.2 Aleación hipereutéctica NLLB	16
2.3 Mecanismos de desgaste	18
2.3.1 Desgaste adhesivo y deslizante	18
2.3.1.1 Superficie en deslizamiento	22
2.3.1.2 Dependencia del material según la fuerza del enlace.	23
2.3.1.3 Conformidad de las superficies en contacto.	23
2.3.1.4 Ecuaciones cuantitativas	24

2.3.1.5 Efecto de las condiciones de operación y propiedades del material en el desgaste	30
2.3.1.5.1 Dureza	30
2.3.1.5.2 Módulo de elasticidad	30
2.3.1.5.3 Rugosidad	32
2.3.1.5.4 Carga	32
2.3.1.5.5 Distancia del deslizamiento	33
2.3.1.5.6 Velocidad de deslizamiento	33
2.3.1.5.7 Compatibilidad metalúrgica	33
2.3.1.5.8 Efectos estructurales	34
2.3.1.5.9 Límite de grano	34
2.3.2 Desgaste por fatiga	35
2.4 Daño superficial	36
2.4.1 Clases de daño superficial	36
2.4.1.1 Daño superficial sin intercambio de material	37
2.4.1.2 Daño superficial con pérdida de material (desgaste)	37
2.4.2 Interacción entre diferentes tipos de daño	39
2.4.3 Análisis del daño superficial	39
2.5 Contacto entre superficies sólidas	40
2.5.1 Análisis de los contactos	43
2.5.1.1 Contacto elástico	43
2.5.1.2 Límites de la deformación elástica	45
2.5.1.2.1 Criterio de Tresca	45
2.5.1.2.2 Criterio de von Mises	47
2.5.1.3 Contacto elasto-plástico	48

2.6 Comportamiento Tribológico de las aleaciones Al-Si	51
2.6.1 Efecto de las partículas de silicio	51
2.6.2 Dureza de la matriz	53
2.6.3 Constituyentes intermetálicos	53
2.6.4 Regímenes de desgaste en aleaciones Al-Si	54
CAPÍTULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	57
3.1 Introducción	57
3.2 Diseño Experimental	58
3.3 Plan experimental	60
3.4 Obtención de muestras	61
3.5 Caracterización de muestras antes de pruebas tribológicas	62
3.5.1 Análisis químico	62
3.5.2 Dureza	62
3.5.3 Microdureza	63
3.5.4 Análisis de superficies	63
3.6 Diseño y construcción de máquina de desgaste tipo Ball on Disk	64
3.6.1 Introducción	64
3.6.2 Descripción y funcionamiento	64
3.6.2.1 Medición de la fricción	67
3.6.2.2 Medición del desgaste	68
3.6.3 Instrumentación	69
3.6.3.1 Celda de carga	69
3.6.3.2 Amplificador de señal	70
3.6.3.3 Sistema de adquisición de datos	70

3.7 Pruebas de evaluación y validación	72
3.8 Diseño de pruebas	72
CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	77
4.1 Análisis químico	77
4.2 Análisis microestructural	78
4.2.1 Microscopia óptica (MO)	78
4.2.1 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)	80
4.4 Dureza	81
4.5 Rugosidad	82
4.6 Resultados de pruebas tribológicas	83
4.6.1 Fricción	83
4.6.1.1 Fricción de Al-Si-Cu en condición lubricada	83
4.6.1.2 Fricción de Al-Si-Cu en condición no lubricada	86
4.6.1.3 Fricción de hierro gris en condición lubricada	87
4.6.1.4 Fricción de hierro gris en condición no lubricada	89
4.6.2 Desgaste	90
4.6.2.1 Desgaste de Al-Si-Cu en condición lubricada	90
4.6.2.2 Desgaste de Al-Si-Cu en condición no lubricada	93
4.6.2.3 Desgaste de hierro gris en condición lubricada	95
4.6.2.4 Desgaste de hierro gris en condición no lubricada	97
4.6.4 Mecanismos de desgaste	98
4.6.4.1 Mecanismo de desgaste en aleación Al-Si-Cu en condición lubricada	98
4.6.4.2 Mecanismo de desgaste en aleación Al-Si-Cu en condición no lubricada	108

CAPITULO 5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	111
5.1 Conclusiones	111
5.2 Recomendaciones	112
BIBLIOGRAFÍA	113
LISTA DE TABLAS	120
LISTA DE FIGURAS	121
APÉNDICE A	128
APÉNDICE B	129
APÉNDICE C	135
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	137

RESUMEN

Actualmente el uso de aluminio (Al) en lugar de hierro (Fe) es de gran importancia en la industria automotriz, ya que el consumo de combustible se relaciona directamente con el peso del vehículo. Debido a la poca resistencia al desgaste que presentan las aleaciones comerciales de aluminio, los monobloques utilizan camisas de hierro resistentes al desgaste, en los cilindros del pistón. En el presente trabajo se estudia una aleación hipereutéctica Al-Si-Cu con partículas de silicio finamente distribuidas, las cuales mejoran la resistencia al desgaste, también se estudian muestras de camisas de hierro gris, esto con la finalidad de producir monobloques de Al sin camisas de hierro. El estudio se realizó utilizando una máquina de desgaste tipo Ball-on-Disk. Se analizó el comportamiento de la aleación a diferentes cargas aplicadas, velocidades y distancias de deslizamiento. Los resultados indican que la aleación de aluminio tiene buena resistencia al desgaste, ligeramente menor que la del hierro gris, en condiciones lubricadas ambos materiales presentan coeficientes de fricción en el mismo intervalo (0.06-0.12) y coeficientes de desgaste en el mismo orden ($k=10^{-6}$). Se encontró que a mayores cargas la razón de desgaste específica disminuye. Las fases de cobre mejoran la resistencia al desgaste al sufrir endurecimiento por deformación. A partir de estos resultados se puede estimar la vida útil del material en ciertas condiciones de operación. Sin embargo, es necesario complementar la información obtenida con una serie de estudios tribológicos para poder concluir con certeza si es factible el uso de esta aleación en lugar del hierro gris desde el punto de vista de la tribología.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones aluminio-silicio son utilizadas debido a que presentan características únicas, como una excelente facilidad de vaciado, así como su baja densidad combinada con buenas propiedades mecánicas. Sin embargo, en la literatura científica donde se reportan los atributos de esta clase de aleaciones, no se menciona la resistencia al desgaste.

A finales de los 1950's, se comenzaron a fabricar monobloques para la industria automotriz de una aleación aluminio-silicio vaciada en un molde permanente, para obtener una ventaja del bajo peso y la buena conductividad térmica que presentan las aleaciones hipoeutécticas como la A356 y A380. Sin embargo, como esta clase de aleaciones presentan solo una modesta resistencia al desgaste, los primeros monobloques (producidos por American Motors Corporation) tenían una camisa cilíndrica de hierro dentro de la pieza vaciada. El uso de las aleaciones de aluminio de bajo peso en los automóviles tuvo un mayor impulso a principios de los 1970s cuando la crisis de energía demandó una mejora en el consumo de combustible de los automóviles. Debido a que el consumo de combustible se relaciona directamente con el peso del

vehículo [1], el uso de aluminio (Al) en lugar del hierro (Fe) se convirtió en un factor altamente deseable. Sin embargo, el uso de monobloques de aluminio vaciado con una camisa de hierro resultó ser muy costoso en producción, preparando el camino para el desarrollo de las aleaciones hipereutécticas aluminio-silicio con una gran resistencia al desgaste, la cuales puede usarse en monobloques sin las camisas de hierro [2, 3].

Una aleación que se ha desarrollado específicamente por su alta resistencia al desgaste es la aleación hipereutéctica aluminio-silicio A390, que ha sido utilizada en monobloques sin camisa de hierro. Se utiliza un tratamiento electroquímico superficial para atacar y remover algo de la matriz de aluminio, así las partículas de silicio, eutéctico y primario, intervienen como la superficie de contacto, resultando en una mejor resistencia al desgaste. Jorstad [4] ha recomendado el uso de esta aleación para disminuir peso en otras aplicaciones donde buena resistencia al desgaste es requerida, por ejemplo en tambores y discos de frenos.

El comportamiento al desgaste de estas aleaciones depende de muchos parámetros como, la configuración del contacto, la composición y distribución de los microconstituyentes, condiciones de operación como la carga, velocidad, temperatura y lubricación.

La presencia de silicio como elemento aleante en estas aleaciones mejora la resistencia al desgaste significativamente [5, 6]. Sin embargo, Bai y coautores [6], concluyen que no existe una tendencia en el desgaste de aleaciones Al-Si con respecto al contenido de silicio. En condiciones de desgaste medio oxidativo, se ha encontrado la máxima resistencia al desgaste en la composición eutéctica. La resistencia al cizallamiento mejora con la

adición de silicio por debajo de la composición eutéctica en aleaciones de aluminio [7, 8, 9].

Nemak S.A. de C.V., empresa líder internacional en el ramo automotriz ha desarrollado y patentado un nuevo proceso para producir monobloques monolíticos fabricados a partir de una aleación hipereutéctica de aluminio-silicio denominada NLLBA® (Nemak Liner Less Block Alloy). Estos monobloques sin la camisa de Fe tienen muchas ventajas como menor peso; disminución del espacio entre anillo-camisa al tener el pistón y la camisa el mismo coeficiente de expansión térmica, lo que mejora la compresión, reduce el consumo y las emisiones de aceite (“blowby”); y mejor transferencia de calor del pistón al block, dando como resultado una disminución del sistema de enfriamiento.

Para lograr posicionar estos nuevos productos en el mercado global, es necesario que cumplan con las características tribológicas requeridas por los clientes, en particular el coeficiente de fricción y presentar una alta resistencia al desgaste, así como una alta resistencia al “scuffing” (deformación plástica de las líneas de honeado).

Objetivo

El objetivo de este trabajo de investigación es determinar la respuesta tribológica de la aleación NLLBA bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento, así como el uso de condiciones lubricadas y no lubricadas, en una configuración de deslizamiento puro. Por otra parte, el objetivo también es comparar esta aleación con las camisas de hierro gris que actualmente se utilizan en los cilindros de los monobloques.

Para lograr este objetivo, fue necesario el diseño, construcción y validación de una máquina de desgaste del tipo bola-sobre-disco (“ball-on-disk”), siguiendo los lineamientos propuestos en la norma ASTM G-99 [10].

Hipótesis

- En base a estudios tribológicos previos, en los cuales las aleaciones y recubrimientos con altos contenidos de silicio presentan buena resistencia al desgaste, se espera que el sistema de las aleaciones desarrolladas por Nematik (Al-Si-Cu-Mg-Mn-Ni-Fe) alcancen características tribológicas de procesos que actualmente se aplican a monoblocks de Al, los cuales proporcionan las mismas características tribológicas de las camisas de hierro gris (Alusil, Laser Cladding, MMC, Fe).
- La fase rica en Si, así como su distribución en la aleación base aluminio, es la responsable de determinar la resistencia al desgaste.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1 Aleaciones de aluminio silicio

Las aleaciones de aluminio para aplicaciones resistentes al desgaste se basan en el sistema de aleaciones aluminio-silicio. Este sistema binario es un simple sistema eutéctico a una composición de 12.6% Si (Figura 2.1). Aleaciones estándar, contienen un cierto número de aleantes. Las composiciones de las aleaciones comerciales se muestran en la Tabla 2.1.

A temperatura ambiente, la aleación hipoeutéctica consiste de una fase dúctil de aluminio primario y una fase muy dura y frágil de silicio, asociada con la reacción eutéctica. Es esta fase de silicio la que contribuye a la buena resistencia al desgaste de estas aleaciones. La fase diamante cúbica de silicio tiene una densidad de $\sim 2.6 \text{ g/cm}^3$ y una dureza Vickers aproximada de 10 GPa [1]. El silicio es esencialmente insoluble en aluminio [11]. La Figura 2.2a muestra la microestructura típica de una aleación hipoeutéctica Al-7%Si. Las aleaciones hipereutécticas son las más utilizadas para resistencia al desgaste,

contienen partículas finas con morfología angular, de silicio primario así como silicio eutéctico. Estas partículas de silicio primario proporcionan excelente resistencia al desgaste a estas aleaciones. Una microestructura típica de una aleación hipereutéctica A390 (Al-18.5%Si) se muestra en la figura 2.2b

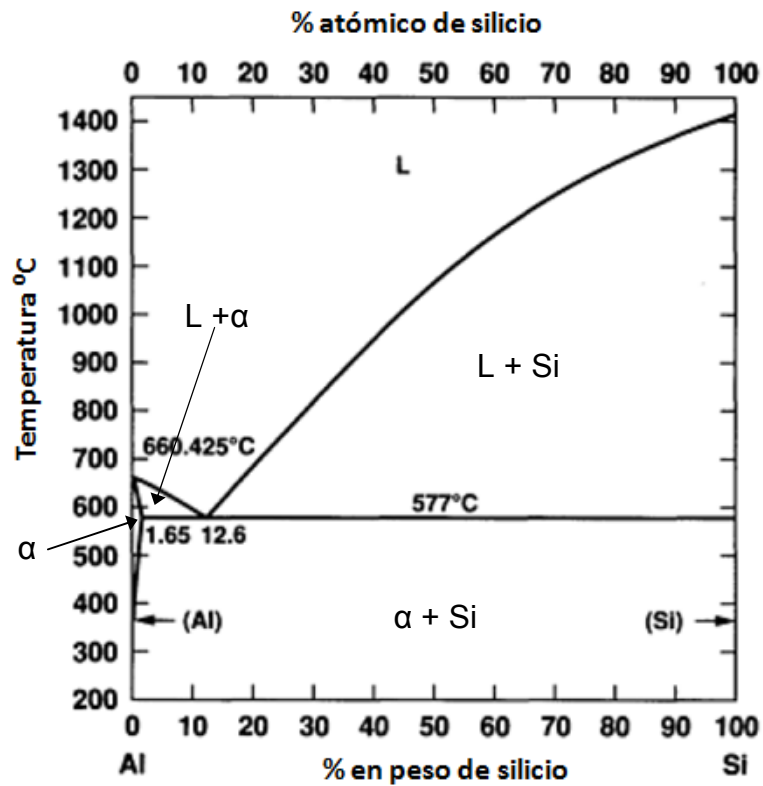


Figura 2.1 Diagrama de fases aluminio-silicio [12].

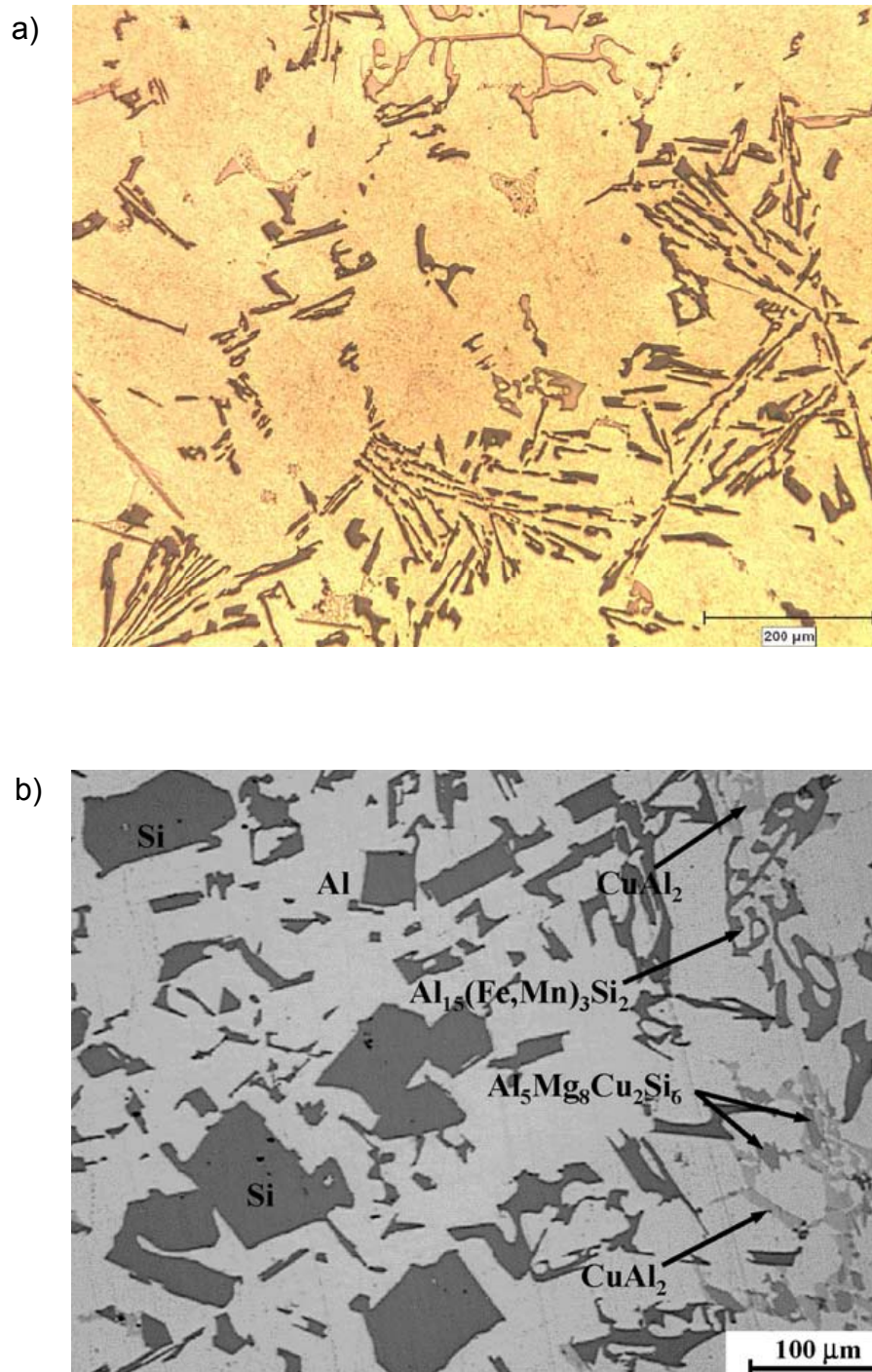


Figura 2.2 Microestructura de una aleación (a) hipoeutética Al-7% Si y (b) hipereutética Al- 18.5% Si [13].

Tabla 2.1 Composiciones nominales de las aleaciones comerciales seleccionadas para aplicaciones de desgaste [14].

Aleación	composición, % en peso					
	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Otros
Aleaciones Hipereutéticas						
390	16-18	1.3	4-5	0.45-0.65	0.1	
A390	16-18	0.5	4-5	0.45-0.65	0.1	
B390	16-18	1.3	4-5	0.45-0.65	0.5	1.5 Zn
392	18-20	1.5	0.4-0.8	0.8-1.2	0.2-0.6	0.5 Ni, 0.5Zn, 0.3 Sn
393	21-23	1.3	0.7-1.1	0.7-1.3	0.1	2-2.5 Ni
Aleaciones Eutéticas						
384	10.5-12	1.3	3-4.5	0.1	0.5	0.5 Ni, 3 Zn, 0.35 Sn
336	11-13	1.2	0.5-1.5	0.7-1.3	0.35	2-3 Ni, 0.35 Zn
339	11-13	1.2	1.5-3	0.5-1.5	0.5	0.5-1.5 Ni, 1 Zn
413	11-13	2	1	0.1	0.35	0.5-1.3 Ni
4032	11-13.5	1	0.5-1.3	0.8-1.3		
Aleaciones Hipoeutéticas						
319	5.5-6.5	1	3-4	0.1	0.5	0.35 Ni, 1 Zn
356	6.5-7.5	0.6	0.25	0.2-0.45	0.35	0.35 Zn
364	7.5-9.5	1.5	0.2	0.2-0.4	0.1	0.25-0.5 Cr, 0.15 Ni, 0.15 Sn
380	7.5-9.5	2	3-4	0.1	0.5	0.5 Ni, 3 Zn, 0.35 Sn
333	8-10	1	3-4	0.005-0.5	0.5	0.5 Ni, 1 Zn
332	8.5-10.5	1.2	2-4	0.5-1.5	0.5	0.5 Ni, 1 Zn
360	9-10	2	0.6	0.4-0.6	0.35	0.5 Ni, 0.5 Zn
383	9.5-11.5	1-3	2-3	0.1	0.5	0.3 Ni, 3 Zn, 0.15 Sn

2.1.1 Elementos aleantes

Las aleaciones comerciales base aluminio silicio generalmente contienen otros elementos aleantes para mejorar o modificar la resistencia al desgaste o generar propiedades adicionales a estas aleaciones.

El hierro es el elemento de aleación más comúnmente usado, y puede ser soluble hasta 1.5% - 2% Fe. La presencia de hierro modifica la fase de silicio introduciendo diversas fases Al-Fe-Si. Las fases más comunes son la α y β . La fase α tiene una estructura cristalina cúbica y aparece en la microestructura como “escritura china”. La fase β es menos común y generalmente aparece como agujas y plaquetas en la estructura. Otras fases de hierro como Al_6Fe y $FeAl_3$ también pueden encontrarse en estas aleaciones. Las aleaciones aluminio-silicio pretendidas para vaciado por inyección generalmente tienen un nivel mínimo de hierro para reducir la adherencia entre el molde y la pieza vaciada.

El magnesio es añadido para endurecer la matriz a través de precipitados de Mg_2Si . En la aleación Al-Fe-Si-Mg, la fase Al-Si-Fe no se verá afectada por la adición del magnesio. De cualquier manera, el magnesio puede combinarse con fases insolubles de aluminio-hierro resultando en un ablandamiento potencial [15].

El cobre es usado en las aleaciones de aluminio más comunes resistentes al desgaste. La adición del cobre imparte un endurecimiento adicional a la matriz por medio de envejecido o por precipitación de fases $AlCu_2$, o también mediante sustitución de las fases duras y frágiles de Al-Fe-Si. Con la adición de cobre y magnesio se incrementa la resistencia mecánica, bajando la ductilidad y la resistencia a la corrosión.

La presencia de Manganeso puede reducir la solubilidad del hierro y el silicio en el aluminio, y alterar la composición y morfología de las fases primarias constituyentes de Al-Fe-Si.

2.1.2 Propiedades y estructura

Alear aluminio con silicio en un rango de 5% a 20% proporciona una significativa mejoría en las características de vaciado comparado contra otras aleaciones de aluminio. Como resultado, estas aleaciones con alto silicio son generalmente utilizadas preferentemente como aleaciones para vaciado que para productos forjados. Las aleaciones aluminio-silicio poseen también excelente resistencia a la corrosión, maquinabilidad, y soldabilidad.

Las aleaciones hipoeutécticas binarias son demasiado suaves para tener una buena maquinabilidad. Sin embargo, la maquinabilidad de de las aleaciones aluminio-silicio es generalmente muy buena en términos de acabado superficial. La vida de la herramienta con carburos convencionales puede ser corta, particularmente en el caso de aleaciones hipereutécticas. Con el uso de herramientas de corte de diamante, la vida de la misma es mucho mayor, haciendo práctico el maquinado de estas aleaciones.

La resistencia a la corrosión de estas aleaciones es generalmente considerada como excelente. Las aleaciones que contienen mayores cantidades de cobre tienen un poco menos de resistencia a la corrosión que las libres de este elemento. Debido a su alta capacidad de fluir y ser vaciada, estas aleaciones son fáciles de soldar mediante las técnicas de soldadura convencionales.

Para aplicaciones de desgaste, las propiedades físicas importantes de estas aleaciones son la expansión térmica, la conductividad térmica y eléctrica, así como el modulo de Young. Información de estas propiedades se encuentra

disponible en las Normas ASTM [16, 17]. Debido a que el silicio se encuentra generalmente en forma de precipitados, la regla de las mezclas es aplicable cuando se calculan las propiedades.

2.1.3 Tratamiento térmico

Dependiendo de la aplicación, los tratamientos térmicos se pueden emplear para aumentar la resistencia, controlar el tamaño de grano y/o mejorar la ductilidad.

Las aleaciones aluminio-silicio que contienen cobre y magnesio pueden ser tratadas térmicamente y envejecidas de la misma manera como las aleaciones endurecidas por precipitados al ser forjadas. Dependiendo del nivel de resistencia requerido, un envejecido a temperatura ambiente (T4) o a elevadas temperaturas (<205 °C) (T6) puede ser requerido después del tratamiento térmico para obtener las propiedades necesarias. Como la resistencia mecánica de estas aleaciones aumenta de un tratamiento T4 a un T6, una disminución en la ductilidad ocurrirá con el aumento de la resistencia.

Además, a las aleaciones aluminio-silicio y Al-Si-X se les puede aplicar un tratamiento de envejecido a temperaturas más elevadas (205 a 260 °C) en condición de vaciado (“as cast”) para mejorar su resistencia y estabilidad térmica. Esto es particularmente importante para aplicaciones donde las tolerancias dimensionales son críticas (por ejemplo, cuando la aleación es operada a elevadas temperaturas como un componente del pistón en un motor). Generalmente, estos tratamientos son designados como T5.

También se pueden aplicar tratamientos a altas temperaturas (480 a 540°C) a las aleaciones aluminio-silicio y Al-Si-X para mejorar su ductilidad. Estos tratamientos térmicos modifican las partículas angulares de silicio primario a una forma más redondeada. Esta forma redondeada reduce la tendencia de la formación de grietas en los bordes de las partículas. Estos tratamientos son particularmente efectivos en aleaciones hipereutécticas. Otras maneras de modificar la forma de las partículas, para mejorar la ductilidad son la “modificación” y el “refinamiento”, los cuales se explicarán detalladamente más adelante.

2.1.4 Principios del control microestructural

Existen tres categorías para clasificar las aleaciones aluminio-silicio, las cuales se basan en el nivel de silicio (Tabla 2.1). Estas categorías son hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica. Las aleaciones hipoeutécticas solidifican con aluminio- α como la fase primaria seguida por el eutéctico aluminio-silicio.

Las aleaciones hipereutécticas solidifican de una manera similar, pero en estas aleaciones el silicio es la fase primaria en vez de aluminio- α . Las aleaciones eutécticas solidifican con una estructura de aluminio-silicio eutéctico principalmente; el hecho que la fase primaria sea de aluminio o silicio depende de en que lado de la composición eutéctica se encuentre la aleación [15].

2.1.5 Tamaño de grano

El tamaño de grano del aluminio primario es controlado a través de la adición de núcleos heterogéneos a la aleación fundida en forma de aleación maestra como Al-6Ti o Al-Ti-B (en el último, el rango del titanio varía de 3 a 5% y la razón Ti:B de 3:1 a 25:1). Los tamaños de grano varían de ~100 a 500 μm , Figura 2.3.

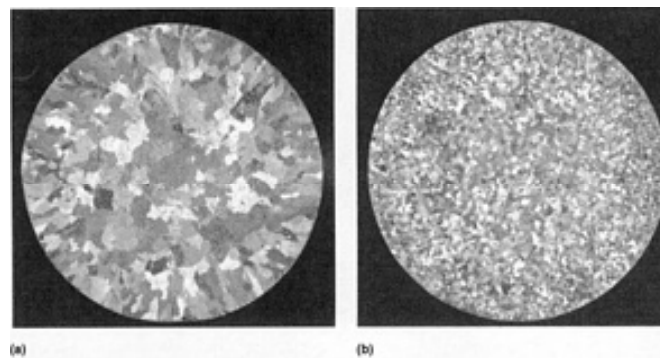


Figura 2.3 Efecto de refinamiento de grano, a) sin refinador, b) con refinador [18].

2.1.6 Espaciamiento dendrítico secundario

El espaciamiento dendrítico secundario (EDS) es controlado por la velocidad de enfriamiento, que es de hecho una función del proceso de vaciado y del espesor de la sección. El tamaño de celda más pequeño es obtenido en una pared delgada en inyección con alta presión. En el otro extremo, una pared gruesa y el resto del molde presentan espaciamientos dendríticos secundarios más grandes. Los procesos de inyección, como el de baja presión y molde permanente, suministran velocidades de solidificación intermedias y en

consecuencia valores de “EDS” intermedios. De una manera similar, el tamaño de la fase constituyente es controlado por la velocidad de solidificación.

2.1.7 Modificación

El termino modificación se refiere al cambio en la morfología y el espaciamiento de la fase eutéctica aluminio-silicio inducida por la adición de un agente químico como el sodio (Na) o el estroncio (Sr). Existe un cambio de las grandes y asiladas partículas de silicio (Si) a una estructura fina de eutéctico aluminio-silicio con la adición de aproximadamente 0.001% Na ó 0.005% Sr. Varios niveles de modificación (Figura 2.4) se obtienen con menores niveles de adición. Para más detalles del mecanismo, ver Granger y Elliott [15].

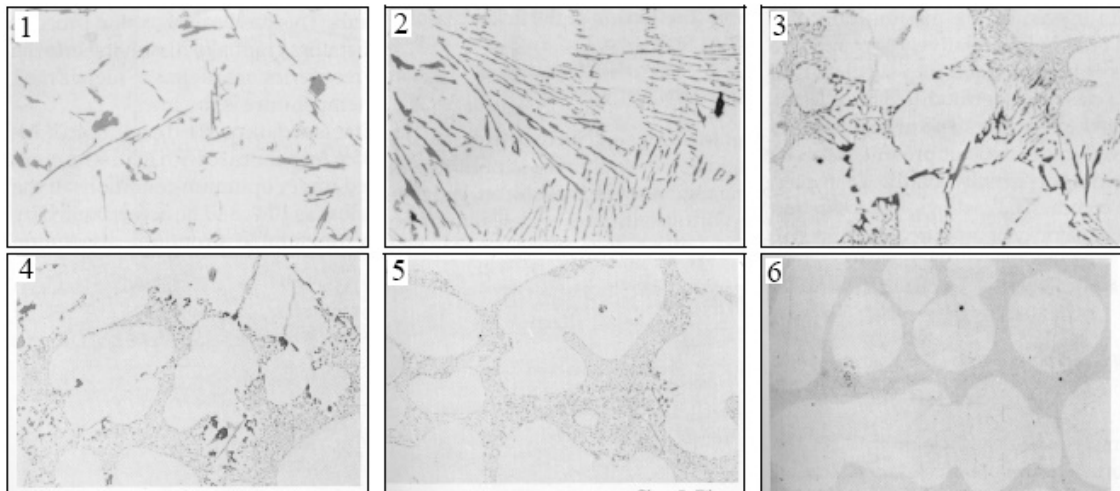


Figura 2.4 Varios niveles de modificación, desde (1) sin modificación), hasta (6) altamente modificada [19].

2.1.8 Refinamiento

La principal función del refinamiento del silicio primario es eliminar los cristales grandes y gruesos, los cuales son dañinos en el vaciado y maquinado de la aleación hipereutética de silicio. Las partículas pequeñas y bien dispersas de silicio primario en la matriz eutéctica de aluminio-silicio mejoran la resistencia al desgaste [8, 9, 20]. Para obtener estas partículas pequeñas y bien dispersas de silicio se añade Fósforo a un nivel aproximado de 0.1 % P, a través de la adición de una aleación maestra como Cu-10P. El Fósforo se combina con el aluminio y forma Fosfuro de aluminio (AlP), el cual provee núcleos efectivos para la fase de silicio, tantos como los núcleos efectivos que proveen las partículas TiB_2 para la fase de aluminio [18].

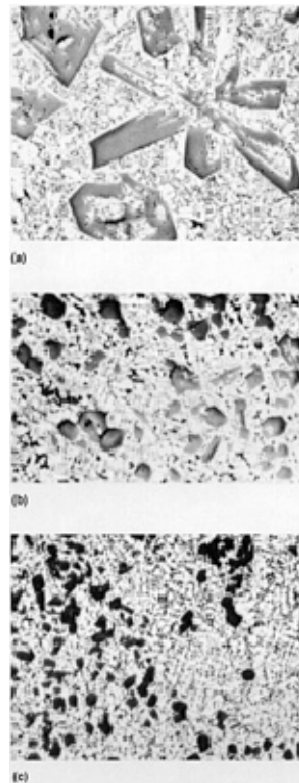


Figura 2.5 Efecto del Fósforo en el refinamiento de la microestructura de Al-22Si-1Ni-1Cu [18].

2.2 Aleación hipereutética NLLB

La aleación NLLB base Al-Si contiene entre 13-14 % en peso de silicio, esta es una aleación hipereutética la cual tiene una composición muy cercana a la composición eutética (Figura 2.6), y tiene un Modulo de Young de 92 GPa.

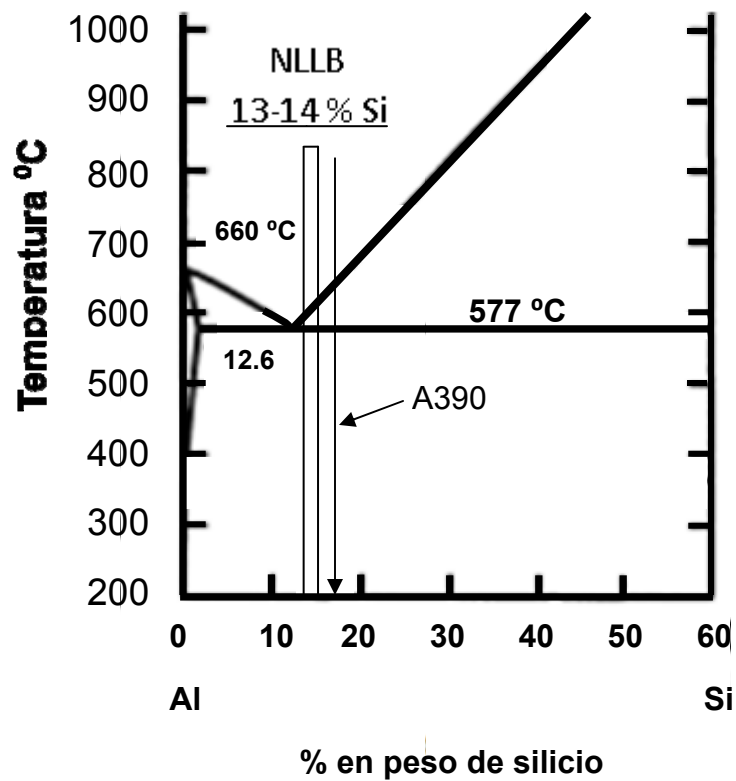


Figura 2.6 Aleación NLLB en el diagrama de fases Al-Si.

En la microestructura de esta aleación (Figura 2.7 y 2.8) se tienen muchas partículas de la fase de silicio finamente distribuidas, estas partículas tienen forma de pequeñas agujas de un tamaño promedio de 70 μm de largo y 10 μm de espesor, a diferencia de otras aleaciones hipereutéticas como la A390 (Figura 2.2b) donde hay partículas de silicio muy grandes.

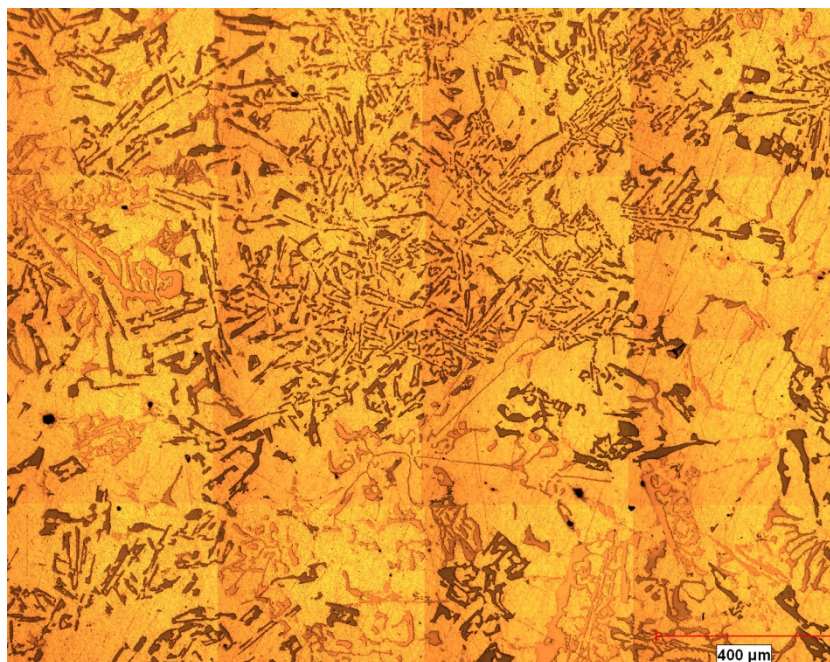


Figura 2.7 Microestructura de Aleación NLLB.

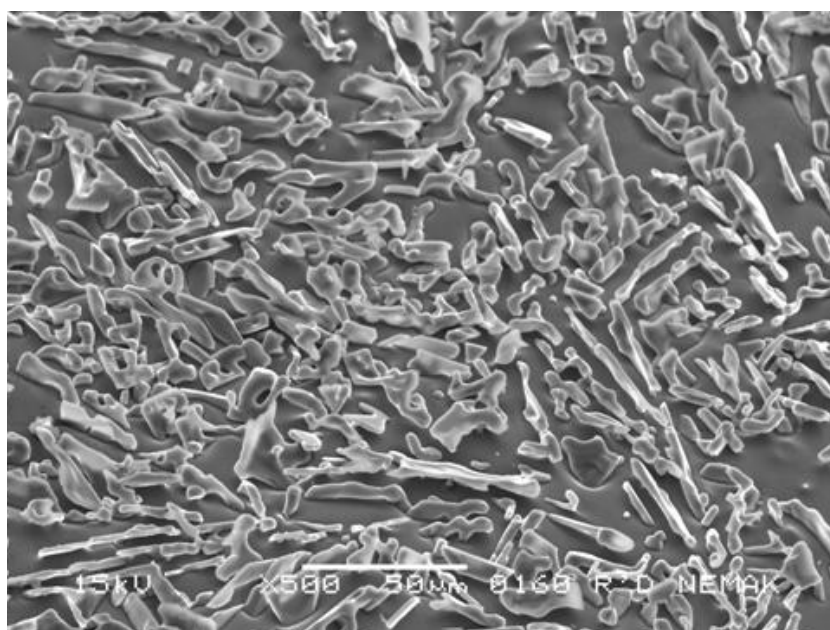


Figura 2.8 Morfología de las partículas de silicio.

2.3 Mecanismos de desgaste

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

2.3.1 Desgaste adhesivo y deslizando

El desgaste adhesivo y deslizando es un tipo de desgaste generado por el deslizamiento de una superficie sólida sobre otra superficie. El desgaste adhesivo es definido ambiguamente como desgaste deslizando, siendo que no son sinónimos. Se ha confirmado que la mayor contribución a la resistencia al deslizamiento (fricción) es debida a las fuerzas de adhesión y también son consideradas como un factor influyente en el desgaste. Se dice que ocurre un desgaste adhesivo siempre y cuando, no existan partículas abrasivas en el contacto; la amplitud del deslizamiento es mayor que la amplitud a la fatiga; y si la pérdida de material no es gobernada por principios oxidativos [2].

La adhesión (enlazamiento) ocurre en la interface del contacto entre las asperezas, y este contacto es cortado por el deslizamiento, que puede provocar una separación de un fragmento de una superficie y su adhesión a la otra superficie. Conforme continúa el deslizamiento, los fragmentos transferidos pueden desprenderse de la superficie en la cual fueron transferidos, y ser transferidos de vuelta a la superficie original, o sólo desprenderse como

partículas de desgaste. Algunos fragmentos sufren fracturas debido a la fatiga a la que están sometidos durante el proceso repetido de carga y descarga, resultando en la formación de partículas de desgaste.

Se han propuesto muchos mecanismos para describir la separación de los fragmentos del material. Una teoría reciente del desgaste deslizante, sugiere que el corte puede ocurrir en la interface original o en la región más débil de uno de los dos cuerpos [21], Figura 2.9. En la mayoría de los casos, se esperaría que la fuerza de adhesión interfacial fuera muy pequeña en comparación con la resistencia a la ruptura de las regiones locales de los alrededores. Así, la ruptura durante el deslizamiento ocurre en la interface (1) en la mayoría de los contactos, y en esos casos no ocurre desgaste en ese ciclo de deslizamiento. En una pequeña cantidad de los contactos, la ruptura ocurre en uno de los dos cuerpos (2) y un pequeño fragmento se adhiere a la otra superficie. Estos fragmentos transferidos son irregulares y ocurren en bloques.

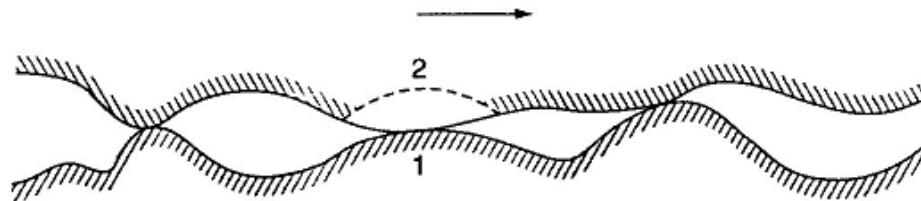


Figura 2.9 Representación esquemática de las dos posibilidades del rompimiento del contacto (1 y 2) durante el corte en la interface [22].

En otro mecanismo, el corte por deformación plástica de capas sucesivas de asperezas en contacto provoca la separación de un fragmento de desgaste. De acuerdo con esta teoría, el corte por deformación plástica de capas

sucesivas basado en un campo de líneas de deslizamiento (planos AC) ocurre en conjunto con la propagación de las grietas de corte (AD), a lo largo lo cual separa el fragmento, Figura 2.10. Este proceso resulta en fragmentos delgados transferidos con forma de cuña. El fragmento es separado de una superficie y transferido a la superficie apareada debido a la adhesión. Los fragmentos trasferidos aumentan conforme aumenta el deslizamiento por uno u otro mecanismo [23].

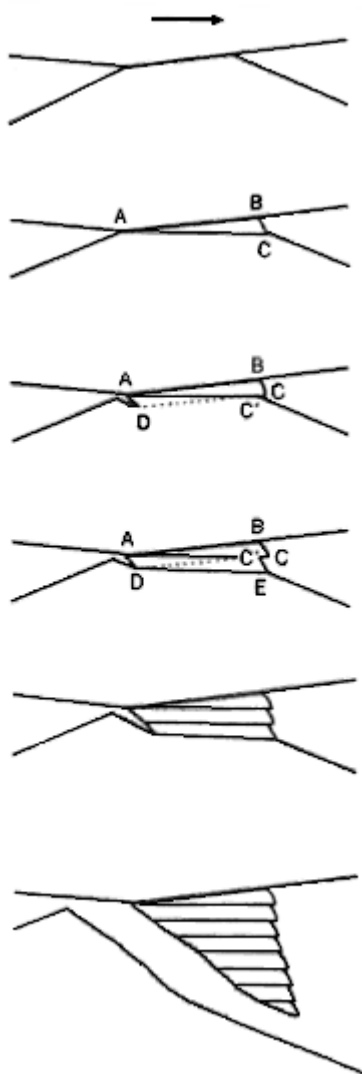


Figura 2.10 Representación esquemática del desprendimiento de un fragmento de material por corte por deformación plástica de capas sucesivas de un contacto de asperezas [22].

Tanto la continua adhesión de fragmentos en la superficie apareada, como la transferencia de una superficie a otra de los fragmentos; posteriormente, en el caso de formar un aglomerado grande, provocarán que se separe una partícula grande de desgaste.

Aunque la adhesión de fragmentos presupone un fuerte enlace entre el fragmento y la superficie a la cual fue transferido, la formación de una partícula final suelta implica un enlace débil. La formación de una partícula suelta, a menudo resulta de un cambio químico en el fragmento. El fragmento tiene una gran área superficial y tiende a oxidarse fácilmente, lo que reduce las fuerzas adhesivas, y facilita su desprendimiento.

Un segundo mecanismo responsable de la formación de partículas sueltas incluye energía elástica residual en los fragmentos adheridos. Cuando el fragmento es atrapado entre las dos superficies está sujeto a un esfuerzo muy alto. Conforme la otra superficie se mueve, solo los esfuerzos elásticos residuales permanecen. Si la energía elástica es mayor que la energía adhesiva, el fragmento se desprende como una partícula de desgaste.

En un contacto donde existan diferentes materiales, se formarán partículas de desgaste de ambos materiales, aunque se formarán más partículas del material más suave, y son usualmente más grandes que las formadas a partir del material más duro.

Existen regiones de baja resistencia debido a los defectos y grietas que se encuentran dentro del material más duro. En caso donde regiones locales de baja resistencia del material más duro coinciden, en un contacto fuerte, con

regiones locales de alta resistencia del material más suave, se forma un fragmento del material más duro. La formación de estos fragmentos del material duro se debe a la separación del material transferido por adhesión a la superficie más dura mediante un proceso de fatiga al sufrir un número de ciclos de carga y descarga.

2.3.1.1 Superficie en deslizamiento

En el caso de los metales, la superficie en la cual ocurrirá el deslizamiento nunca está completamente limpia, inclusive cuando se limpie, siempre estará cubierta de una película delgada de óxidos, la cual a su vez está cubierta por una segunda película adsorbida de gases e hidrocarburos. El espesor de esta capa adsorbida es del orden de 10nm (100 Å). Estas películas no son distinguibles por medios ópticos ni por técnicas de electrónica de barrido, por lo tanto deben ser verificadas por instrumentos de análisis químico. Estas películas son muy importantes debido a que intervienen en el enlace o adhesión entre los materiales. La variación en el espesor y propiedades de estas películas es la principal razón por la cual existen registros reportados con un rango muy amplio de fricción para todos los materiales. Estas películas, así mismo, controlan la variación en la cantidad de desgaste. [2]

Cuando existe un deslizamiento relativo entre dos superficies, habrá cierto desprendimiento de las películas adsorbidas, produciendo cierto contacto entre las capas sólidas. Si la presión de contacto es alta, una capa sólida deberá fracturarse y se expondrá el sustrato del material, usualmente si el sustrato está debajo de la capa sólida se deformará plásticamente. Entonces, pequeñas regiones de ambos materiales finalmente entrarán en contacto y se enlazarán entre ellos.

2.3.1.2 Dependencia del material según la fuerza del enlace.

En pequeños puntos de contacto sustrato-sustrato, la fuerza del enlace dependerá de los materiales. Metales idénticos se enlazan casi por completo cuando la fuerza del enlace es muy cercana a la fuerza de enlace de los mismos metales. Para diferentes metales, la fuerza del enlace será menor en primera instancia, pero en estos enlaces, la fuerza del enlace aumenta con el tiempo, particularmente entre pares metálicos que se mezclan o alean mediante difusión. Por ejemplo, dos piezas de idéntica estructura atómica, iónica o covalente, como los cerámicos, se enlazarán muy bien si la red atómica está bien alineada. La fuerza del enlace será menor cuando el parámetro de la red de uno sea diferente del otro. En las cadenas de polímeros se enlazan entre ellos y con otros materiales mediante un débil enlace de Van der Waals.

2.3.1.3 Conformidad de las superficies en contacto.

Una segunda consideración en el enlace es el grado de conformidad de las superficies en contacto. Materiales dúctiles adquieren un contacto conformante mediante un flujo plástico, pero los materiales frágiles no adquieren un contacto conformante.

El deslizamiento añade esfuerzos de corte aparte de cualquier esfuerzo normal que ya existiera, incrementando la probabilidad de flujo plástico o una fractura de los materiales en la región de contacto. Después de un deslizamiento, en la superficie habrá una capa turbulenta (con alto grado de deformación plástica) de fases mezcladas, algunas de las cuales se

desprenderán como productos de desgaste, pero la mayoría permanecerá como “película transferida”. La razón del desgaste depende de las propiedades de todas las sustancias, las propiedades del material compuesto de la mezcla, y la tendencia del material mezclado a salir del sistema. Esta última tendencia dependerá de la forma y modos de vibración de los cuerpos en contacto, la temperatura, la posible reactividad química con el ambiente de sus alrededores, y muchos otros parámetros.

2.3.1.4 Ecuaciones cuantitativas

Basándose en datos experimentales de varios pares metálicos en condiciones no lubricadas, es posible escribir las leyes para el desgaste adhesivo de la siguiente manera. La cantidad de desgaste es generalmente proporcional a la carga W y distancia del deslizamiento x , e inversamente proporcional a la dureza H de la superficie que se analiza. Esto es, el volumen de desgaste desprendido:

$$v = \frac{kWx}{H} \quad [\text{Ec. 2.1}]$$

donde k es el coeficiente de desgaste (adimensional), dependiente de los materiales en contacto.

Archard [21] presentó bases teóricas para la expresión en la [Ec. 2.1]. Si consideramos dos superficies en contacto deslizante bajo una carga aplicada W , suponiendo que durante la interacción de las asperezas, éstas se

deformarán plásticamente bajo la carga aplicada y en cada una existe una probabilidad finita de que se produzca una partícula de desgaste. Además, supone que el contacto está formado por asperezas de un radio promedio a , Figura 2.11.

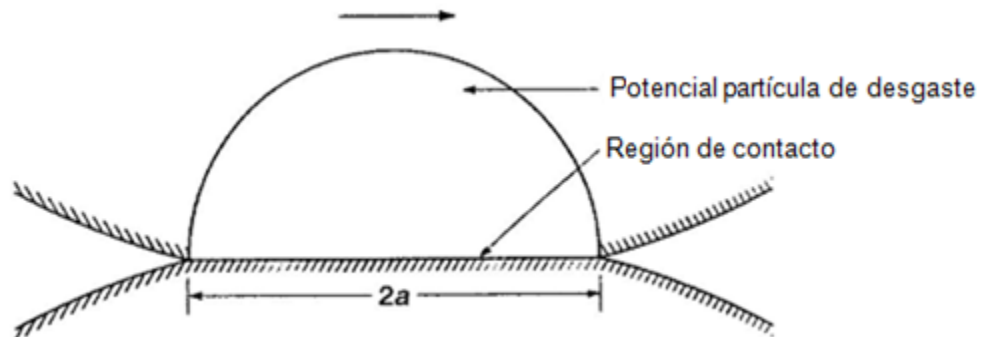


Figura 2.11 Esquema de un modelo hipotético de la generación de una partícula de desgaste semiesférica.

Si el material ha cedido por debajo de la máxima carga normal dW , soportada por una aspereza,

$$dW = \pi a^2 H \quad [\text{Ec. 2.2}]$$

donde H es la presión media de contacto bajo la condición de plasticidad completa, presión de flujo, o la dureza del material más suave. Ahora, si se asume que este contacto de aspereza provocará una partícula de desgaste de volumen dv . La dimensión de ésta partícula será directamente proporcional con el tamaño del contacto. Una examinación física de las partículas de desgaste muestra que las partículas por lo general son de una longitud igual en las tres dimensiones aproximadamente. Así, se espera que dv sea proporcional a a^3 . Si

se supone que una partícula tiene una forma semihemisférica con un radio igual al radio del contacto, entonces:

$$dv = \frac{2}{3} \pi a^3 \quad [\text{Ec. 2.3}]$$

Finalmente, se supone que el contacto permanece en existencia por una distancia de deslizamiento dx igual a $2a$, después de la cual es roto y la carga es soportada por otro contacto nuevo,

$$dx = 2a \quad [\text{Ec. 2.4}]$$

De las ecuaciones 2.2, 2.3 y 2.4 se obtiene:

$$\frac{dv}{dx} = \frac{1}{3} \frac{dW}{H} \quad [\text{Ec. 2.5}]$$

Si sólo una fracción ($=3k$) de todos los contactos producen partículas de desgaste, entonces el volumen de desgaste por todas las asperezas es:

$$v \propto \frac{1}{3} \frac{Wx}{H} = \frac{kWx}{H} \quad [\text{Ec. 2.6}]$$

(Contactos plásticos)

La Ec. 2.6 es idéntica a la Ec. 2.1 y es comúnmente referida como la Ec. de Archard para desgaste adhesivo. La Ec. 2.6 generalmente es considerada para obtener la cantidad de desgaste removido de la superficie más suave de las dos. Esta ecuación puede inclusive utilizarse para calcular la cantidad de desgaste de la superficie más dura utilizando su dureza. Por lo tanto, para el cálculo de k , en cada superficie, en la Ec. 2.1 debe utilizarse la dureza de la superficie que se está desgastando. El termino k es usualmente interpretado como la probabilidad de que un fragmento de material sea transferido, o se forme una partícula de desgaste para un cierto contacto de asperezas. Para desgaste medio, el rango de valores de k es típicamente de 10^{-8} a 10^{-4} , y para desgaste severo de 10^{-4} a 10^{-2} , para casi la mayoría de las combinaciones de materiales, dependiendo de las condiciones operacionales.

El análisis de Archard sugiere que existen dos simples reglas de desgaste, la razón de desgaste es independiente del área aparente y es directamente proporcional a la carga aplicada. Estas reglas son análogas a las leyes de la fricción de Amonton. Además la razón de desgaste es constante con la distancia de deslizamiento (o tiempo) e independiente de la velocidad de deslizamiento.

La Ec. 2.1 sugiere que la probabilidad de la separación de un cierto volumen de material y/o la formación de una partícula de desgaste aumenta con cada interacción de asperezas, así como con un aumento en el área real de contacto, A_r ($A_r=W/H$ para contactos plásticos) y la distancia de deslizamiento. Para contactos elásticos que ocurren en la interface con uno de los materiales con bajo modulo de elasticidad o con superficies muy lisas, la Ec. 2.1 se puede reescribir:

$$v = \frac{k' W x}{E^* (\sigma_p / R_p)^{1/2}} \quad [\text{Ec. 2.7}]$$

$$v = \frac{k' W x}{E^* (\sigma / \beta^*)} \quad [\text{Ec. 2.8}]$$

donde E^* es el modulo elástico efectivo, σ_p y $1/R_p$ son la desviación estándar compuesta y la curvatura promedio compuesta de los cimbras de las superficies apareadas, respectivamente, mientras que σ y β^* son las desviaciones estándar compuestas de las alturas de la superficies y las correlaciones de longitud respectivamente, y k' es un coeficiente de desgaste adimensional. En un contacto elástico, donde los esfuerzos normales permanecen a compresión a través del contacto entero, la fuerte adhesión de algunos contactos puede permitir la generación de partículas de desgaste. Los repetidos contactos elásticos pueden inclusive fallar por fatiga superficial o subsuperficial.

Además, en todos los contactos, el primer contacto ocurre en las nano-asperezas las cuales siempre se deforman plásticamente sin importar la deformación en la microescala, desde el punto de vista del desgaste los contactos plásticos son especialmente dañinos.

Para un diseñador que esté interesado en la velocidad de la profundidad del desgaste, Ec. 2.1 y 2.7 se pueden reescribir como:

$$\dot{d} = \frac{k_p V}{H} \quad (\text{Contactos plásticos}) \quad [\text{Ec. 2.9}]$$

$$\dot{d} = \frac{kpV}{E^* \left(\frac{\sigma_p}{R_p}\right)^{1/2}} \quad (\text{Contactos elásticos}) \quad [\text{Ec. 2.10}]$$

donde \dot{d} es la velocidad de la profundidad del desgaste (d/t) (mm/s), p es la presión normal aparente ($=W/A_a$, donde A_a es el área aparente) y V es la velocidad de deslizamiento. Nótese que la razón del desgaste es proporcional al factor pV , o la vida de la interface es inversamente proporcional a este factor. El factor pV es generalmente utilizado en la selección de materiales para rodamientos en seco. La presión de fluencia o de cedencia bajo esfuerzos combinados normales y de corte, p , es menor que bajo condiciones de carga normal estática, $p_m(=H)$.

$$p = \frac{H}{(1+\alpha\mu^2)^{1/2}} \quad (\text{Ec. 2.11})$$

Donde α es una constante (cerca de 9) y μ es el coeficiente de fricción. Esta expresión para la dureza puede ser utilizada en la Ec. de desgaste de Archard. Rabinowicz [24] sugirió el diámetro medio de una partícula de desgaste,

$$d = 60,000 \frac{W_{ad}}{H} \quad (\text{Ec. 2.12})$$

donde W_{ad} es trabajo de adhesión. El tamaño de las partículas en un contacto metálico son típicamente del rango de submicrón a decimas de micrón. El desgaste adhesivo puede ser el único mecanismo donde existe una cierta

relación entre el coeficiente de fricción y la razón de desgaste tanto para metales y no metales debido a que los mismos factores adhesivos afectan la fricción y el desgaste.

2.3.1.5 Efecto de las condiciones de operación y propiedades del material en el desgaste

Las ecuaciones del desgaste adhesivo 2.1, 2.7 y 2.8 implican que si k es una constante dada por el sistema de deslizamiento, entonces el volumen de material desgastado debe ser inversamente proporcional a, H ó E^* y la rugosidad superficial, y proporcional a la carga normal (presión) y la distancia deslizada.

2.3.1.5.1 Dureza

Para una combinación de materiales específica, con contactos plásticos principalmente, la razón de desgaste generalmente disminuye con un incremento en la dureza, ver Figura 2.12.

2.3.1.5.2 Módulo de elasticidad

Para una combinación con contacto principalmente elástico, la razón de desgaste generalmente disminuye con un aumento en el modulo de elasticidad, ver Figura 2.13.

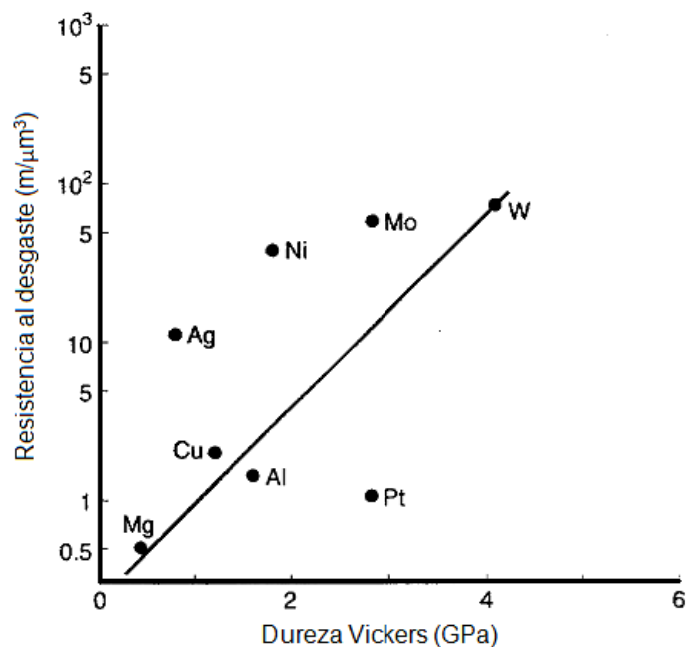


Figura 2.12 Resistencia al desgaste de metales puros auto apareados bajo condiciones secas, como función de la dureza Vickers [22].

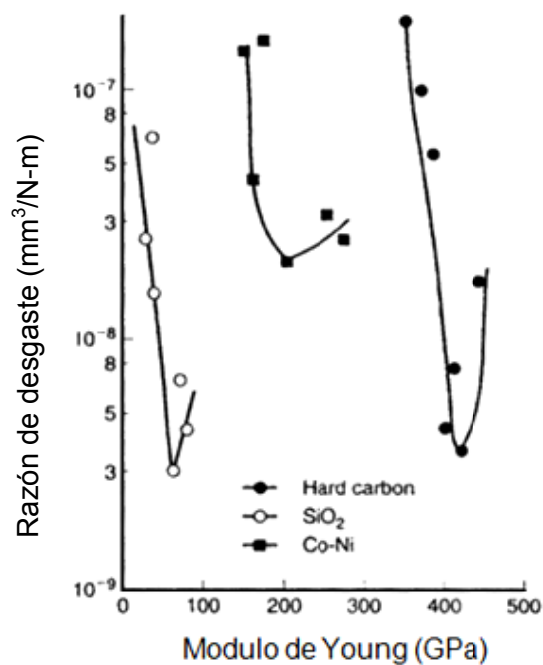


Figura 2.13 Razón de desgaste de películas cerámicas delgadas como función de su modulo de elasticidad deslizando sobre cabezas de discos duros de Al_2O_3 -TiC, en el régimen de contacto elástico [22].

2.3.1.5.3 Rugosidad

Para una combinación con contacto principalmente elástico y en modo de desgaste adhesivo, la razón de desgaste debe disminuir con un aumento en la rugosidad superficial. Sin embargo, si el desgaste ocurre por otro mecanismo de desgaste, como abrasivo, la razón de desgaste puede aumentar con el aumento en la rugosidad superficial.

2.3.1.5.4 Carga

En muchas de las combinaciones, la razón del desgaste aumenta linealmente con la carga, hasta un cierto valor límite; la razón del desgaste puede entonces aumentar o disminuir abruptamente a ciertas cargas críticas [25]. Es la presión aparente lo que determina el valor de la carga crítica. Esto puede ser explicado por el rompimiento y la formación de capas de óxidos como función de la presión o el calor producido por la fricción.

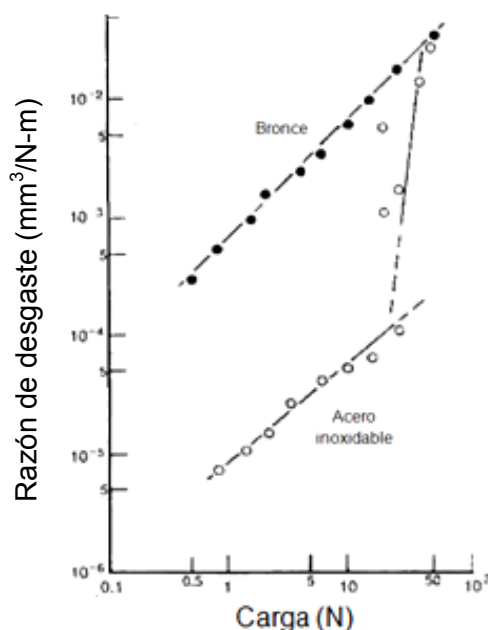


Figura 2.14 Razón de desgaste en función de la carga [22].

2.3.1.5.5 Distancia del deslizamiento

Existe evidencia que sugiere que el volumen de desgaste aumenta con la distancia deslizada o el tiempo del deslizamiento a una velocidad constante [25]. Al inicio del deslizamiento la razón del desgaste puede ser pequeña o alta, durante el llamado periodo de asentamiento, seguida de una razón de desgaste en estado estable hasta que falla la interface.

2.3.1.5.6 Velocidad de deslizamiento

La razón de desgaste debe ser independiente de la velocidad de deslizamiento de acuerdo a las ecuaciones 2.1, 2.7 y 2.8. Para muchas combinaciones esta suposición permanece para un rango de velocidades de deslizamiento. Sin embargo, transiciones notables en la razón de desgaste se observan a ciertas velocidades y presiones aparentes críticas, descritas usando mapas de desgaste.

2.3.1.5.7 Compatibilidad metalúrgica

Rabinowicz [24, 26] ha discutido sobre la tendencia de que el hecho de que exista una fuerte adhesión de los metales que se deslizan, se debe a la compatibilidad metalúrgica, que es el grado de solución sólida cuando los dos metales son fundidos juntos. Aumentando el grado de incompatibilidad se reduce el desgaste, por lo que se disminuye el coeficiente de desgaste, así como el de fricción.

2.3.1.5.8 Efectos estructurales

Los metales con estructura hexagonal compacta (HCP) muestran bajo desgaste (un orden de magnitud menos) que los metales con una estructura cúbica [24]. Una combinación de materiales implicando dos metales hexagonales se comporta de la misma manera que un par con un solo metal hexagonal. Los metales hexagonales tienen un número limitado de planos de deslizamiento, lo cual es responsable del bajo desgaste y fricción.

2.3.1.5.9 Límite de grano

Los límites de grano son regiones de alta concentración de energía en la superficie. Para materiales policristalinos, la presencia de límites de grano afecta la adhesión, fricción, fractura superficial, y el desgaste. Experimentos de fricción deslizante hechos por Kehr y coautores [27] muestran que la razón de desgaste de Ferrita Ni-Zn deslizando contra dos cintas magnéticas disminuye con un aumento en el tamaño de grano.

Bhushan [28] también reportó que ferritas Mn-Zn monocristalinas generalmente tienen una menor razón de desgaste (cerca de 10-25%) que los materiales policristalinos. Estas observaciones sugieren que los materiales policristalinos con una alta densidad de límites de grano (granos finos) deberán presentar una razón de desgaste mayor que aquellos con bajas densidades de límites de grano (granos gruesos) o que los materiales monocristalinos.

2.3.2 Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga se genera con el deslizamiento cíclico entre dos cuerpos con lo cual se deforman elásticamente las asperezas que sostienen el contacto.

En la Figura 2.15 se puede observar el proceso de iniciación, crecimiento y propagación de grieta en una subsuperficie de contacto, la cual finalmente resulta en la formación de una partícula de desgaste.

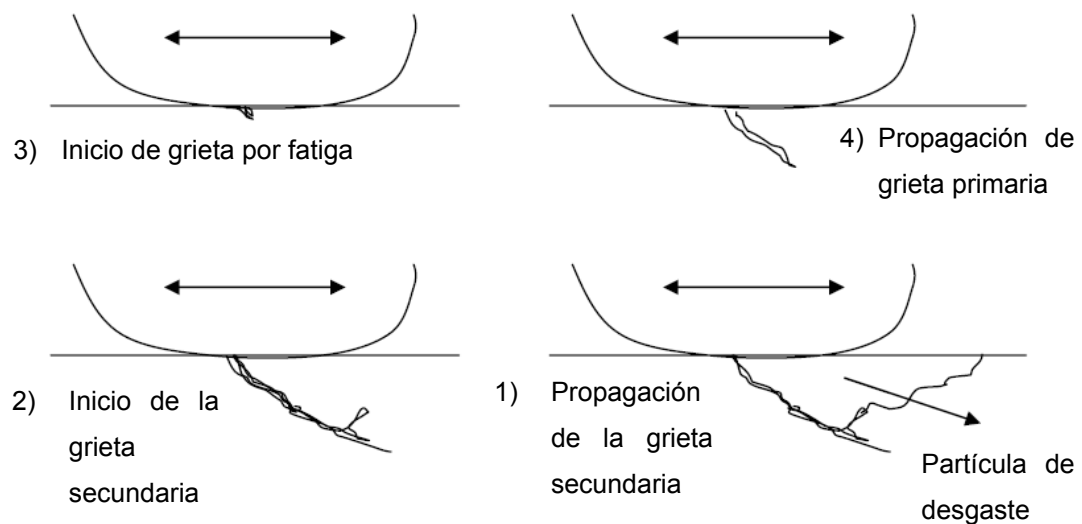


Figura 2.15 Esquema del proceso de desgaste por fatiga [29].

2.4 Daño superficial

Daño superficial es en contexto definido como cambios topográficos o microestructurales, o ambos, en la capa superficial. Las superficies se analizan con respecto al proceso y el mecanismo que ocasionaron el daño, y la relación entre el mecanismo y la geometría, propiedades del material y otras características del tribosistema pueden ser útiles para lograr una comprensión más profunda de los componentes tribológicos.

El daño superficial en un tribosistema es regularmente generado en muchos pasos pequeños por un número de diferentes micromecanismos que se encuentran activos en la tribosuperficie. El daño observado es así, el efecto acumulado en la macroescala de estos micromecanismos.

2.4.1 Clases de daño superficial

En principio, una superficie debe exhibir daño de un solo tipo, pero generalmente es una combinación de dos o más tipos. La examinación e interpretación puede ser un tanto compleja, pero una conveniente clasificación idealizada de los diferentes tipos de daños se muestra a continuación.

2.4.1.1 Daño superficial sin intercambio de material

Existen diferentes tipos de daños superficiales en los cuales no ocurre un intercambio de material, estos daños pueden ser producidos por cambios estructurales (Figura 2.16(a)), que son daños producidos por cambios en la estructura, como envejecido, templado, cambio de fase, recristalización, etc.; deformación plástica (Figura 2.16(b)), el cual es un daño caracterizado por una deformación residual de la capa superficial, regularmente se aprecia como un cambio en la forma; y por fractura superficial (Figura 2.16(c)), que es cuando ocurre un daño causado por una tensión de contacto local excesiva, o por cargas cíclicas inducidas térmica o mecánicamente.

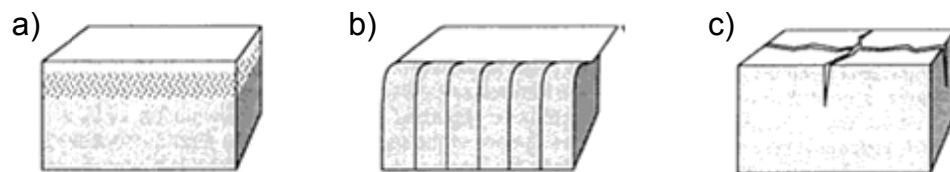


Figura 2.16 Daños superficiales sin intercambio de material provocando (a) cambios estructurales, (b) deformación plástica, y (c) fractura superficial.

2.4.1.2 Daño superficial con pérdida de material (desgaste)

La pérdida de material de la superficie deja huellas de desgaste de varias formas y tamaños (Figura 2.17(a)). Los elementos fundamentales en el proceso de remoción de material pueden ser la fractura por corte, extrusión, formación de viruta, rasgado (*tearing*), fractura frágil, fractura por fatiga, disolución química, y difusión.

2.4.1.3 Daño superficial con ganancia de material

Este tipo de daño es caracterizado por la adhesión de partículas libres, de material transferido de la contrasuperficie, etc. (Figura 2.17(b)).

2.4.1.4 Corrosión

La corrosión es la degradación del material por reacciones químicas con los elementos del ambiente o los elementos de la contrasuperficie (Figura 2.17(c)).

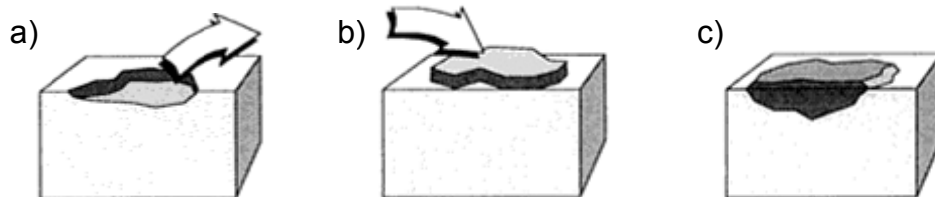


Figura 2.17 (a) Daño superficial con pérdida de material, (b) daño superficial con ganancia de material, y (c) daño superficial ocasionado por corrosión.

Usando esta clasificación de “daño superficial” como cualquier cambio topográfico o estructural de la superficie, se puede decir que no son cambios necesariamente dañinos. Por ejemplo la pérdida de material y la deformación plástica involucrada en el asentamiento de un motor naturalmente daña la tribosuperficie virgen, pero aun así es favorable al motor.

2.4.2 Interacción entre diferentes tipos de daño

El hecho de que el daño observado en una superficie normalmente es una combinación de dos o más de los tipos ilustrados en la figura anterior, indica que varios mecanismos han estado ocurriendo simultáneamente. El traslape de los mecanismos generalmente no opera independientemente, pero la interacción mutua incrementa el efecto de cada uno. Un ejemplo de esta interacción conjunta es la corrosión y el desgaste simultáneo implicados en la erosión a altas temperaturas. La capa de óxidos es más propensa al desgaste erosivo, el cual a su vez aumenta la velocidad de corrosión al remover dicho óxido y exponer el metal a la atmósfera, etc.

De vez en cuando, sin embargo, los efectos combinados pueden permitir una reducción neta de los efectos individuales. Un ejemplo de esta interacción es la supresión del desgaste adhesivo severo en metales en contactos deslizantes por la formación de una capa de óxidos. La capa de óxidos reduce las fuerzas adhesivas entre los cuerpos en deslizamiento, lo cual disminuye la probabilidad de fractura por corte en la superficie. En casos favorables la fricción es reducida y el desgaste adhesivo del metal es reemplazado por un desgaste medio de la lentamente creciente, capa de óxido.

2.4.3 Análisis del daño superficial

Un estudio superficial debe ser complementado con un estudio microestructural en secciones transversales. La estructura e inclusive la composición de la capa superficial dañada son a menudo muy diferentes de las que presentaba el material virgen.

La designación de "capa activa" se refiere a la capa superficial con su composición, estructura, propiedades térmicas y mecánicas durante el contacto tribológico, mientras que la "capa relajada" (desgastada), es la misma capa con las propiedades obtenidas después de descargar y enfriarla a temperatura ambiente (Figura 2.18). Una importante parte de la tribología es el estudio de la capa desgastada, deduciendo que está en estado activo.

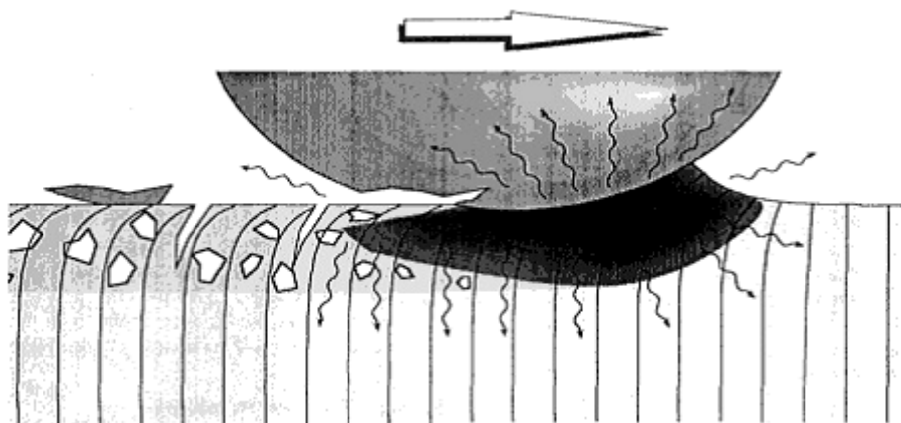


Figura 2.18 Esquema de un solo evento generando una capa activa por la transformación de la superficie original del material bajo la influencia de altas fuerzas normales y cortantes, y calor de fricción. La relajación de esta superficie, implicando cambios de fases adicionales, ocurrirá un tiempo después que el contacto de las asperezas ha pasado [2].

2.5 Contacto entre superficies sólidas

Cuando dos superficies planas son puestas en contacto, la rugosidad superficial causa que el contacto ocurra en puntos discretos de contacto (uniones), Figura 2.19. La suma de las áreas de todos los puntos de contacto constituye el área real (verdadera) de contacto, o simplemente el área de contacto, y para la mayoría de los materiales con una carga aplicada, esta será

solo una pequeña fracción del área aparente (nominal) de contacto. El área real de contacto es función de la textura superficial, las propiedades del material y las condiciones interfaciales. La proximidad de las asperezas causa contactos adhesivos provocados por interacciones interatómicas.

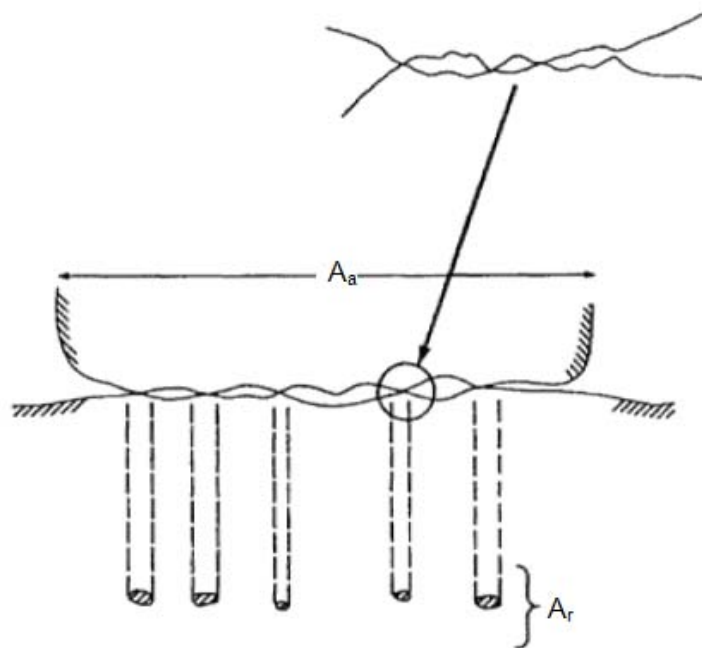


Figura 2.19 Representación esquemática de una interface, mostrando el área real de contacto y la aparente.

Cuando existe movimiento relativo entre dos superficies, la fuerza de fricción es contribuida por la adhesión de estas asperezas y otras fuentes de la interacción superficial. Las repetidas interacciones superficiales así como los esfuerzos superficiales y subsuperficiales, causan la formación de partículas de desgaste y una falla eventual. Una pequeña área real de contacto provoca un menor grado de interacción, permitiendo disminuir el desgaste. El problema de la fricción y el desgaste implica la determinación del área real de contacto. Por lo tanto, para entender la fricción y el desgaste se requiere entender los mecanismos de contacto de los cuerpos sólidos.

Durante el contacto de dos superficies, el contacto inicial ocurrirá solo en unos pocos puntos que soportaran la fuerza normal. Conforme la fuerza normal se incrementa, las superficies se moverán acercándose una a la otra, un número mayor de asperezas de las dos superficies se pondrán en contacto, y los contactos existentes crecerán para soportar la creciente fuerza. Ocurrirá una deformación en la región de los puntos de contacto, ejerciendo esfuerzos que se opongan a la carga aplicada.

El modo de la deformación superficial puede ser elástico, plástico, viscoplástico, o viscoelástico, y depende de los esfuerzos nominales normales y cortantes (carga/ área aparente de contacto), rugosidad superficial, y las propiedades del material. Los esfuerzos locales en los puntos de contacto son mucho mayores que los esfuerzos nominales. Aunque los esfuerzos nominales deben estar en el rango elástico, los esfuerzos locales pueden exceder el límite elástico (esfuerzo de cedencia) y el contacto cederá plásticamente. En la mayoría de los casos, algunas asperezas son deformadas elásticamente, mientras que otras son deformadas plásticamente; la carga induce generalmente una deformación elástica de los cuerpos sólidos, pero en la punta de las asperezas, donde el contacto real ocurre, se lleva a cabo una deformación local plástica.

En el contacto de dos superficies rugosas, un gran número de asperezas de diferentes formas y tamaños son presionadas unas con otras. Las puntas de las asperezas superficiales en cuerpos sólidos son consideradas algunas veces como esféricas, por lo que el contacto de dos cuerpos macroscópicamente planos puede ser reducido a un estudio de un arreglo de contactos esféricos deformándose en sus puntas.

2.5.1 Análisis de los contactos

2.5.1.1 Contacto elástico

El análisis de Hertz se basa en las siguientes suposiciones:

1. Las superficies son continuas, lisas y no conformantes.
2. Las deformaciones son pequeñas.
3. Los cuerpos en contacto son isotrópicos.
4. Las superficies están libres de fricción.

Deformación de una sola aspereza

Para estudiar el comportamiento de asperezas, es conveniente modelarlas como protuberancias perfectamente lisas con geometría cónica o esférica, si se considera el problema de la deformación elástica de una esfera de radio R en contacto sólido con una superficie plana bajo una carga W . El área de contacto es circular, teniendo un radio a , y la presión de contacto es elíptica con $p(r)$ a un radio r en la zona de contacto.

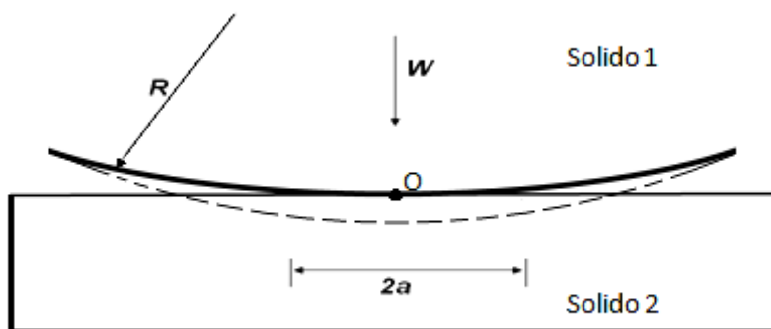


Figura 2.20 Contacto de una esfera sobre una superficie plana.

El radio del contacto producido es "a", definido como:

$$a = \left(\frac{3WR}{4E^*} \right)^{1/3} \quad [\text{Ec. 2.13}]$$

donde:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \quad [\text{Ec. 2.14}]$$

donde E^* es el modulo de Young efectivo, E el modulo de Young, ν la razón de Poisson, los subíndices 1 y 2 hacen referencia a los dos cuerpos.

El área de contacto estará entonces dada por:

$$\pi a^2 \approx 0.83\pi \left(\frac{WR}{E^*} \right)^{2/3} \quad [\text{Ec. 2.15}]$$

La distribución de la presión es elíptica con la máxima presión en el centro del contacto, donde la deformación es mayor,

$$p = p_0 [1 - (r/a)^2]^{1/2} \quad [\text{Ec. 2.16}]$$

donde p es la presión normal, p_0 la presión máxima actuando en el punto O siendo 3/2 veces la presión de contacto media, p_m :

$$p_0 = \frac{3}{2} p_m = \frac{3W}{2\pi a^2} = \left(\frac{6WE^{*2}}{\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad [\text{Ec. 2.17}]$$

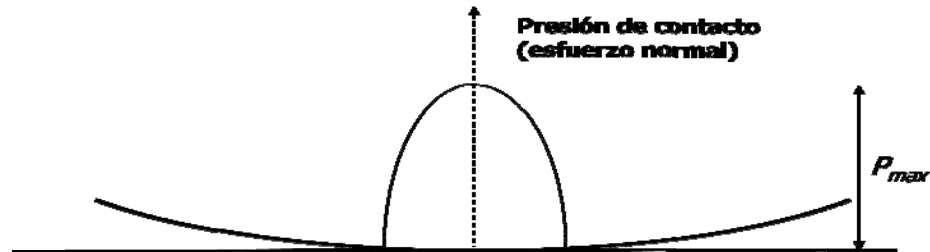


Figura 2.21 Distribución del esfuerzo normal (presión de contacto) en una esfera cargada elásticamente contra una superficie plana.

2.5.1.2 Límites de la deformación elástica

Recordemos que las ecuaciones de Hertz son válidas solo cuando las deformaciones son elásticas. Podemos saber si el contacto excede la elasticidad e incursiona en plasticidad utilizando algún criterio de fluencia conocido:

- CRITERIO DE TRESCA (máximo esfuerzo cortante)
- CRITERIO DE VON MISES (energía de deformación)

2.5.1.2.1 Criterio de Tresca

Este criterio supone que la cedencia comenzará cuando el esfuerzo cortante máximo iguala el valor del esfuerzo cortante en tensión uniaxial. Así, si

los esfuerzos principales son $s_1 > s_2 > s_3$ entonces el esfuerzo cortante máximo será la mitad de la mayor diferencia algebraica entre los esfuerzos principales:

$$\tau_{\text{máx}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad [\text{Ec. 2.18}]$$

En tensión uniaxial $\sigma_1 = Y$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, donde Y es el esfuerzo de cedencia.

$$\therefore \tau_{\text{máx}} = \frac{Y}{2} \quad [\text{Ec. 2.19}]$$

Para el caso de cortante puro donde $s_1 = -s_3$ y $s_2 = 0$ entonces este criterio sugiere que la cedencia ocurrirá cuando el valor del esfuerzo de cedencia al corte alcance una magnitud k expresada como:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = 2k = Y \quad [\text{Ec. 2.20}]$$

$$k = \frac{Y}{2} \quad [\text{Ec. 2.21}]$$

2.5.1.2.2 Criterio de von Mises

Este criterio supone que la cedencia comenzará cuando el segundo invariante de esfuerzo J_2 es igual a un valor crítico k^2 :

$$J_2 = k^2 \quad [\text{Ec. 2.22}]$$

donde

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad [\text{Ec. 2.23}]$$

En el caso de tensión uniaxial donde $\sigma_1 = Y$, y $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$,

$$Y = \sqrt{3}k \quad [\text{Ec. 2.24}]$$

2.5.1.2.3 Criterio para un contacto circular

Criterio de Tresca: $(p_0)_y = 3.2k = 1.6Y \quad [\text{Ec. 2.25}]$

Criterio de Von Mises: $(p_0)_y = 2.8k = 1.6Y \quad [\text{Ec. 2.26}]$

2.5.1.3 Contacto elasto-plástico

El caso de interés para el presente trabajo de investigación es en el cual se tiene una esfera contra una superficie rígida plana perfectamente plástica.

Durante un contacto de dos cuerpos elasto-plásticos a bajas cargas, la superficie es deformada elásticamente teniendo el máximo esfuerzo cortante τ_{\max} en la subsuperficie, una cierta distancia debajo del centro de la región del contacto. A una carga específica, τ_{\max} excede el valor crítico del esfuerzo cortante del sólido y una pequeña cantidad de fluencia ocurre además de la gran deformación elástica. Conforme se incrementa la carga, el tamaño de la indentación y la zona plástica crecen, la presión de contacto se incrementa hasta que, eventualmente, la zona plástica alcanza la superficie y envuelve la región de la indentación, Figura 2.22. Así la deformación puramente elástica crece a una deformación elasto-plástica seguida de una completamente plástica.

La deformación plástica comenzará dentro de uno de los dos sólidos, pero conforme proceda la deformación plástica de un cuerpo, aumentará la presión media de contacto y tan pronto exceda $1.1Y$ del sólido apareado, comenzará a deformarse plásticamente también. Consecuentemente ambos sólidos se deformarán permanentemente.

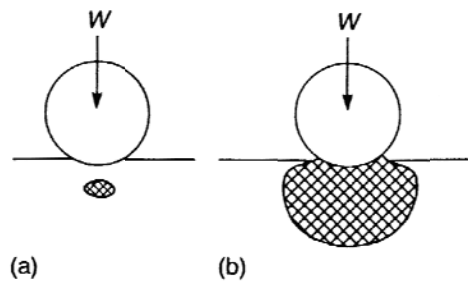


Figura 2.22 Identación de un sólido elasto-plástico por un indentador esférico: a) existe plasticidad por debajo de la superficie a una presión de indentación $p_m \sim 1.1Y$; y b) a una carga mayor, se alcanza plasticidad completa, y el flujo plástico se extiende a la superficie (en esta etapa $p_m \sim 2.8Y$).

De acuerdo con el criterio de von Mises, el inicio de la deformación plástica(a) ocurrirá cuando:

$$(p_0)_y = \frac{3}{2}(p_{\text{mean}})_y = 1.6Y \quad [\text{Ec. 2.27}]$$

$$(p_{\text{mean}})_y = \frac{(2)(1.6)}{3} Y \quad [\text{Ec. 2.28}]$$

$$(p_{\text{mean}})_y = 1.066Y \approx 1.1Y \quad [\text{Ec. 2.29}]$$

Al aumentar la carga (Figura 2.22 (b)) el contacto se encuentra rodeado de material deformado plásticamente y se produce la indentación del plano. Esto ocurre cuando:

$$p_{\text{mean}} = H = 2.8Y \approx 3Y \quad [\text{Ec. 2.30}]$$

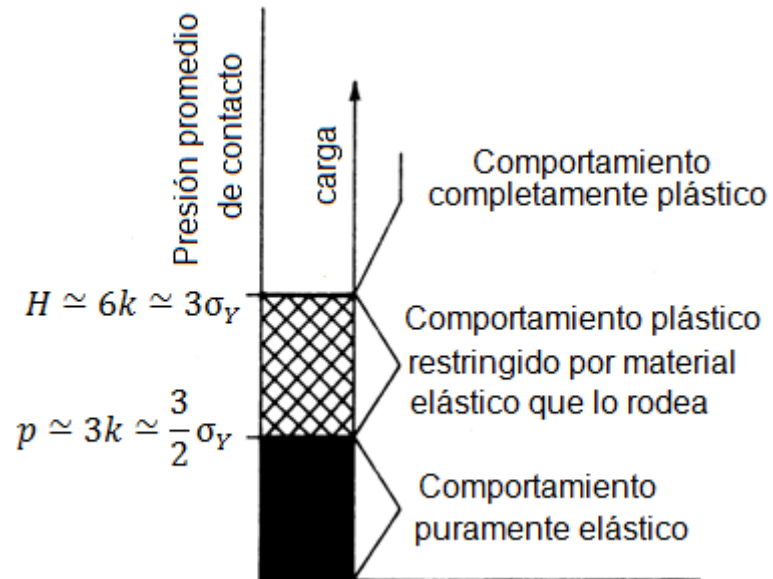


Figura 2.23 Comportamiento del material según la presión de contacto.

2.6 Comportamiento Tribológico de las aleaciones Al-Si

Los principales mecanismos de desgaste relevantes en aplicaciones industriales de las aleaciones aluminio-silicio son el desgaste abrasivo y el adhesivo (deslizante).

2.6.1 Efecto de las partículas de silicio

Bajo condiciones de carga relativamente baja, asociadas con pérdidas bajas ($<10^{-11}$ m³/m), la resistencia al desgaste no es una función principalmente del contenido de silicio [30, 31, 32]. En general, sin embargo, la adición de silicio al aluminio mejora su resistencia al desgaste. El mecanismo principal es influenciado por las partículas duras de silicio. El hecho de que las partículas duras de silicio se encuentren rodeadas por una matriz suave y relativamente tenaz, mejora la tenacidad del material completo y puede contribuir a la resistencia al desgaste al favorecer un comportamiento más plástico. Las aleaciones de silicio eutécticas e hipereutécticas, con un aumento en la fracción volumétrica de las partículas de silicio primario comparado con las aleaciones hipoeutécticas, deben de presentar la mejor resistencia al desgaste de las aleaciones aluminio-silicio. Andrews y coautores [33, 34], por ejemplo, encontraron que aumentando el contenido de silicio se reduce el desgaste en aleaciones hipereutécticas. Sin embargo, resultados en aleaciones binarias [5] muestran que las aleaciones hipereutécticas no son necesariamente las más resistentes al desgaste. Clarke y Sarkar [5] encontraron que para varias aleaciones de aluminio-silicio aproximadamente en el nivel eutéctico había un desgaste relativamente mínimo (Figura 2.24). Atribuyeron los efectos del silicio en el mecanismo de transferencia de metal entre el perno y la contrasuperficie [35].

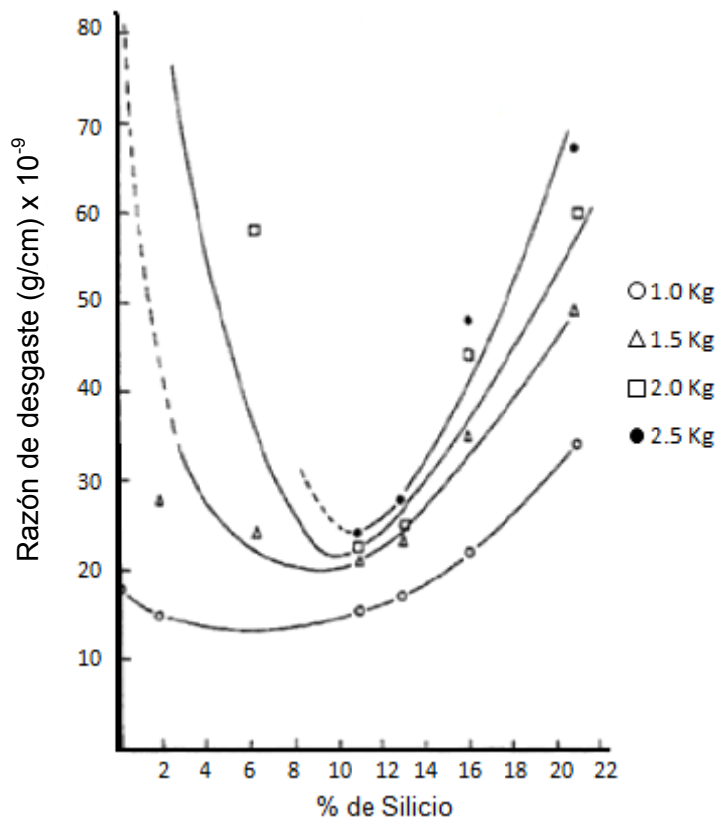


Figura 2.24 Relación entre la razón de desgaste contra el contenido de silicio en aleaciones binarias aluminio-silicio deslizando en contra de acero endurecido[5].

También existe evidencia de un aumento en la resistencia al desgaste con refinamiento de la morfología de las partículas de silicio.

Es claro por lo tanto, que se necesitan tomar en cuenta el efecto del contenido de silicio en la microestructura para la variación en la razón de desgaste, además de la reducción de la resistencia que ocurre cuando se incrementa el contenido de silicio. Los complejos efectos de la composición en el comportamiento del desgaste sugieren que la resistencia al desgaste depende de otras propiedades del material (por ejemplo, tenacidad a la fractura). Así una baja tenacidad a la fractura a altos niveles de silicio puede

permitir una alta razón de desgaste sin que pedazos grandes de productos de desgaste sean creados durante el proceso.

2.6.2 Dureza de la matriz

El incremento de la dureza de la matriz se produce en el tratamiento térmico debido a la adición de cobre y magnesio. Las aleaciones aluminio-silicio para aplicaciones más comerciales, de hecho, dependen del incremento en la dureza logrado por el tratamiento térmico.

Sodeberg y coautores [36] reportan una mejoría en la resistencia al desgaste de un material endurecido por precipitados en comparación contra un material endurecido por solución sólida bajo condiciones de bajo desgaste, usando una aleación de aluminio 6061, la cual es endurecida primordialmente por precipitados de Mg_2Si .

2.6.3 Constituyentes intermetálicos

Además existen otras fases duras presentes en las aleaciones comerciales Al-Si las cuales incrementan la resistencia al desgaste. Estas fases (por ejemplo, Al-Fe-Si, Al-Fe-Mn, Al-Ni, Al-Ni-Fe, Al-Cu-Mg) tienen un variado nivel de dureza [2]. A pesar de la aparente dispersión, estas fases son todas mucho más duras que la matriz de aluminio. Algunos ejemplos de los niveles de dureza de estos compuestos intermetálicos se muestran en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2 Dureza de las fases presentes en aleaciones Al-Si [1].

Fase	Dureza	
	MPa	kgf/mm ²
CuAl ₂	3900	400
	3800-7600	390-780
FeAl ₃	7200	730
	6400-9400	650-960
	5160-7110	526-725
	3500	360
NiAl ₃	6000-7600	610-770
	7100	720
	4500	460
Ni ₂ Al ₃	9800-11,000	1000-1120
Si	7000-14,200	715-1450
	11,880	1211
Mg ₂ Si	4480	457

Los valores típicos de dureza a temperatura ambiente para las matrices de aleaciones de aluminio pueden ser <1000 MPa (<100 kgf/mm²). El valor de dureza para los intermetálicos disminuye con el aumento de la temperatura, aunque a una razón menor que la dureza de la matriz [37].

La adición de fases duras en forma de partículas o fibras para reducir el desgaste es también utilizada para crear materiales compósitos de matriz metálica. Estos materiales utilizan fases de intermetálicos duros, cermet (cerámico-metal), o cerámicas para dar una alta dureza al material. Hornbogen [38] y Zum Gahr [39] han descrito en términos cuantitativos la contribución de como estas fases duras contribuyen en la resistencia al desgaste, pueden ser modeladas en términos de la fracción volumétrica y morfología.

2.6.4 Regímenes de desgaste en aleaciones Al-Si

Existen reportes en la literatura de que las aleaciones Al-Si al ser deslizadas en condiciones no lubricadas en contra de una superficie base Fe presentan: 1) régimen de desgaste medio, el cual se caracteriza por una baja razón de desgaste (10^{-4} a 10^{-3} mm³/m) acompañado de la formación de tribocapas de óxidos en las superficies en contacto, 2) régimen de desgaste severo, el cual existe a cargas y velocidades altas, y es en ocasiones descrito como desgaste metálico debido a la apariencia brillante de las severamente deformadas superficies en contacto [13]. Eyre [40] observó que en desgaste medio las superficies desgastadas están cubiertas por una capa compacta de óxidos y algo de hierro transferido. El desgaste severo es acompañado por la transferencia de aluminio a la contrasuperficie. La razón de desgaste en el régimen de desgaste severo es usualmente de un orden mayor que la presentada en desgaste medio.

Dyson ha identificado tres regímenes según la relación carga-desgaste [42]. El primero llamado “rayado” (“scuffing”), es asociado con un aumento dramático en el desgaste a una cierta carga crítica, acompañado por la aparición de microsoldaduras en la superficie y un incremento en la fricción. Este es seguido por un régimen de desgaste severo a una carga mayor que a cual inicia el rayado (“scuff”), donde hasta un cierto punto la superficie es alaciada. Finalmente el régimen de desgaste severo es seguido por un asimiento (“seizure”) en donde el movimiento relativo es detenido.

En diferentes investigaciones de aleaciones Al-Si las transiciones de desgaste medio han sido designadas como desgaste metálico [31], abrasión [43], asimiento y desgaste severo. Okabayashi y coautores [44] han observado una capa protectora en un espécimen hipereutético (21.6%Si) en deslizamiento. Sugieren que esta capa es formada debido al amasamiento de

productos de desgaste, y una vez formada provee mejor resistencia al desgaste y adhesión en aleaciones con bajos contenidos de silicio. Sin embargo, Shivnath y coautores [31], han observado esta capa protectora en todas las clases de aleaciones (hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas), cuando están sujetas a deslizamiento en contra de una superficie de acero en el régimen de desgaste medio. De acuerdo con Razabizadeh y Eyre [45], la capa protectora es esencialmente una capa de óxidos. Sin embargo Antoniou y Borland [32] encontraron que esta capa es una mezcla ultra fina de partículas de aluminio, silicio y hierro α generadas durante el proceso de desgaste. La composición de esta capa fue confirmada por un estudio de Pramila Bai y Biswas [46].

Cuando una aleación Al-Si se desliza en contra de una superficie dura, las partículas de silicio en la subsuperficie se fragmentan permitiendo el flujo plástico. Ha sido demostrado por Pramila Bai y Biswas, que si la aleación es lo suficientemente débil para permitir severas fragmentaciones del silicio, y si estas fragmentaciones alcanzan un cierto tamaño crítico, las grietas nucleadas en la interface de silicio se propagaran dentro de la capa protectora. Esto rompe la capa y se desprenden ciertos productos delaminados de la subsuperficie de la aleación. Otro estudio [48] demostró que si la aleación es reforzada con la adición de 0.9% Mg y la morfología del silicio se hace equiaxial mediante tratamiento térmico, el flujo y fragmentación en la subsuperficie son detenidos, permitiendo mejorar la estabilidad de la capa e incrementando la resistencia al desgaste.

CAPÍTULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

El desgaste es un fenómeno complejo que depende de muchos parámetros. No existe un procedimiento de pruebas que abarque todos los parámetros implicados en un sistema de desgaste. Por lo tanto, existe un gran número de máquinas de desgaste de diferentes tipos, tamaños, configuraciones y condiciones ambientales. Cada configuración de prueba es desarrollada para satisfacer una situación particular de desgaste. El diseño de una prueba de desgaste debe acercarse de una manera sistemática al fenómeno que se quiere analizar para poder interpretar los resultados y tendencias.

El desgaste en los cilindros en un monobloque de motor es debido a un deslizamiento recíprocante relativo en contra de los anillos del pistón. El desgaste en la aleación hipereutéctica Al-Si-Cu puede ser simulado en máquinas de desgaste de laboratorio, usando una máquina de desgaste con

movimiento recíprocante tipo “Plint” o una máquina de desgaste con movimiento unidireccional tipo “Ball-on-Disk”.

El presente trabajo de investigación tiene como objetivo conocer una parte del comportamiento tribológico del material, para lo cual se realizaron ensayos tribológicos dentro de la categoría de pruebas de laboratorio. Para eso se trabajó en una máquina de desgaste del tipo “Ball on Disk”. La máquina tipo ball-on-disk fue diseñada y construida siguiendo las especificaciones de la Norma ASTM G-99 [10] y analizando las diferentes máquinas de este tipo existentes [3], 49, 50].

3.2 Diseño Experimental

Con la finalidad de conocer el comportamiento tribológico de la aleación de aluminio, se diseñó un programa de experimentos en el cual se pudiese analizar dicho comportamiento. Debido a que el objetivo principal de este estudio es la caracterización tribológica de la aleación de Al-Si-Cu y no así la del hierro gris, el número de experimentos y condiciones es mayor para esta aleación que para las muestras de hierro, las cuales solo se experimentaron para un análisis comparativo.

En la figura 3.1 se muestra la matriz de experimentos, en el cual se muestra de izquierda a derecha, el material, la condición interfacial, la carga, la velocidad y la distancia de la prueba, para un total de 59 experimentos.

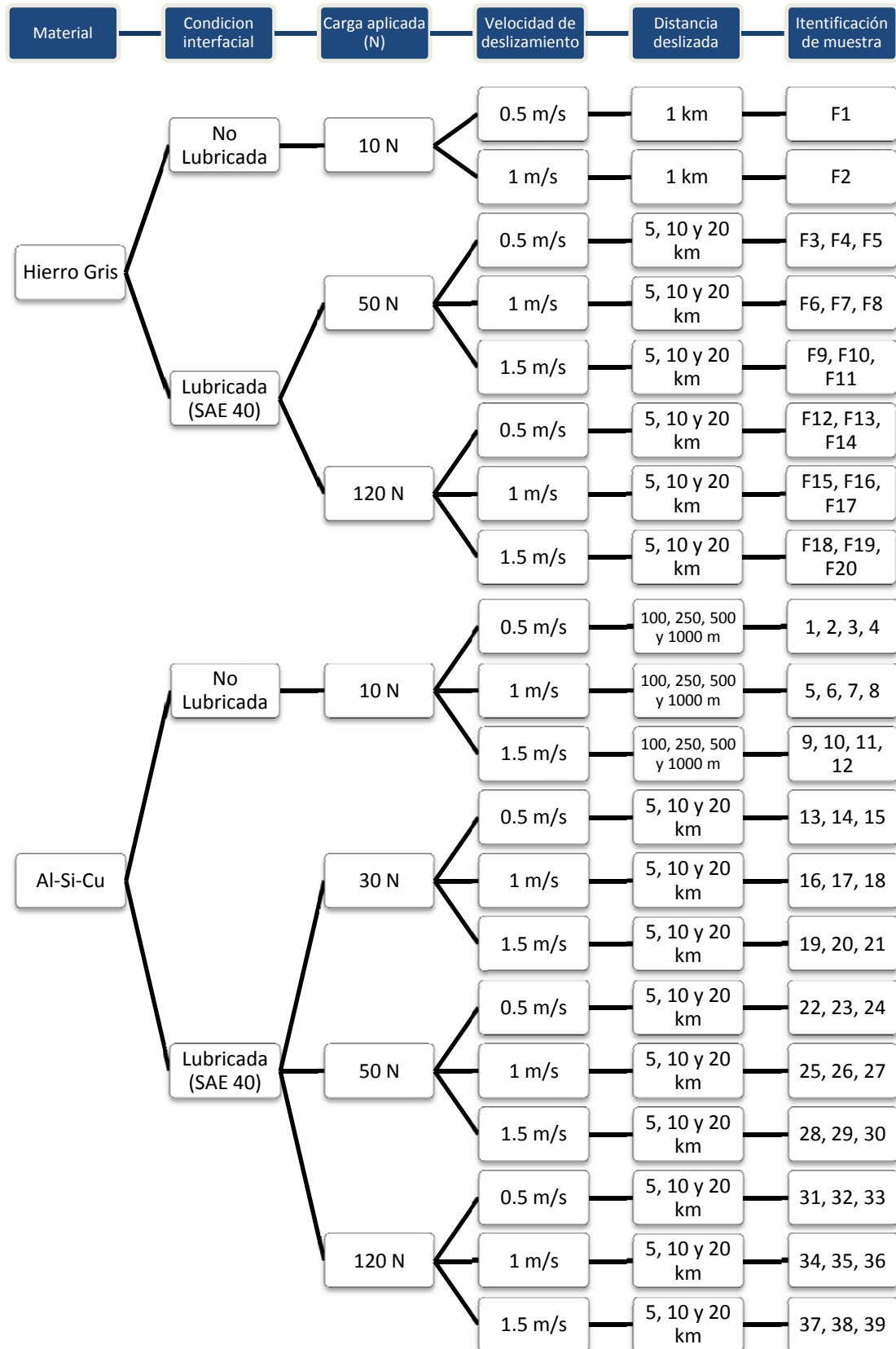


Figura 3.1 Matriz de experimentos.

3.3 Plan experimental

En la figura 3.2 se muestra de forma esquemática los pasos que se siguieron durante la experimentación.

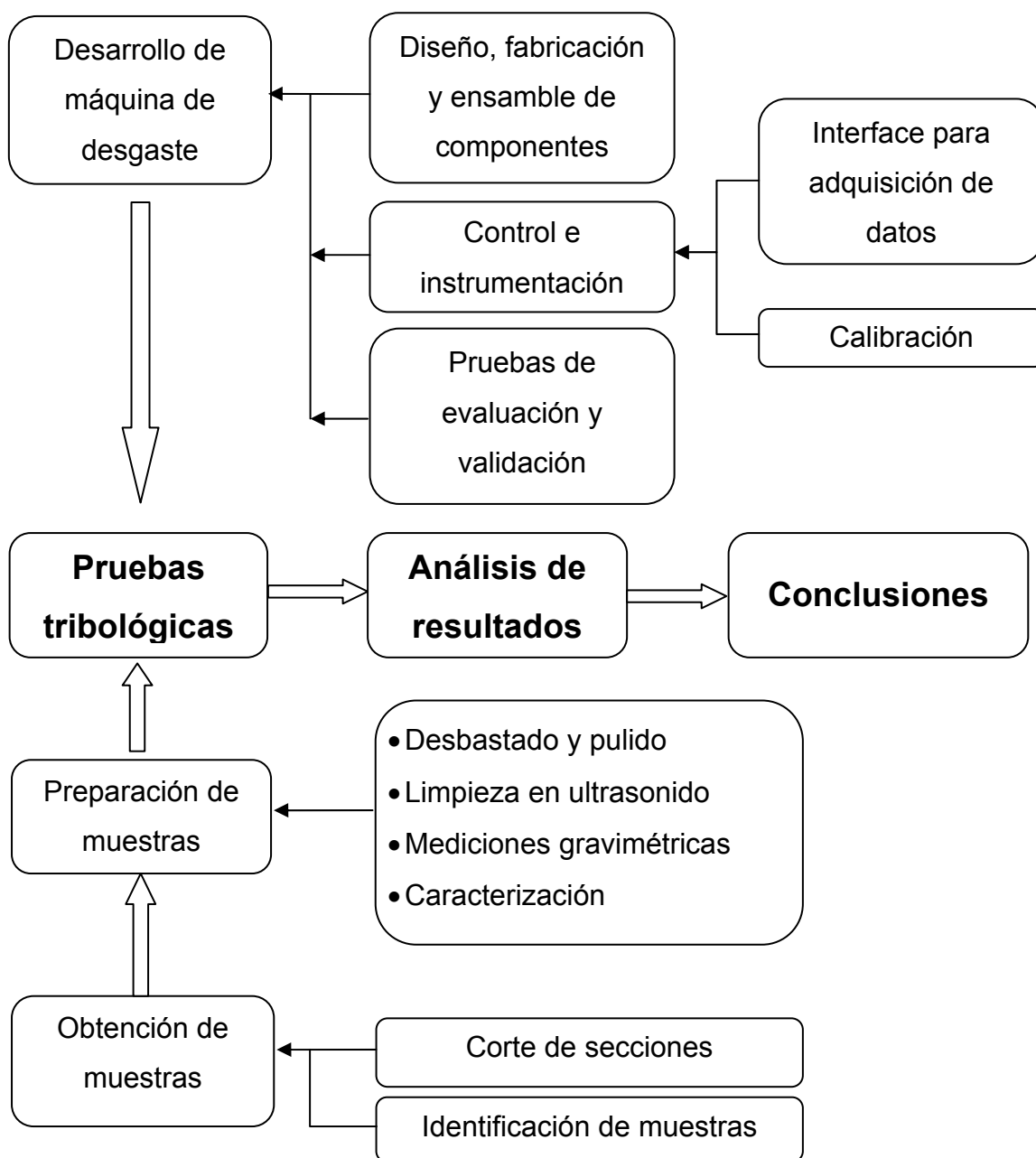


Figura 3.2 Esquema de plan experimental.

3.4 Obtención de muestras

Las muestras de aluminio se obtuvieron a partir de monobloques para uso automotriz vaciados sin camisas de hierro, de donde se cortaron secciones en forma de anillos de los cilindros, figura 3.3. Mientras que para las de hierro gris se obtuvieron los discos a partir de camisas convencionales utilizadas actualmente en los monobloques.

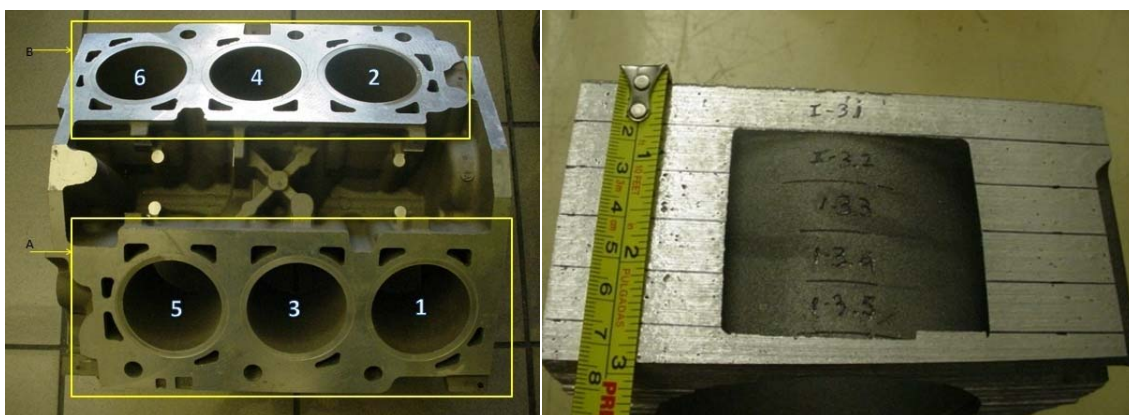


Figura 3.3 Monobloque de aleación hipereutectica Al-Si-Cu.

En la figura 3.4 se observa una muestra final de Al-Si-Cu. Las muestras fueron cortadas para tener un espesor de 12 mm. Debido a que el hierro al estar en contacto con agua tiende a formar películas de óxido, los discos de hierro gris fueron desbastados en seco, con esto se disminuye la formación de capas gruesas de óxidos, las cuales afectan el comportamiento tribológico.

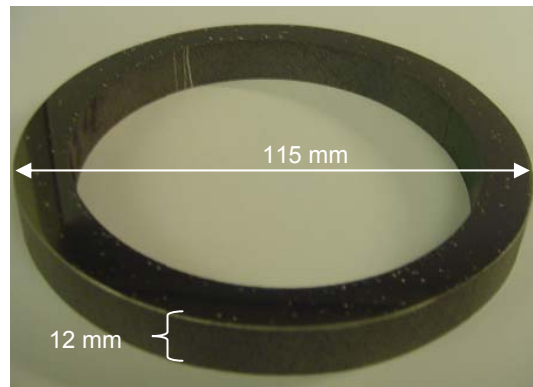


Figura 3.4 Muestra con forma de anillo de Al-Si-Cu.

3.5 Caracterización de muestras antes de pruebas tribológicas

3.5.1 Análisis químico

Se realizó análisis químico a varias de las muestras de aluminio y se obtuvo un valor promedio. Se utilizó un espectrómetro de chispa.

3.5.2 Dureza

Los ensayos de dureza Brinell fueron realizados de acuerdo a lo especificado en la norma ASTM E10-01 [51] empleando un durómetro de banco marca Wilson modelo AP, se utilizó una carga de 500 kg aplicada durante 10 segundos con un indentador esférico de 10 mm de diámetro. A cada

una de las probetas se les hicieron dos indentaciones y posteriormente el diámetro de las huellas se midió utilizando un estereoscopio marca Olympus modelo SZH10 y un programa analizador de imágenes (Clemex Vision). Se hicieron tres mediciones a 120° entre sí en cada una de las huellas y se utilizó el promedio para calcular el valor de dureza Brinell mediante la ecuación especificada en la norma [51].

3.5.3 Microdureza

Se realizó un perfil de microdureza en los balines. También se realizaron indentaciones de microdureza en la matriz de las muestras de aluminio, así como en las diferentes fases. Para este tipo de indentaciones se utilizó un microdurómetro “FM, Future Tech”

3.5.4 Análisis de superficies

La rugosidad fue medida con un rugosímetro “Surfcom 480A” el cual fue ajustado para realizar recorridos longitudinales de 3 mm en la superficie de los discos. El parámetro medido fue “Ra” que es un promedio de la suma de las áreas de los picos y valles con respecto a una línea media de referencia que establece el rugosímetro.

3.6 Diseño y construcción de máquina de desgaste tipo Ball on Disk

3.6.1 Introducción

Las pruebas de deslizamiento fueron realizadas en una máquina de desgaste tipo “ball on disk” construida por el autor como parte de este proyecto de investigación, la fig. 3.6 muestra una representación esquemática de la máquina. Existen muchas máquinas de este tipo reportadas en la literatura [49, 50]. Además, existe la norma ASTM G-99, en la cual se estandariza este tipo de ensayos [10]. La construcción de esta máquina fue basada en las especificaciones que se proponen en esta norma.

3.6.2 Descripción y funcionamiento

La máquina consiste en un motor eléctrico de corriente directa (Baldor), de 0.5 HP, con velocidad angular de 1750 rpm. El motor fue acoplado a un reductor de velocidad con salida 4:1, de tal manera que se obtuvo una salida de 437.5 rpm (la norma ASTM G-99 especifica un rango de 60-600 rpm). El conjunto, motor-reductor de velocidad, tiene a la salida de la flecha una variación de +/- 1 %. Se utilizó un tacómetro para medir y tabular la velocidad. La velocidad del motor es controlada por un potenciómetro lineal. La tabla 3.1 muestra la relación de velocidad de salida de la transmisión contra el porcentaje del potenciómetro. El motor y la transmisión están situados debajo de una placa de acero que forma la mesa de la máquina. El eje de la transmisión está acoplado al disco porta muestras.

Tabla 3.1 Relación de la velocidad a la salida de la transmisión con el porcentaje del potenciómetro del variador de velocidad.

%	RPM	%	RPM	%	RPM
10	22	40	166	70	326
12	32	42	177	72	340
14	39	44	189	74	354.8
16	48	46	198	76	361
18	58	48	208	78	369
20	65	50	219	80	383.5
22	75	52	230	82	391
24	86.5	54	241	84	397
26	96	56	250	86	401
28	104	58	264	88	410
30	115	60	272.5	90	426
32	124	62	285	92	429
34	134	64	295.7	94	431
36	145	66	303.3	96	433
38	154	68	315	98	435

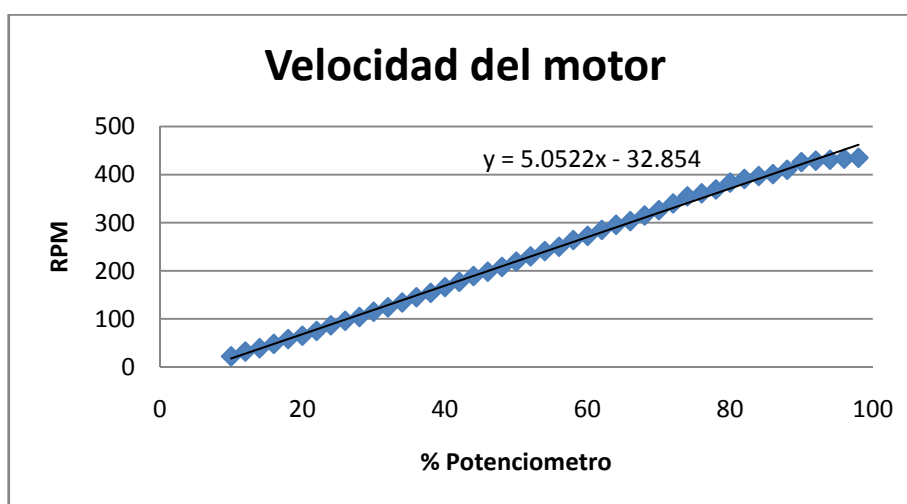


Figura 3.5 Relación lineal de velocidad de la salida de la transmisión con el potenciómetro de control de la misma.

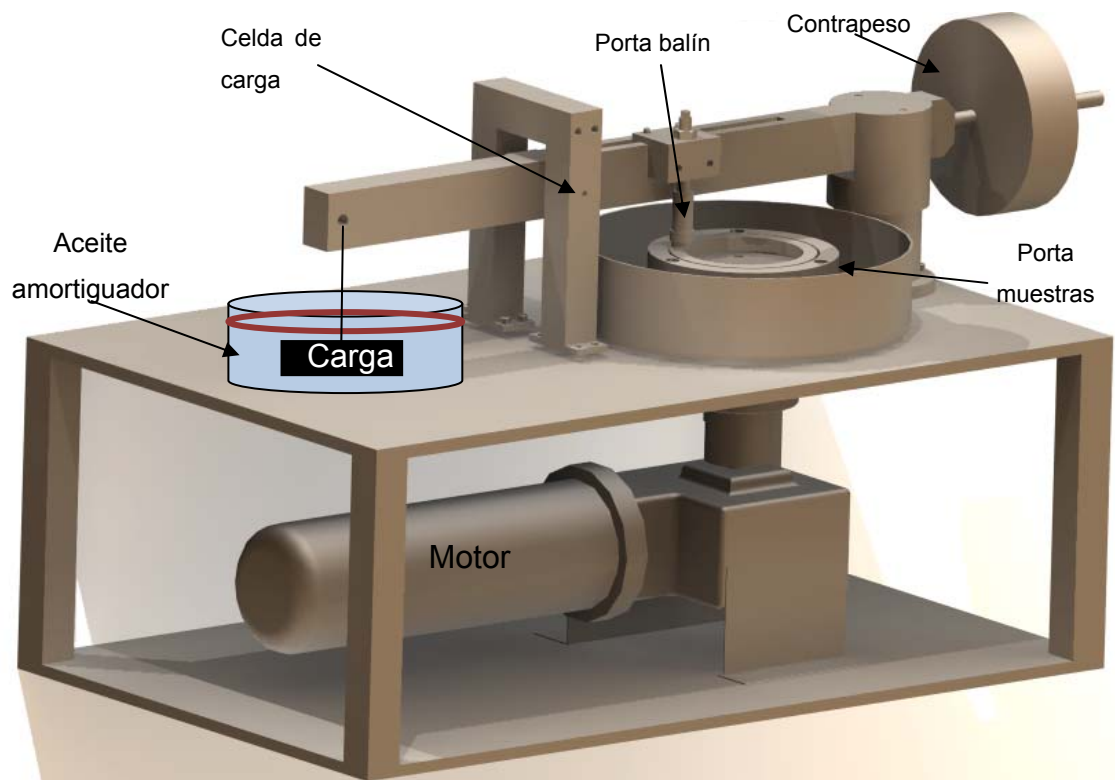


Figura 3.6 Modelo 3D de máquina de desgaste tipo Ball-on-disk.

En la mesa de la máquina se encuentra un brazo de carga en el cual se posiciona el porta balín. El brazo está pivoteado, produciendo un brazo de palanca, por medio de dos flechas con rodamientos, lo que le permite una rotación libre tanto en dirección vertical como radial. El brazo tiene en un extremo una carga colgante sumergida en un recipiente de aceite, para amortiguar las cargas variables y la vibración, en el otro extremo tiene un contrapeso para balancear y calibrar la carga de las pruebas. El porta balín puede colocarse en diferentes posiciones a lo largo del brazo, lo que permite usar diferentes tamaños de muestras. El brazo pasa por en medio de un marco en el cual está una celda de carga. Además se colocaron 3 resortes de muy baja constante solo para mantener siempre en contacto al brazo contra la celda y para disminuir las vibraciones.

3.6.2.1 Medición de la fricción

La celda de carga que se encuentra en el marco detecta la fuerza tangencial con la que el brazo de carga es empujado por el deslizamiento. La fuerza de fricción es calculada a partir de la fuerza tangencial (fig. 3.7).

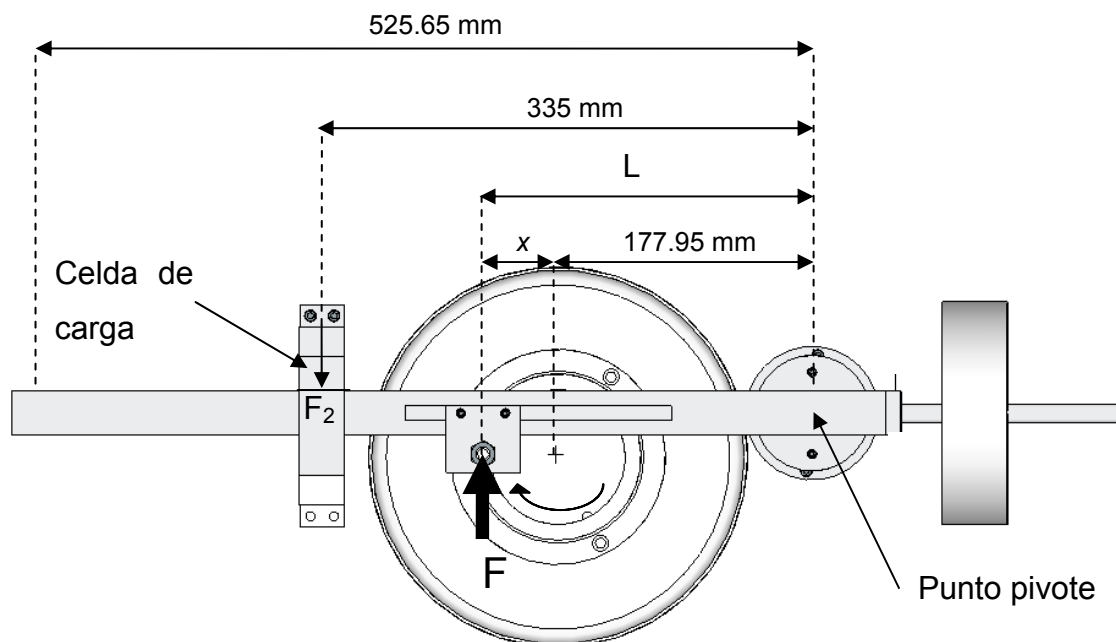


Figura 3.7 Vista superior de la máquina de desgaste tipo Ball-on-disk.

Al deslizarse el disco por abajo del balín, por efecto de la fuerza de fricción se trasmite un movimiento al brazo. El brazo aplica una fuerza a la celda de carga, la cual registra dicha fuerza. Al estar alineado en porta balín con el eje, la fuerza que la muestra ejerce sobre éste es una fuerza tangencial F , esta fuerza es calculada a partir de la fuerza medida por la celda de carga, esto es si:

$$L = (177.95 \text{ mm}) + x \quad [\text{Ec. 3.1}]$$

$$F = \frac{(F_2)(335 \text{ mm})}{L} \quad [\text{Ec. 3.2}]$$

Para calcular el coeficiente de fricción μ , se divide la fuerza de fricción (F) entre la carga ejercida en el balón (W).

$$\mu = \frac{F}{W} \quad [\text{Ec. 3.3}]$$

3.6.2.2 Medición del desgaste

La razón de desgaste es reportada en la literatura en diversas formas. Normalmente se presenta el desgaste como cambio de masa (mg), o como volumen desgastado (mm^3). Para obtener el volumen desgastado a partir del cambio de masa, se utiliza la densidad del material:

$$\Delta V = \frac{\Delta m}{\rho} \quad [\text{Ec. 3.4}]$$

Con la ecuación anterior se obtiene la pérdida de volumen, a partir del cual se puede calcular la razón de desgaste (\mathcal{W}). Para esto se divide la pérdida de volumen entre la distancia recorrida, ó entre el tiempo, dependiendo de la presentación que se le quiera dar a la razón de desgaste (mm^3/m ó mm^3/s).

$$\mathcal{W}_d = \frac{V}{d} \quad \mathcal{W}_t = \frac{V}{t} \quad [\text{Ec. 3.5, Ec. 3.6}]$$

Otra forma de presentar los resultados de desgaste, es la razón específica de desgaste (\tilde{W}_{esp}) la cual se obtiene al dividir el volumen perdido entre la carga aplicada y la distancia deslizada ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$).

$$\tilde{W}_{\text{esp}} = \frac{V}{Wd} \quad (\text{Ec. 3.7})$$

3.6.3 Instrumentación

3.6.3.1 Celda de carga

Se utilizó una celda de carga Omega modelo LCMKD-50N, con capacidad para 50 N. La cual fue calibrada usando masas conocidas, la figura 3.8 muestra la curva de calibración para la celda de carga.

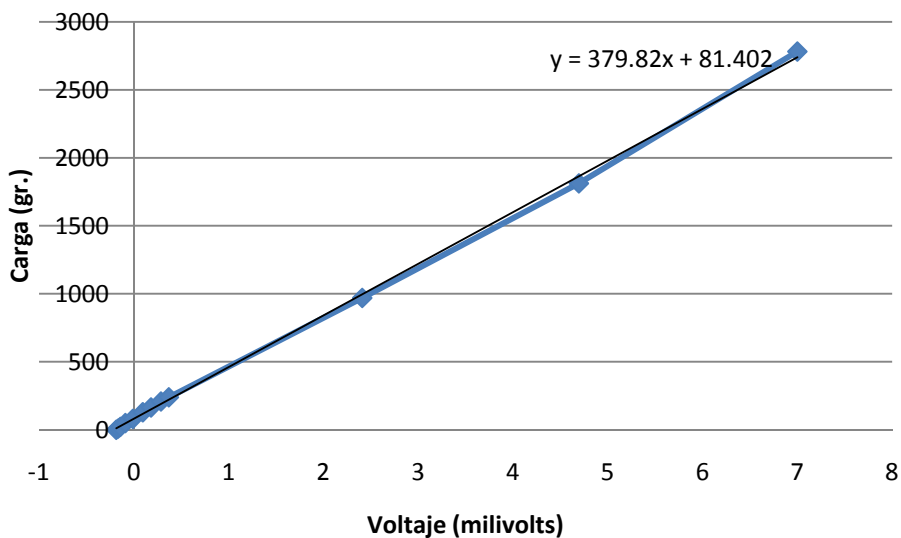


Figura 3.8 Curva de calibración de la celda de carga omega LCMKD-50N.

3.6.3.2 Amplificador de señal

La celda de carga fue conectada a un amplificador de señal, de la marca National Instruments, utilizando un chasis NI SCXI-1000, un puerto SCXI-1600 con conexión “USB”, un puerto SCXI-1520 para un adaptador de ocho canales SCXI-1314. Con esta configuración en el amplificador se pueden adquirir e interpretar los datos en una computadora.



Figura 3.9 Amplificador de señal National Instruments NI SCXI 1000.

3.6.3.3 Sistema de adquisición de datos

Se utilizó el software Lab View 7.0, para desarrollar un programa en el cual la señal de la celda de carga es interpretada directamente como coeficiente de fricción. Utilizando valores introducidos por el usuario en cada prueba, se pueden cambiar las condiciones de prueba y el programa calculará automáticamente el coeficiente de fricción específico de dicha prueba.

Los valores que el usuario puede introducir son la carga aplicada y la posición del balín (relación de la palanca ejercida), con la cual se calcula la fuerza tangencial. También se puede introducir la velocidad (m/s) y la distancia (m) deseadas, para que en la pantalla se muestre la velocidad (rpm) así como el tiempo requerido para completar dicha distancia. (Figura 3.10)

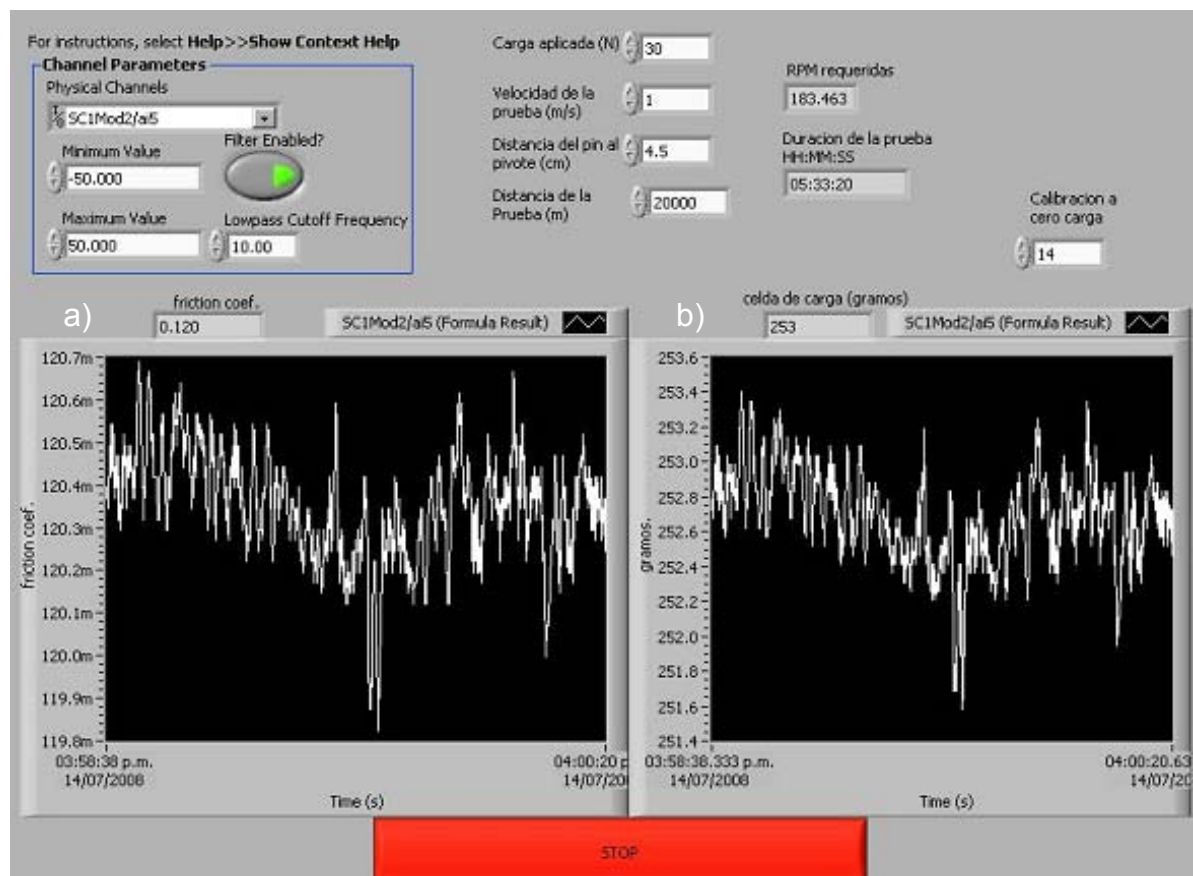


Figura 3.10 Pantalla de ejemplo de Lab View. a) Gráfica de coeficiente de fricción, b) gráfica de la fuerza ejercida sobre la celda de carga.

3.7 Pruebas de evaluación y validación

Se realizaron pruebas para evaluar el comportamiento de la máquina, así como poder realizar ajustes finales y modificaciones al diseño original. Se hizo una comparación de resultados con lo reportado en la literatura para evaluar si la máquina era capaz de brindar información confiable. También se evaluó la repetibilidad de los resultados.

3.8 Diseño de pruebas

Para disminuir la magnitud del error en nuestras mediciones, se recomienda que se siga un estricto control en el trato y manejo a todas las muestras. Algunos de estos pasos son recomendados por la norma ASTM G99 mientras que otros fueron incluidos debido a las circunstancias de las muestras y condiciones de laboratorio presentes en este estudio. Una lista detallada con los pasos que se siguieron es mostrada a continuación:

- 1) Todas las muestras fueron identificadas adecuadamente.

- 2) Acabado superficial y medición de rugosidad. Se desbastaron las muestras con lijas de carburo de silicio #80, 180, 320, 500, 800, 1200 y 2400, para después ser pulidas acabado espejo en un paño con alúmina. Se midió la rugosidad de las muestras.

- 3) Limpieza de muestras con acetona en ultrasonido. En el caso de los experimentos lubricados, las muestras fueron sumergidas en aceite primeramente, para luego ser limpiadas con acetona en ultrasonido por 2 horas, después con acetona limpia se volvió a limpiar en ultrasonido por otras 2 horas. Esto debido a que las muestras de aluminio al tener gran porosidad tienden a retener cierta cantidad de aceite, así al ser sumergidas y limpiadas antes de la prueba, se disminuye el posible error por aceite retenido que no hubiese sido pesado al inicio. En los experimentos en seco solo se limpian las muestras.
- 4) Secado de muestras en un horno a 100° por 40 minutos.
- 5) Se colocaron las muestras en un desecador hermético para absorber la humedad por media hora.
- 6) Se pesaron las muestras en una balanza analítica con precisión de 0.1 mg. Cada muestra se pesó tres veces y se tomó el promedio.
- 7) El disco y el balín se colocaron en sus respectivos sujetadores. El porta disco tiene tres tornillos para ajustar horizontalmente la superficie que se va a poner a deslizamiento, el porta muestras junto con la muestra se ponen boca abajo en una superficie plana y en esa posición se aprietan los tres tornillos de ajuste horizontal, y luego los tres tornillos de sujeción así se asegura una superficie perpendicular al balín. Fig. 3.11

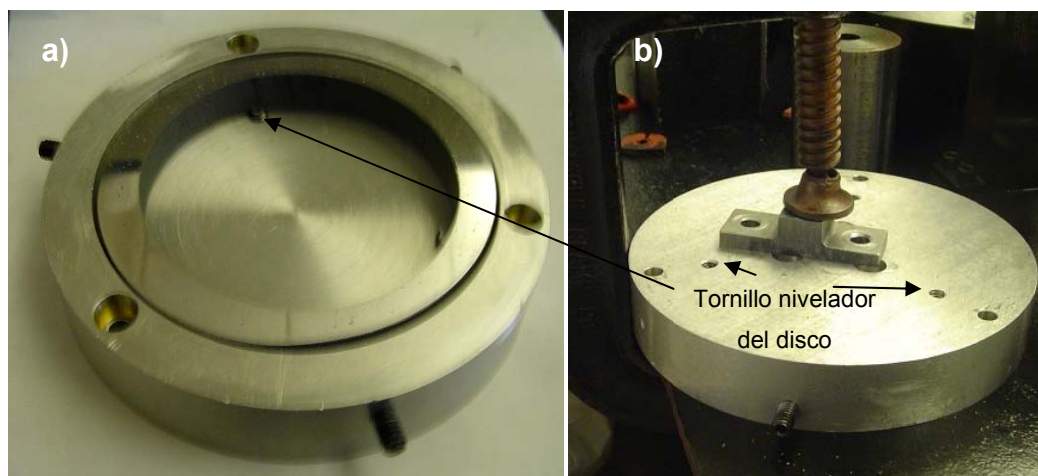


Figura 3.11 a) Vista superior de porta muestras con un disco de prueba, b) Vista inferior de porta muestra, sujetado para nivelar muestra contra una placa de referencia.

- 8) Para medir la variación de alturas a lo largo del disco, se fija el porta muestra a la máquina y se usó un reloj de aguja Mitutoyo, con el cual al girar lentamente el disco, se observa la variación de alturas. En los casos donde la variación fue mayor que ± 0.03 mm se volvió a ajustar el disco, Figura 3.12.



Figura 3.12 Uso de reloj de aguja para medir diferencia de alturas en la superficie del disco.

- 9) El porta balón es colocado en la posición en la que se quiere producir el contacto, la posición del porta balón es medida usando una escala que tiene el brazo de carga. Esta posición se usa en el software para el cálculo automático del coeficiente de fricción.

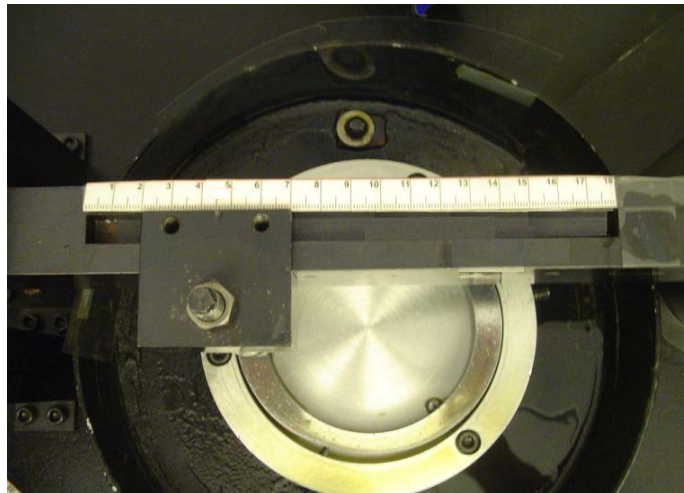


Figura 3.13 Vista superior de la máquina. El brazo tiene una escala con la cual se conoce la posición del porta balón.

- 10) Se ajusta la carga a aplicar en el extremo del brazo, así como la velocidad del motor. La carga aplicada fue medida utilizando una báscula analítica, poniendo el balón en la posición a utilizarse y utilizando pesos muertos arriba del porta balón como incrementos de carga, se utilizó el contrapeso para ajustar la carga aplicada a un valor deseado exacto.
- 11) Se utilizó aceite SAE 40 para las pruebas lubricadas, el aceite fue introducido cerca del punto de contacto, fue vertido con un flujo

constante mediante gravedad, por lo que además de servir como lubricante sirvió como refrigerante, permitiendo desprejar el cambio de temperatura generado por la fricción.

- 12) Durante la prueba es monitoreado y registrado el coeficiente de fricción.
- 13) La muestra y el balín después de cada prueba son nuevamente sometidos al mismo proceso de limpieza, secado y pesado que anteriormente se mencionó, para determinar la pérdida de masa.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Análisis químico

En la tabla 4.1 y 4.2 se muestra la composición química nominal tanto de la aleación de aluminio, como de las muestras de hierro gris.

Composición química % en peso					
Al	Resto de la composición				
Si	13-14	Mn	0.1-0.45	Ni	0.4-0.8
Cu	2.3-2.7	Mg	0.1-0.3	Sr	0.01-0.09
Fe	0.1-0.45	Zn	0.1-0.6	Ti	0.05-0.11

Tabla 4.1 Composición química nominal de aleación hipereutética Al-Si.

Composición química % en peso			
Fe	Resto de la composición		
C	3.1-3.4	Mn	0.5-0.9
Si	1.8-2.2	P	0.15 Máx.
CE (C+1/3Si)	3.8-4.2	S	0.15 Máx.

Tabla 4.2 Composición química hierro gris.

4.2 Análisis microestructural

4.2.1 Microscopia óptica (MO)

En la figura 4.1 se muestra una microestructura típica de la aleación NLLB, la cual tiene una estructura cristalina FCC y consiste en una matriz de la fase hipereutética de aluminio α -silicio, y partículas de silicio primario con forma de agujas alargadas las cuales se encuentran finamente dispersas en toda la matriz, así como de otras fases de compuestos intermetálicos de Al-Ni-Cu, Al-Fe-Si-Mn-Cu y Al-Si-Sr.

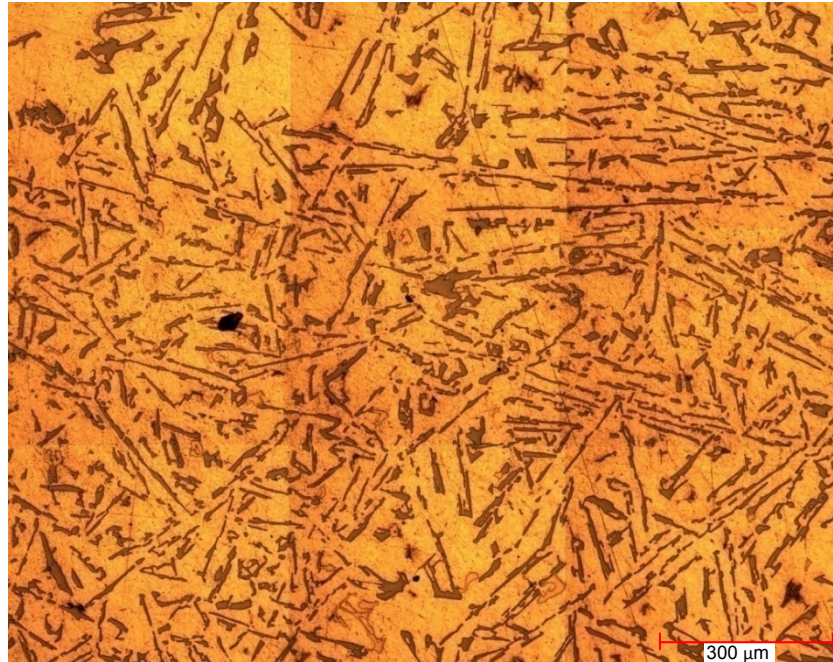


Figura 4.1 Microestructura de la Aleación Al-Si-Cu (200x).

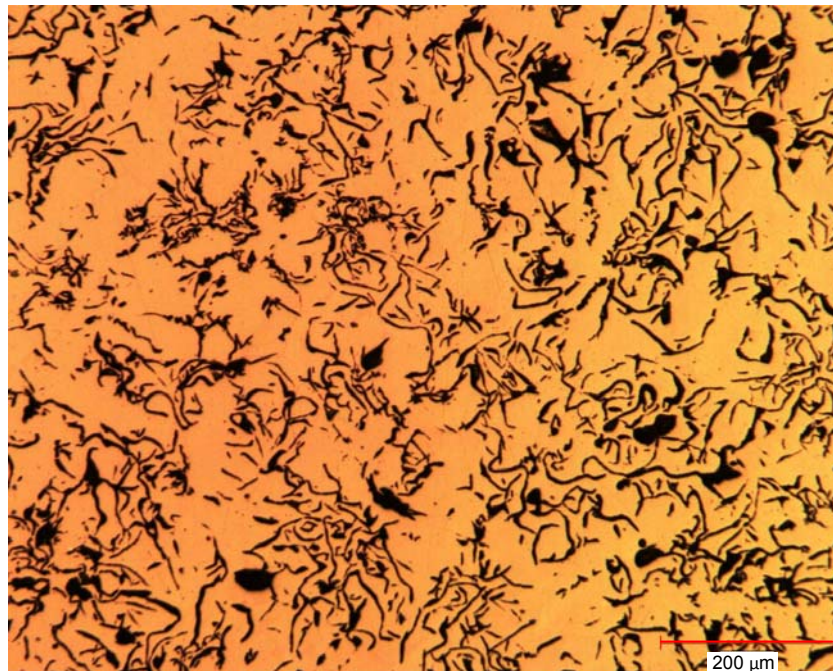


Figura 4.2 Microestructura de hierro gris (100x).

En la Figura 4.2 se muestra la microestructura del hierro gris la cual consiste en una matriz de ferrita (BCC) y perlita fina (mezcla de ferrita y Fe_3C). Las regiones oscuras alargadas son hojuelas de grafito.

4.2.1 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

Se utilizó microscopía electrónica de barrido en el análisis microestructural para determinar los elementos presentes en las diferentes fases. En la figura 4.3 se muestran los espectros atómicos obtenidos en las diferentes fases de la aleación NLLB. Se observaron 5 diferentes fases en la aleación. La fase predominante en la aleación aparte de la matriz, fue la fase de silicio primario, seguida de las fases de Al-Fe-Si-Mn-Cu y Al-Ni-Cu, mientras que las fases de Al-Si-Sr se presentaron en menor proporción.

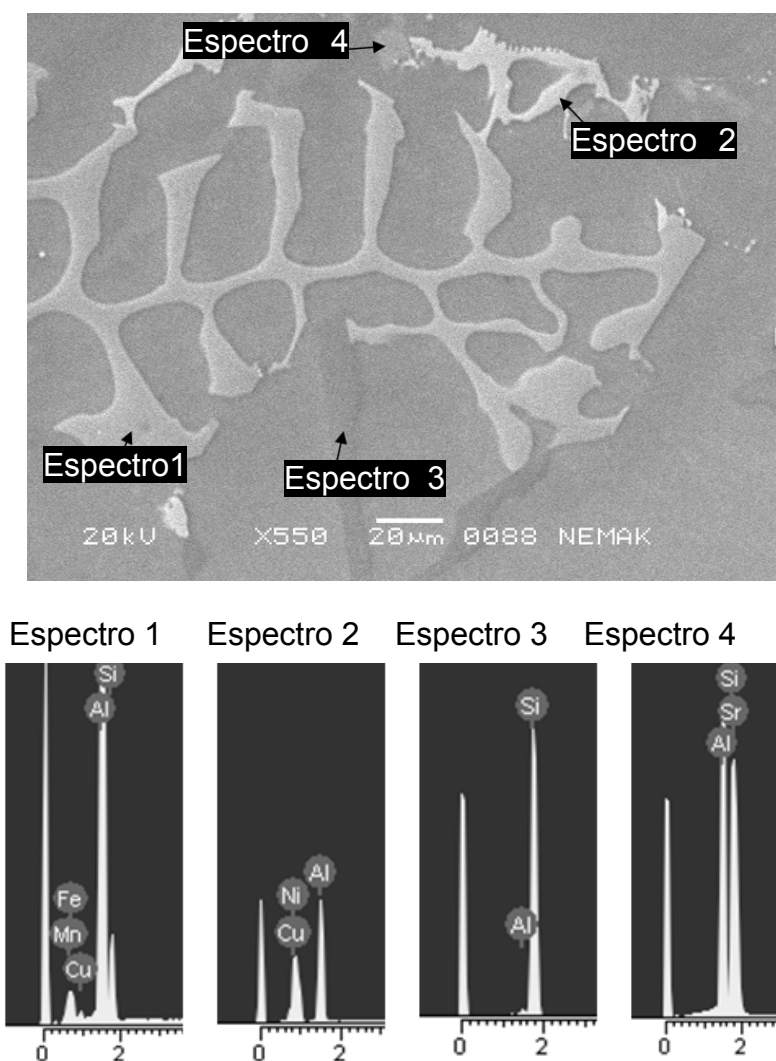


Figura 4.3 Espectros atómicos tomados en MEB en una muestra de Al-Si-Cu.

4.4 Dureza

La tabla 4.3 muestra los valores de dureza Brinell de las muestras de la aleación de hipereutética de Al-Si, así como también la de las muestras de hierro gris. La dureza superficial en los balines fue en promedio 884 HBN

Tabla 4.3 Dureza Brinell.

Al-Si		Al-Si		hierro Gris	
Muestra	HBN	Muestra	HBN	Muestra	HBN
1	107	21	106	Fe1	856
2	101	22	110	Fe2	843
3	114	23	114	Fe3	880
4	103	24	114	Fe4	860
5	122	25	91	Fe5	852
6	115	26	106	Fe6	841
7	97	27	106	Fe7	858
8	102	28	87	Fe8	871
9	103	29	87	Fe9	882
10	126	30	109	Fe10	874
11	103	31	120	Fe11	896
12	112	32	117	Fe12	859
13	101	33	140	Fe13	854
14	101	34	108	Fe14	860
15	123	35	106	Fe15	874
16	102	36	121	Fe16	848
17	111	37	108	Fe17	880
18	111	38	110	Fe18	902
19	97	39	126	Fe19	861
20	97	40	111	Fe20	879

4.5 Rugosidad

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

Tabla 4.4 Parámetro de rugosidad Ra.

Al-Si		Al-Si		hierro Gris	
Muestra	Ra (μm)	Muestra	Ra (μm)	Muestra	Ra (μm)
1	0.134	21	0.098	Fe1	0.123
2	0.117	22	0.111	Fe2	0.122
3	0.115	23	0.120	Fe3	0.120
4	0.112	24	0.123	Fe4	0.123
5	0.105	25	0.115	Fe5	0.121
6	0.110	26	0.117	Fe6	0.124
7	0.117	27	0.112	Fe7	0.126
8	0.123	28	0.125	Fe8	0.122
9	0.099	29	0.112	Fe9	0.121
10	0.102	30	0.110	Fe10	0.118
11	0.113	31	0.133	Fe11	0.123
12	0.110	32	0.128	Fe12	0.115
13	0.120	33	0.123	Fe13	0.132
14	0.132	34	0.119	Fe14	0.117
15	0.114	35	0.112	Fe15	0.122
16	0.112	36	0.112	Fe16	0.111
17	0.121	37	0.116	Fe17	0.116
18	0.116	38	0.122	Fe18	0.119
19	0.119	39	0.117	Fe19	0.129
20	0.134	40	0.122	Fe20	0.134

4.6 Resultados de pruebas tribológicas

4.6.1 Fricción

En esta sección se muestra un resumen del comportamiento de fricción con respecto a la distancia deslizada, se presentarán gráficas en las cuales se muestra un promedio del coeficiente de fricción de cada condición de carga y velocidad, se utilizaron diferentes distancias de deslizamiento (5-10-20 km con aceite y 100-250-500-1000 m en seco), al mantener carga y velocidad constantes, la fuerza de fricción debe ser la misma. Para cada distancia se utilizó una muestra nueva, esto es debido a que no es válido reiniciar un experimento y acumular la distancia [10], ya que dada la geometría del contacto además de la forma de sujeción de las muestras, sería prácticamente imposible volver a colocar la muestra y el balón exactamente en la misma posición en la cual se encontraba originalmente. Para cada condición lubricada se muestra un valor del promedio de μ de las tres pruebas en los primeros 5 km, posteriormente un promedio de dos pruebas hasta los 10 km, y finalmente los resultados únicamente de la prueba de 20 km, de igual manera para los resultados en condiciones no lubricadas. Se obtuvo una desviación estándar en el coeficiente de ± 0.003 entre las pruebas de cada condición, por lo cual se concluyó que la máquina recién construida ofrece buena repetibilidad.

4.6.1.1 Fricción de Al-Si-Cu en condición lubricada

En la Figura 4.4 se muestra el comportamiento del coeficiente de fricción de Al-Si-Cu en condiciones lubricadas, donde el coeficiente de fricción se encontró en el orden del comportamiento que muestra el hierro gris [55,56].

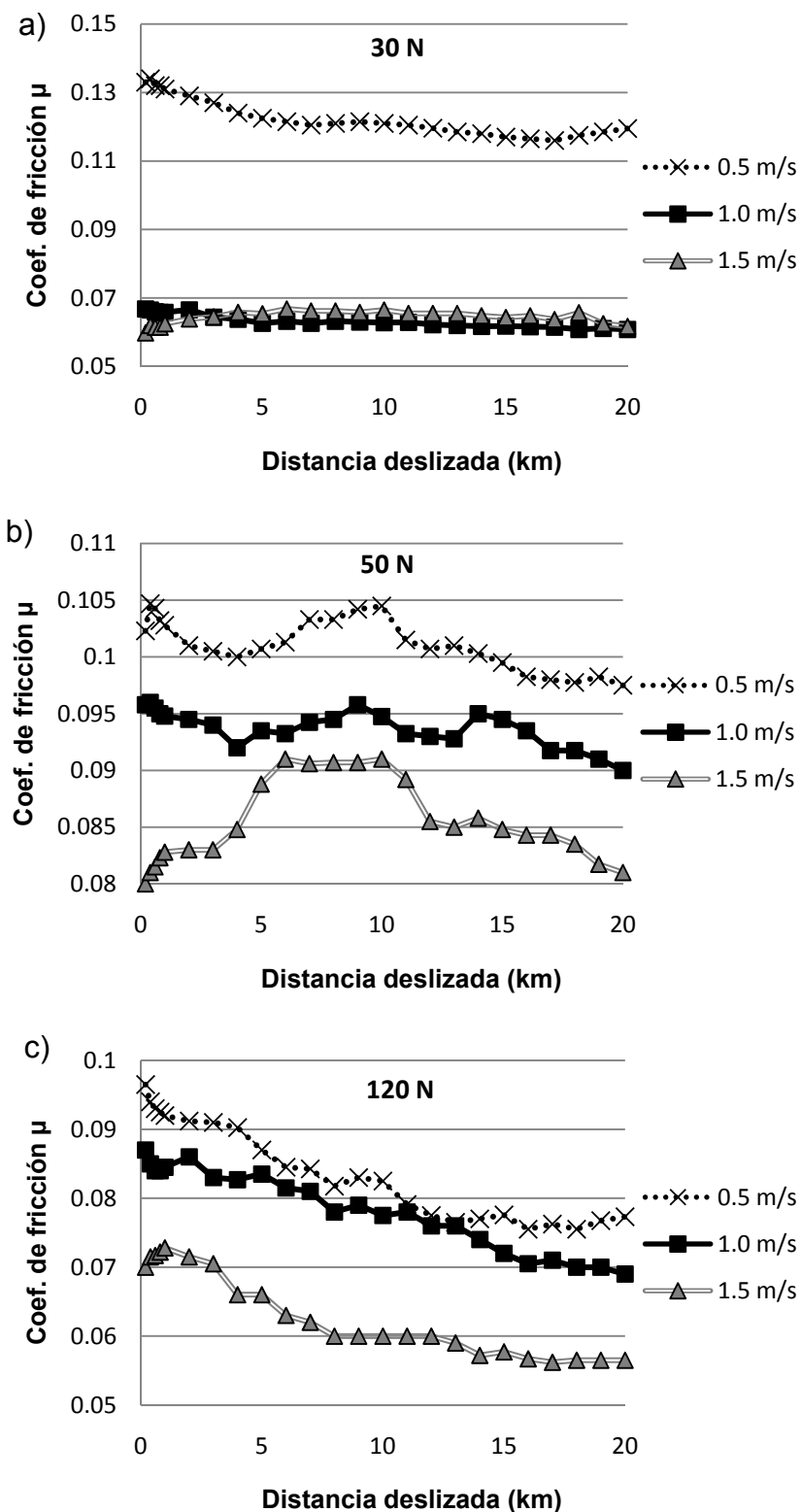


Figura 4.4 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condiciones lubricadas (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 30 N, (b) 50 N y (c) 120 N.

El coeficiente de fricción para la carga de 30 N (ver fig. 4.4 (a)) se mantuvo constante durante toda la distancia deslizada a las tres velocidades, se presentó el valor más elevado para la velocidad de deslizamiento de 0.5 m/s ($\mu=0.12$) aproximadamente el doble que para las velocidades de 1 y 1.5 m/s ($\mu=0.06$). Para la carga de 50 N el coeficiente de fricción (ver fig. 4.4 (b)) presentó un valor más elevado que en el caso de 30 N para dos de las velocidades (1 y 1.5 m/s), a 1.5 m/s hubo un incremento de los 5 a los 10 km, pero en general el comportamiento de μ fue estable. Para la carga de 120 N (ver fig. 4.4 (c)) el coeficiente de fricción disminuyó con la distancia deslizada para las tres velocidades, alcanzando a 0.5 y 1.5 m/s los valores más bajos de todas las pruebas. Esta disminución de μ , puede ser comprendida con el estudio de Blau [52], en el cual concluye que para pares metálicos, en el régimen de cargas altas, el coeficiente de fricción disminuye con el aumento en la carga, se cree que un incremento en la rugosidad superficial es responsable de la reducción de la fricción. Con esto se puede decir que en las pruebas a 120 N el coef. de fricción tiene un valor mayor al inicio cuando la superficie se encuentra menos rugosa, lo cual favorece a que exista una mayor área real de contacto que la final, después de que el material experimenta cierto desgaste e incrementa su rugosidad superficial, el área real de contacto disminuye, y como resultado el coeficiente de fricción también disminuye.

Se puede apreciar en los tres casos el efecto que tiene la velocidad en el coeficiente de fricción, a baja velocidad se presentaron los coeficientes de fricción mayores, mientras que conforme se incrementó la velocidad el coeficiente de fricción disminuyó, esto puede explicarse con la teoría de la lubricación elastohidrodinámica, donde a mayor velocidad se logra formar una presión hidrodinámica que disminuye el contacto entre las asperezas, y por ende μ . Aunque la tercera ley de la fricción menciona que la fricción es independiente de la velocidad [53], esto generalmente no es válido. Normalmente el coeficiente cinético de fricción como función de la velocidad

tiene una pendiente negativa [24], esta pendiente es muy pequeña, solo existe una ligera variación en el coeficiente con el cambio en la velocidad. Bhushan [54] encontró que a cargas normales altas y elevadas velocidades de deslizamiento pueden provocar altas temperaturas interfaciales (flash), las cuales pueden reducir considerablemente la resistencia mecánica de la aleación, en algunos casos ocurre una fundición superficial localizada, lo que reduce la resistencia a corte y la fricción disminuye a un valor determinado por las fuerzas viscosas en esta capa líquida.

4.6.1.2 Fricción de Al-Si-Cu en condición no lubricada

En condiciones no lubricadas el coeficiente de fricción no fue tan estable y estuvo variando en un intervalo de 0.2 - 0.4 aproximadamente para los tres casos, teniendo una tendencia ligeramente mayor para la velocidad de deslizamiento de 0.5 m/s, ver Figura 4.5. Al inicio del deslizamiento, en los primeros 50 metros, μ alcanzó un valor máximo de 0.6, siendo este el valor correspondiente al periodo de asentamiento.

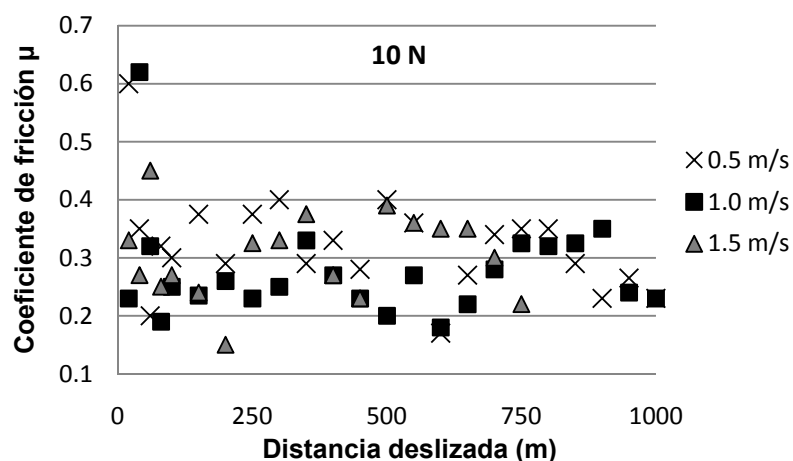


Figura 4.5 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condiciones no lubricadas para una carga aplicada de 10 N.

4.6.1.3 Fricción de hierro gris en condición lubricada

En la Figura 4.6 se muestra un resumen del comportamiento del coeficiente de fricción en condiciones lubricadas para el hierro gris.

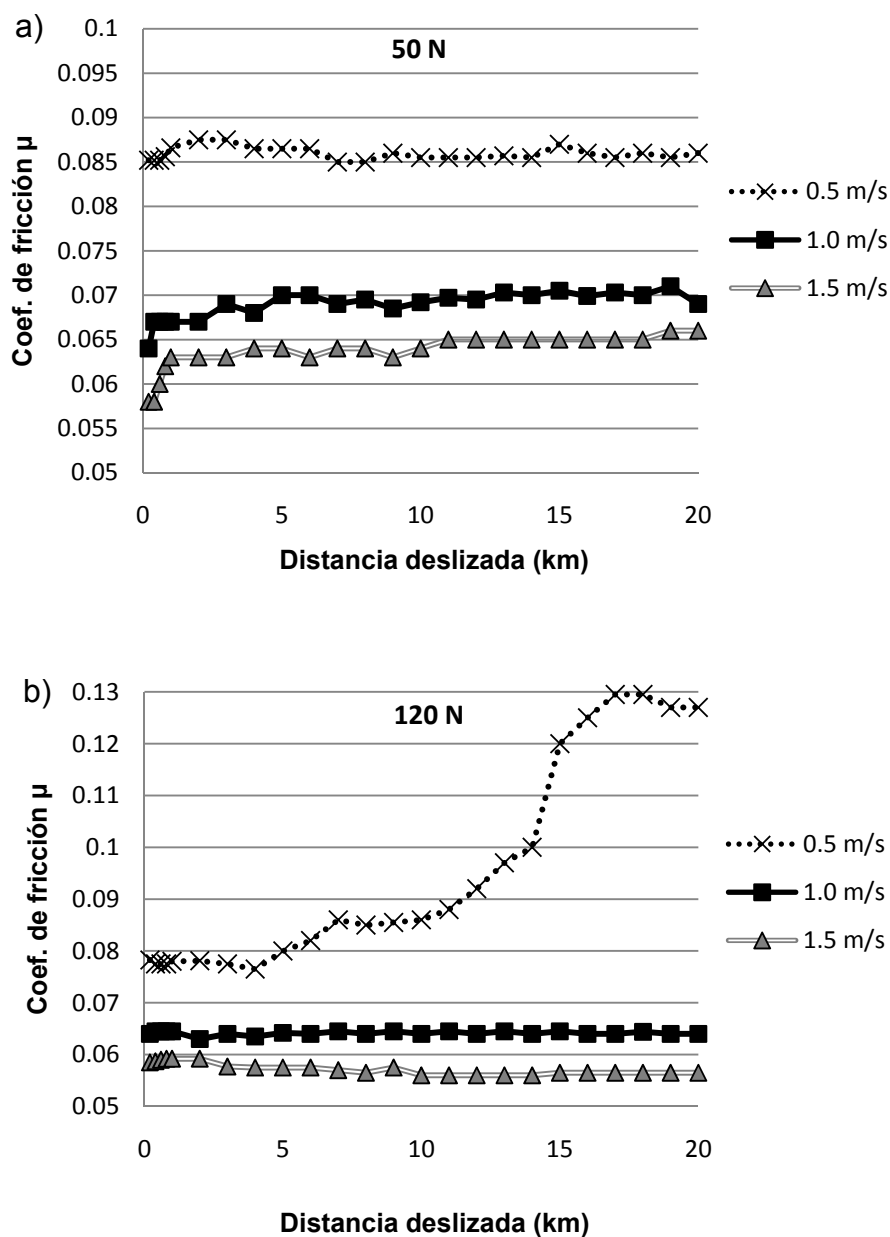


Figura 4.6 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris, usando aceite SAE 40 como lubricante para una carga aplicada de (a) 50 N y (b) 120 N.

Para la carga de 50 N el coeficiente de fricción se mantuvo constante durante todo el deslizamiento para las tres velocidades, siendo para la velocidad de 0.5 m/s el valor de μ más elevado y el más bajo para la velocidad de 1.5 m/s al igual que en los experimentos en aluminio (ver fig. 4.6(a)). Por otra parte para el caso de 120 N de carga aplicada el coeficiente de fricción se comportó de una manera ligeramente menor en magnitud que para 50 N a las velocidades de 1 y 1.5 m/s mientras que a la velocidad de deslizamiento de 0.5 m/s tuvo un comportamiento muy diferente, ver fig. 4.6 (b). Al inicio del deslizamiento, en los primeros 5 km, μ fue más bajo que en el caso de 50 N, teniendo un valor de 0.08 prácticamente constante, se aprecia un cambio significativo al pasar los 5 km donde se aprecia un cambio brusco en la pendiente hasta llegar a los 7.5 km, es cuando al llegar a un valor de aproximadamente 0.087, μ se estabiliza por un tiempo hasta alcanzar una distancia de 12 km, donde nuevamente ocurre un incremento con la misma pendiente del incremento anterior hasta los 14.5 km, punto en el cual hubo un aumento más brusco en la pendiente de μ hasta alcanzar un valor de 0.13 en el cual se estabiliza hasta completarse el deslizamiento.

Estos resultados concuerdan con lo reportado por Truhana [55] y Keller [56], quienes reportan coeficientes de fricción para el hierro gris entre 0.06 a 0.11. Con lo cual se concluyó que los resultados obtenidos en la máquina son confiables, además de ofrecer repetibilidad.

Estas transiciones en μ pueden ser debidas a la ruptura y desprendimiento de capa de óxidos, al ocurrir desprendimiento de estas capas el balín hace contacto con el sustrato del material, con lo cual hay un incremento de μ , al formarse una nueva capa de óxido, μ se estabiliza.

4.6.1.4 Fricción de hierro gris en condición no lubricada

En la Figura 4.7 se observa que para la velocidad de 0.5 m/s el valor de μ alcanzó el valor más alto de 0.37 en los primeros 100 m de deslizamiento, después presentó un valor bajo hasta los 300 m en un rango de 0.14 - 0.23 para posteriormente presentar un incremento a un rango de 0.14 - 0.3 por el resto del deslizamiento, mientras que para la velocidad de 1 m/s el valor más alto alcanzó 0.44. En los primeros 300 m se mantuvo en un rango de 0.13 - 0.22, después de los 350 m y hasta el final el rango osciló entre 0.24 - 0.4. En ambos casos existe una dispersión mayor en los primeros 100 m, lo cual es debido al periodo de asentamiento. A diferencia de los casos en condiciones lubricadas donde la velocidad de deslizamiento influye inversamente en el coeficiente de fricción, en estas condiciones a menor velocidad se presentó menor fricción.

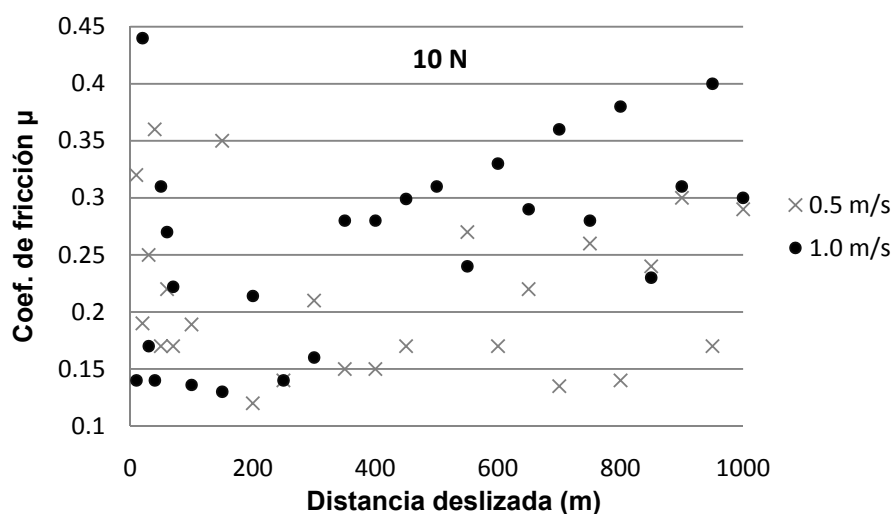


Figura 4.7 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro en condiciones sin lubricante para una carga de 10 N de carga.

4.6.2 Desgaste

4.6.2.1 Desgaste de Al-Si-Cu en condición lubricada

En los experimentos en condiciones lubricadas se presentó un régimen de desgaste medio [22] al presentarse coeficiente desgaste en el orden de 10^{-6} . En la Figura 4.8 se presenta la razón de desgaste específica y el coeficiente de desgaste “k” a lo largo de las diferentes distancias de deslizamiento para cada condición de carga y velocidad. En la Figura 4.9 se presenta la pérdida de volumen (mm^3) con respecto a la distancia deslizada.

En el caso de una carga aplicada de 30 N (ver fig. 4.9 (a)), se observó que para las tres velocidades el volumen perdido es similar en los primeros 5 km, mientras que a los 10 km, hay un aumento brusco en la razón de desgaste a la velocidad de 1 m/s (ver fig. 4.8) en el cual el volumen desgastado es cerca de tres veces mayor que para las otras velocidades (ver fig. 4.9 (a)), a los 20 km de distancia deslizada a 1m/s el volumen perdido es solo 7% mayor lo cual se puede concluir que se ha pasado en periodo de asentamiento, mientras que a las otras dos velocidades no se puede concluir lo mismo ya que la razón de desgaste se mantuvo relativamente constante. Se presentó el mayor desgaste a la velocidad de 1 m/s.

Para el caso de 50 N (fig. 4.9 (b)), el volumen desgastado presentó una tendencia similar a la obtenida a 30 N (fig. 4.9(a)) a las velocidades de 1 y 1.5 m/s, solo siendo ligeramente mayor la magnitud del mismo. Por otra parte a la velocidad de 0.5 m/s la razón de desgaste fue mayor en los primeros 5 km.

Por último para la carga de 120 N (ver fig. 4.9 (c)) el volumen desgastado presentó una tendencia casi lineal hasta los 10 km para las tres velocidades, para después disminuir la pendiente en la grafica de volumen desgastado, el comportamiento de la razón específica de desgaste tuvo una tendencia lineal descendente en las tres velocidades de deslizamiento (Figura 4.8).

Tanto para 50 como 120 N el desgaste mayor se presentó a la velocidad de 0.5 m/s y el menor a 1.5 m/s (Figura 4.9). Los valores más bajos de razón específica de desgaste se obtuvieron a los 20 km con 120 N de carga, mientras que los mayores se presentaron a los 10 km con 30 N de carga (Figura 4.8).

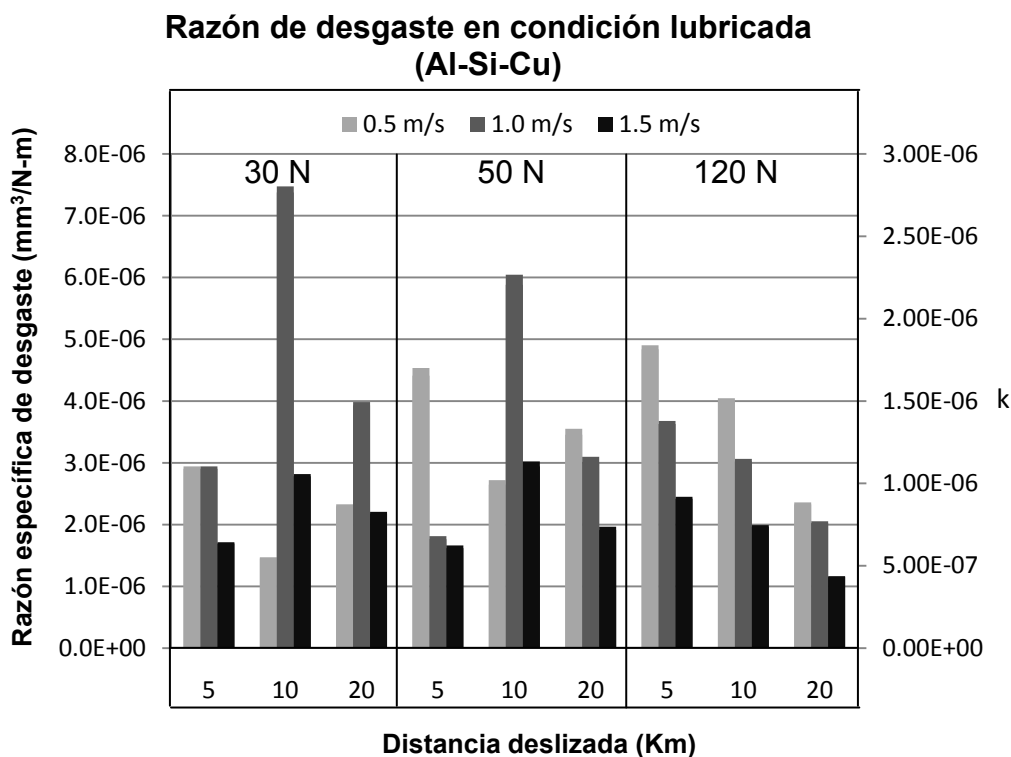


Figura 4.8 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste "k" con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición lubricada (aceite SAE 40) para diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

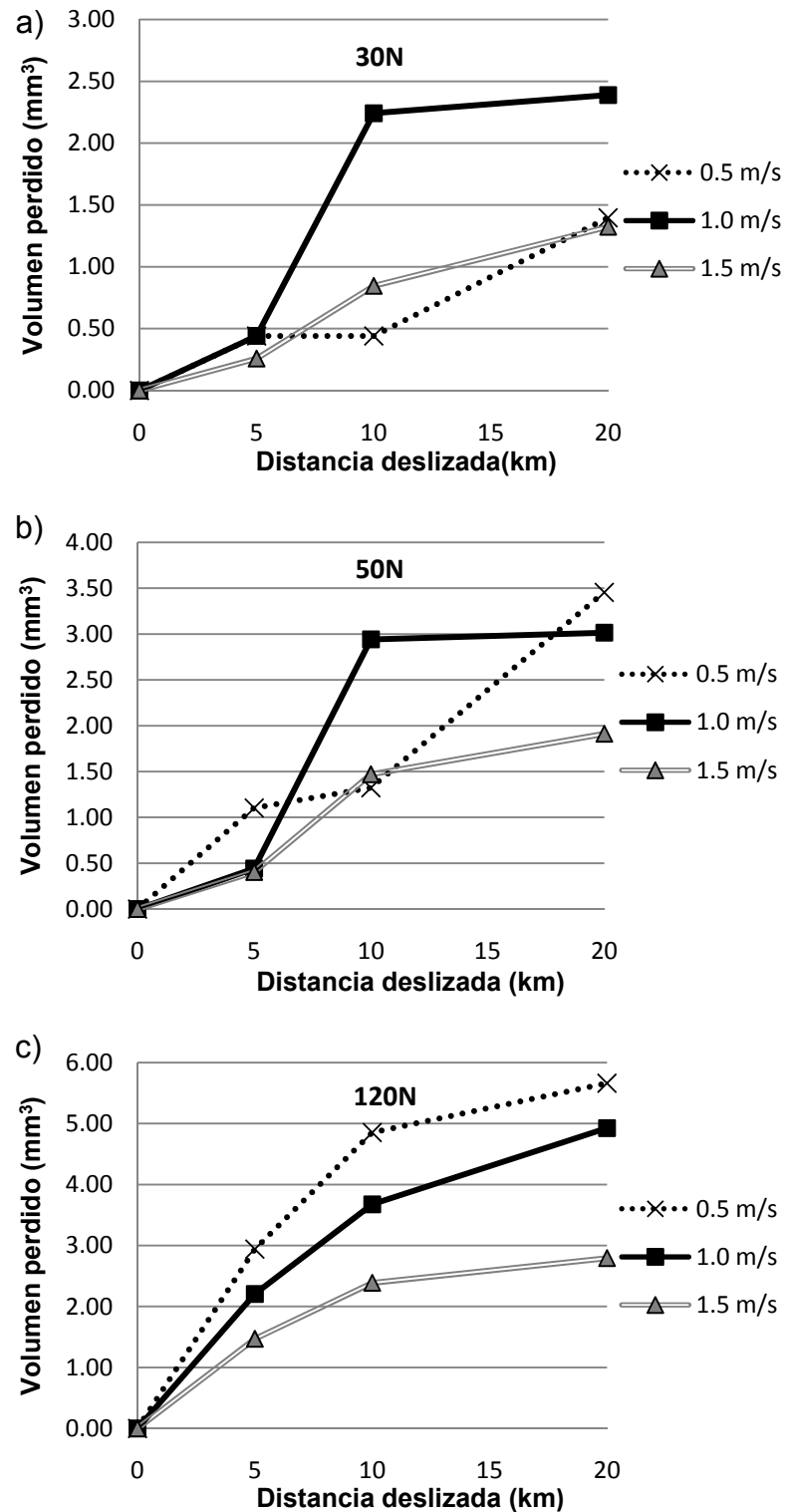


Figura 4.9 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición lubricada (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 30 N, (b) 50 N y (c) 120 N.

4.6.2.2 Desgaste de Al-Si-Cu en condición no lubricada

En los experimentos en seco se presentó un régimen de desgaste severo al presentarse coeficientes de desgaste del orden de 10^{-3} (Figura 4.10). Además se presentó la razón de desgaste mayor de todos los experimentos. La razón inicial de desgaste es muy alta, al igual que el volumen perdido (Figura 4.11) el cual los primeros 100 m es mayor, comparado con el volumen perdido a los 20 km en condiciones lubricadas.

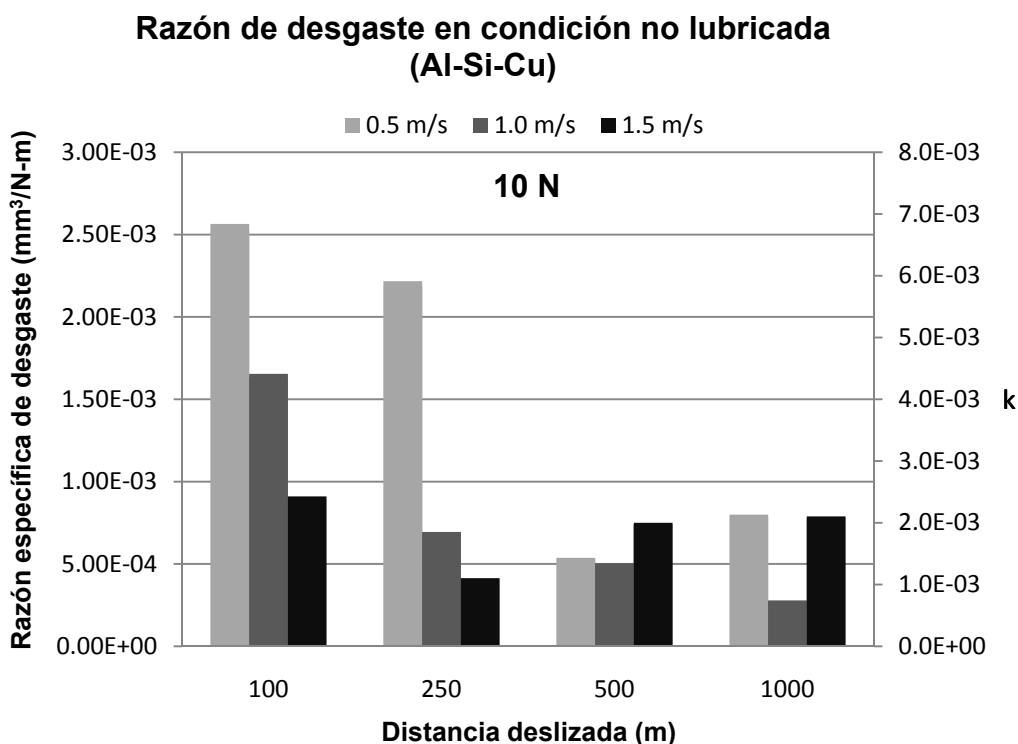


Figura 4.10 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición no lubricada para diferentes velocidades de deslizamiento.

Después de 100 m de distancia recorrida cambia considerablemente la pendiente en la grafica de volumen desgastado, éste se mantiene constante en un aparente periodo de estado estable hasta los 250 m, donde para dos de las velocidades (0.5 y 1.5 m/s) vuelve a incrementarse la pendiente. No se puede precisar si el aumento en la razón de desgaste es debido propiamente al periodo de asentamiento o a un cambio en el mecanismo de desgaste, mientras que para la velocidad de 1 m/s se aprecia claramente que después de los primeros 100 m se ha pasado el periodo de asentamiento y la prueba se desarrolla en una condición totalmente de estado estable.

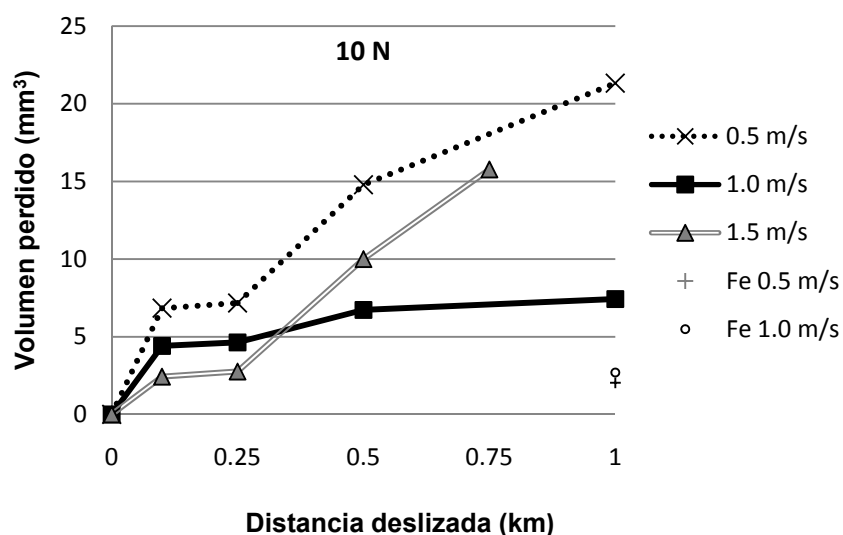


Figura 4.11 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu y Fe en condiciones no lubricadas para una carga aplicada de 10 N.

4.6.2.3 Desgaste de hierro gris en condición lubricada

A diferencia del aluminio donde el mayor desgaste ocurrió a la velocidad de 0.5 m/s, en el hierro se presentaron los menores valores de desgaste a la velocidad de 0.5 m/s y los mayores a 1 y 1.5 m/s. En ambos casos, 50 y 120 N se presentó un desgaste similar para las velocidades de 1 y 1.5 m/s (Figura 4.12).

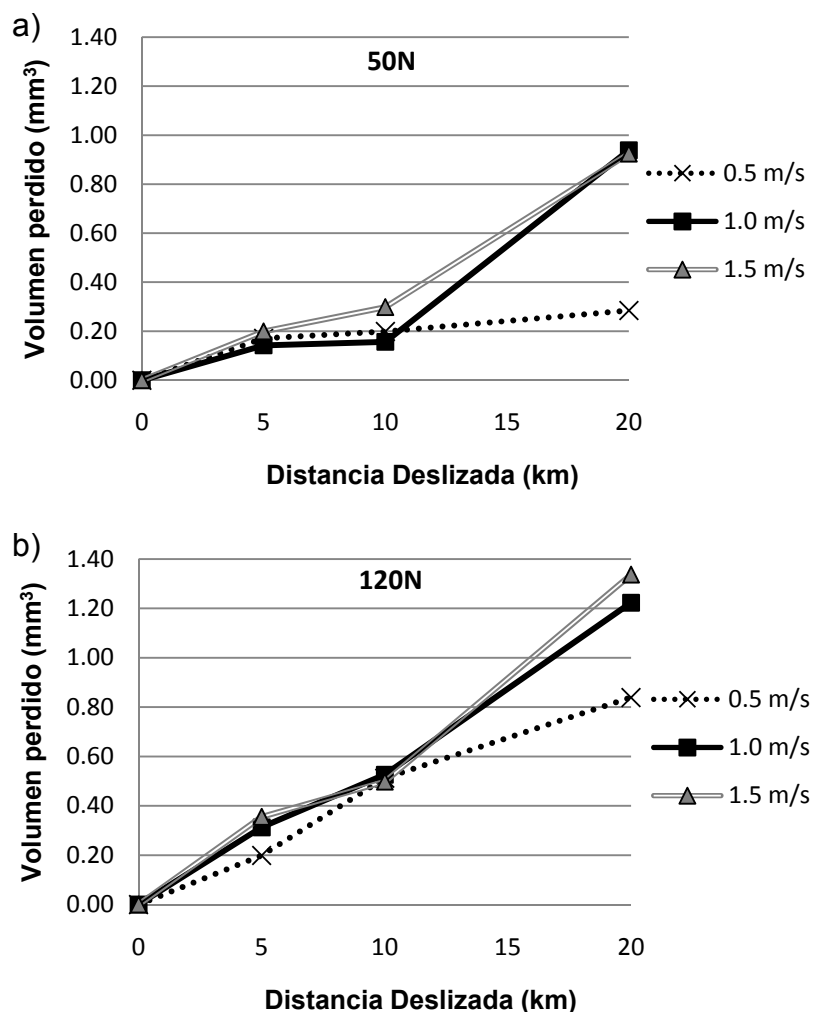


Figura 4.12 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición lubricada (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 50 N y (b) 120 N.

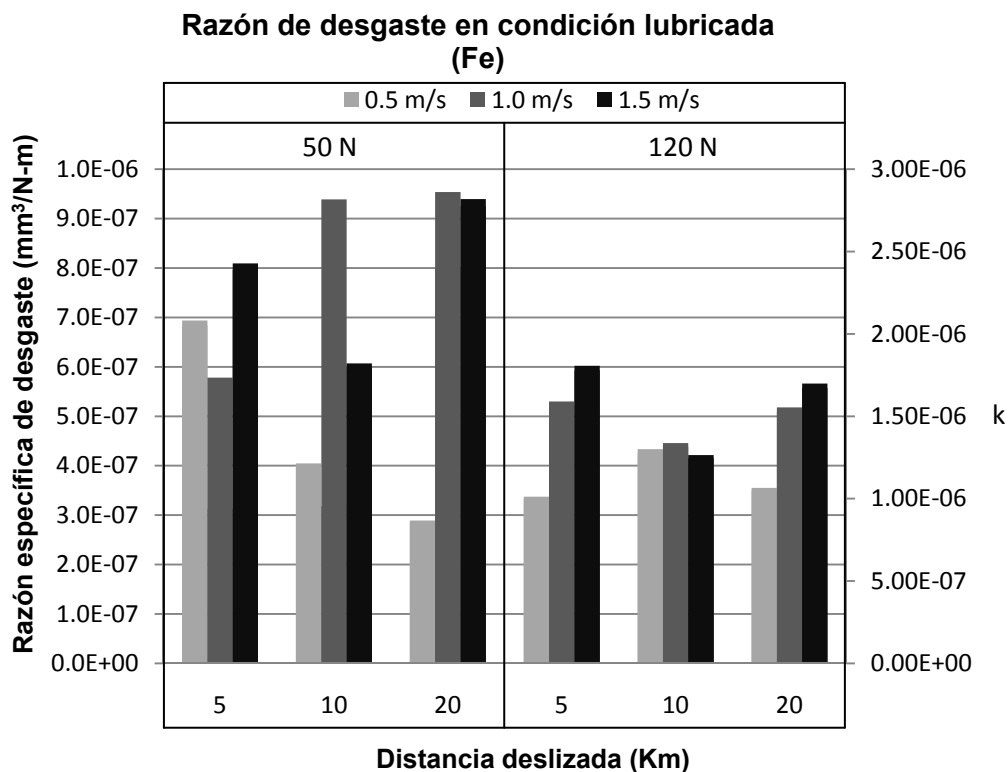


Figura 4.13 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición lubricada (aceite SAE 40) para diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

Aunque la razón de desgaste específica del hierro fue un orden menor que la presentada por la aleación de aluminio, los coeficientes de desgaste de ambos materiales se encontraron en el orden de 10^{-6} . En términos de volumen perdido el hierro presentó mejor resistencia al desgaste, el hecho de que k sea del mismo orden es debido a que se obtuvo de la Ec. 2.1, en la cual se utiliza la dureza del material, así que la dureza del hierro contribuye a que el valor de k sea del mismo orden que en la aleación de aluminio.

4.6.2.4 Desgaste de hierro gris en condición no lubricada

En la Figura 4.14 se observa que el volumen perdido para el hierro gris es muy pequeño comparado con el volumen perdido por la aleación hipereutéctica de Al-Si-Cu en las mismas condiciones, esto es por una parte debido a la dureza misma de los materiales, además debido a que aún en una aparente condición seca, los productos desprendidos del hierro son partículas de grafito, las cuales a su vez son conocidas por ser lubricantes sólidos, esto evita que exista un contacto metal-metal, manteniendo así una razón de desgaste baja.

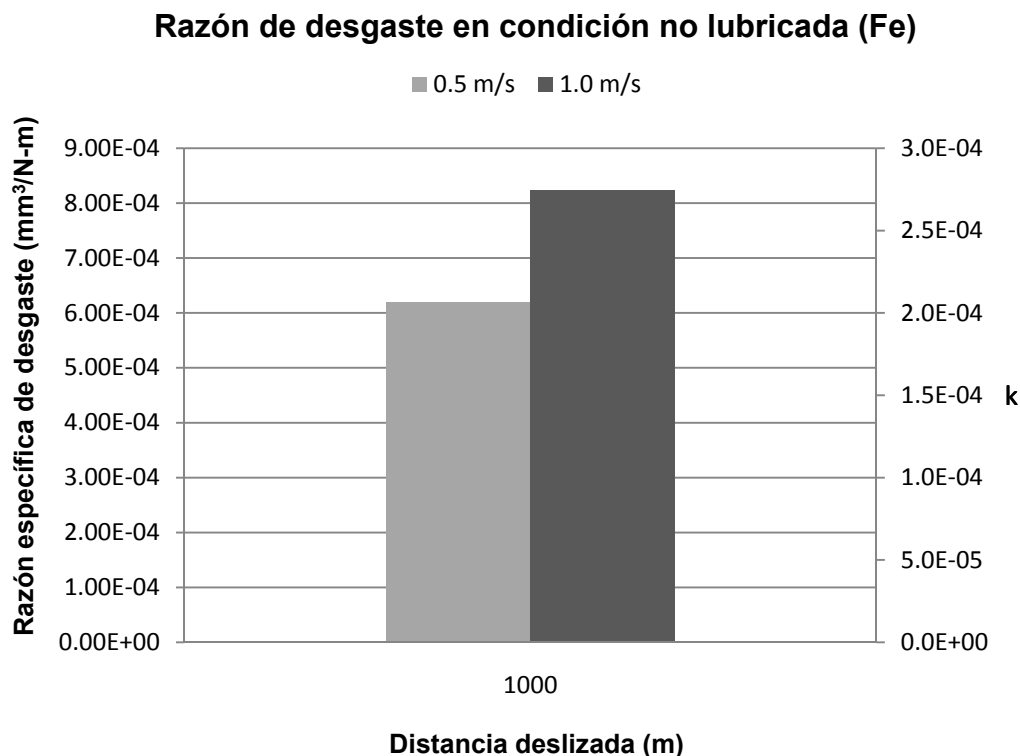


Figura 4.14 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste "k" con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición no lubricada para diferentes velocidades de deslizamiento.

4.6.4 Mecanismos de desgaste

4.6.4.1 Mecanismo de desgaste en aleación Al-Si-Cu en condición lubricada

En condiciones lubricadas se observó que la aleación hipereutética aluminio silicio sufrió principalmente desgaste por deformación plástica (deslizante) y por fatiga, ya que se presentaron fracturas así como una deformación plástica en capas, por el constante ciclo de carga y descarga, además de no presentar delaminación. En los experimentos realizados con una carga normal aplicada de 30 N se puede observar que ocurrió un desprendimiento de pequeñas partículas de silicio (Figura 4.15), del orden de 20 μm de largo, por otra parte en la fig. 4.16 se aprecian fracturas en algunas de las fases de Al-Ni-Cu. En la fig. 4.17 se observan surcos de deformación plástica en el sentido del deslizamiento.

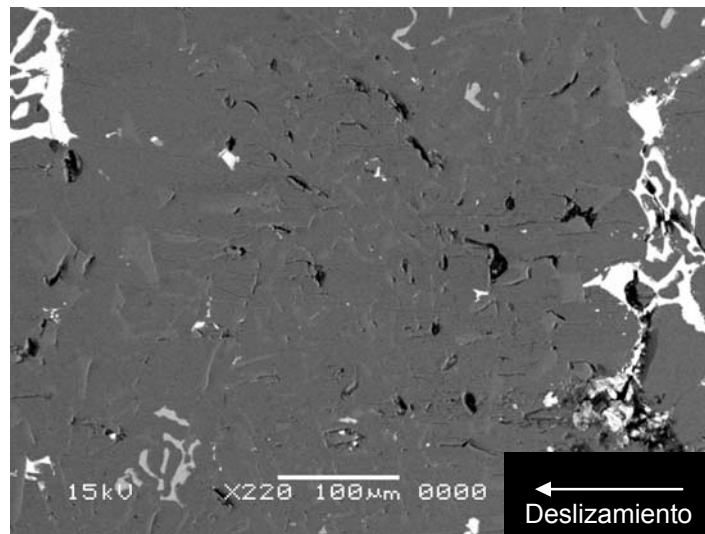


Figura 4.15 Vista superior de huella de desgaste en la muestra 17 mostrando desprendimiento de partículas de la fase de silicio.

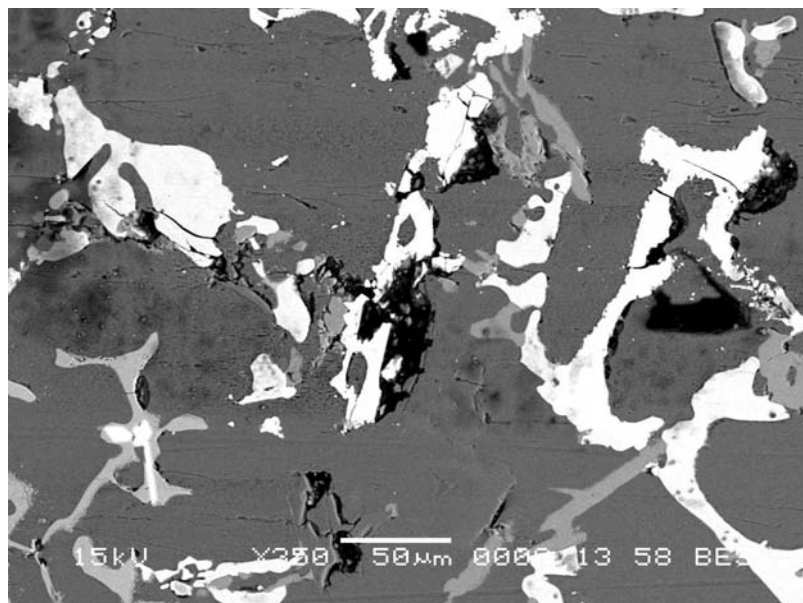


Figura 4.16 Vista superior de muestra 17 mostrando líneas de deformación plástica paralelas al deslizamiento, desprendimiento de partículas de silicio y fracturas en fases de cobre y hierro.

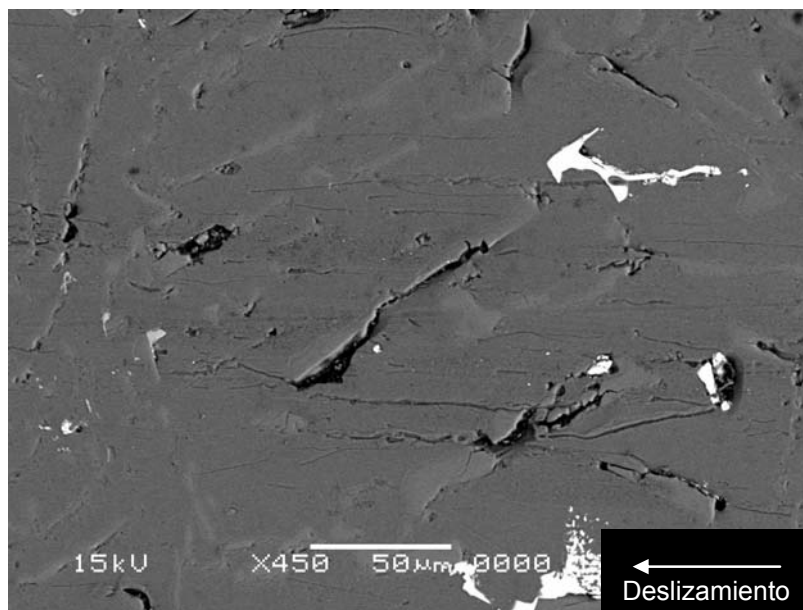


Figura 4.17 Vista superior de muestra 18 mostrando las líneas de deformación plástica y desprendimiento de partículas de la fase de silicio primario.

Por otra parte en los experimentos donde se utilizó una carga normal aplicada de 50 N se apreció mayor daño superficial que en el caso de 30 N, ver figura 4.18, donde se observa más porosidad debido al desprendimiento de una cantidad mayor de fases de silicio. Este desprendimiento se presentó en un sentido preferentemente perpendicular al deslizamiento

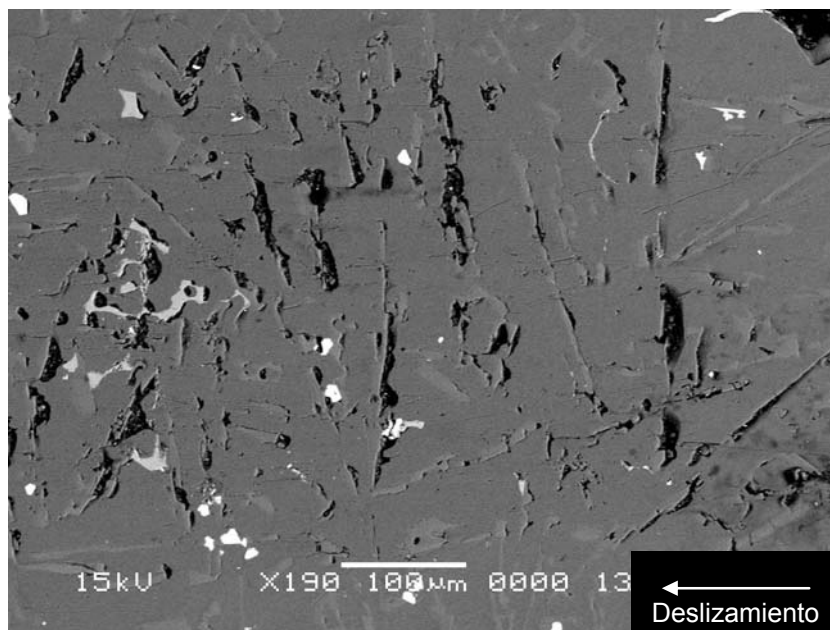


Figura 4.18 Vista superior de la muestra 30 mostrando desprendimiento de fases de silicio preferentemente perpendiculares al deslizamiento.

En las figuras 4.19 y 4.20 se observa tanto el daño ocurrido en las fases de silicio así como el daño en las fases de Al-Ni-Cu y Al-Fe-Si-Mn-Cu, las cuales sufrieron facturas, y en algunas zonas desprendimientos de partículas pequeñas.

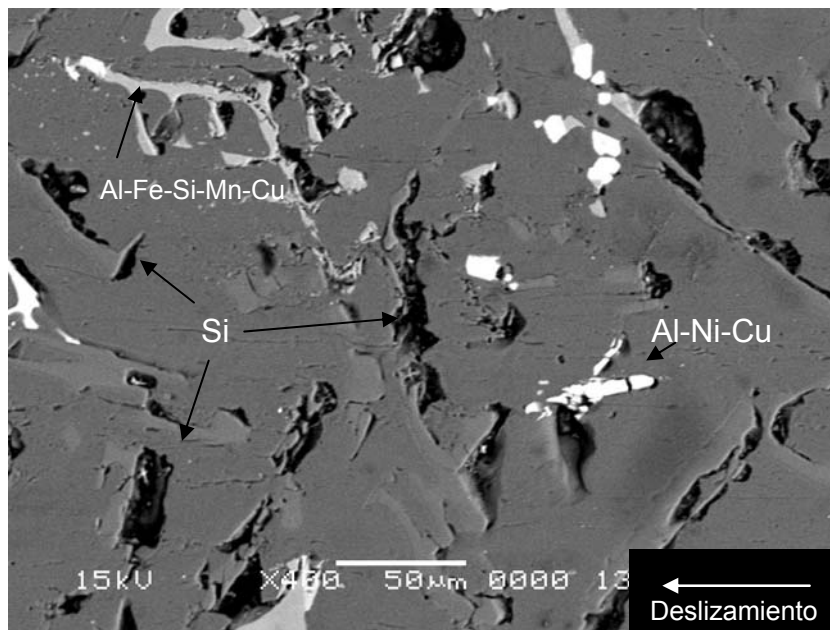


Figura 4.19 Vista superior de muestra 30 mostrando acercamiento en zona de desgaste, desprendimiento de silicio, y fracturas en fases de Al-Cu-Ni.

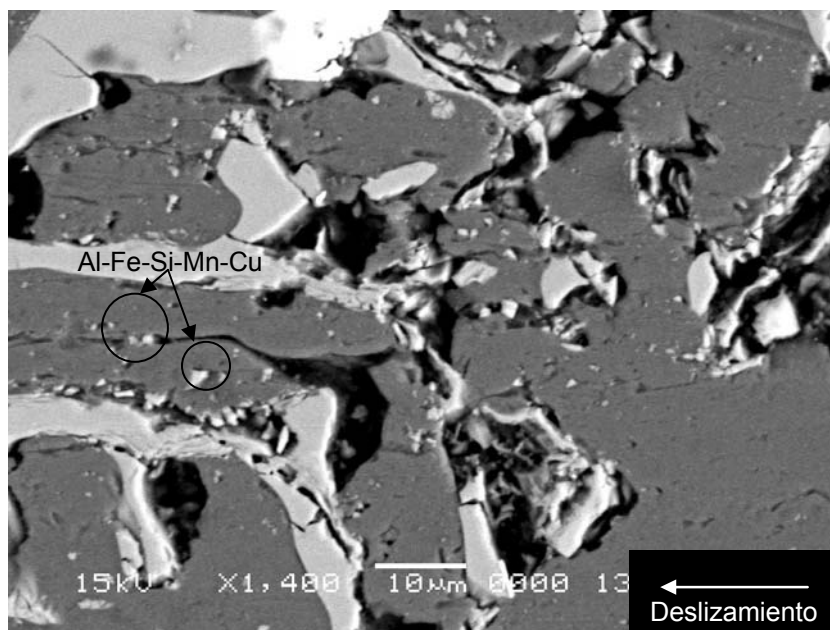


Figura 4.20 Vista superior de muestra 30 mostrando acercamiento en rupturas y desprendimiento de partículas pequeñas de fases de Al-Fe-Si-Mn-Cu.

En el caso de los experimentos con una carga aplicada de 120 N, se observó la fractura de las fases por debajo de la superficie en la zona del contacto (Figura 4.21, 4.22). En la Figura 4.22 también se puede observar la formación de una capa de deformación subsuperficial de la matriz.

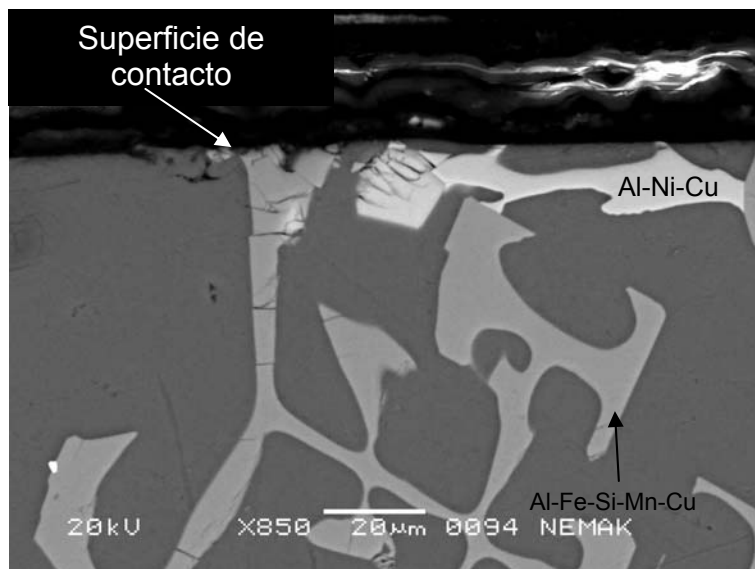


Figura 4.21 Sección transversal de muestra 32 mostrando la fractura de las fases en la subsuperficie.

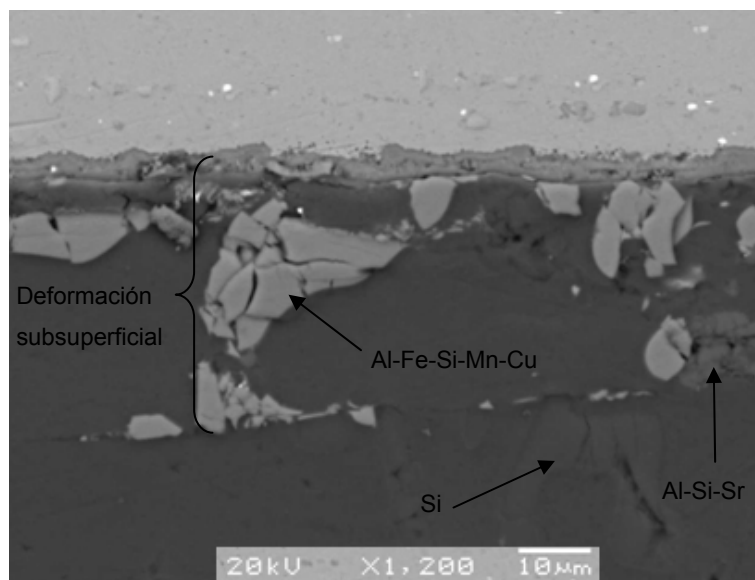


Figura 4.22 Sección transversal de muestra 36 mostrando la fractura de las fases en la subsuperficie.

En el límite de la huella de desgaste se presentó una deformación plástica en capas, esto quiere decir que la deformación total ocurrió en muchos pasos pequeños al pasar una y otra vez el balín sobre la superficie (Figura 4.23).

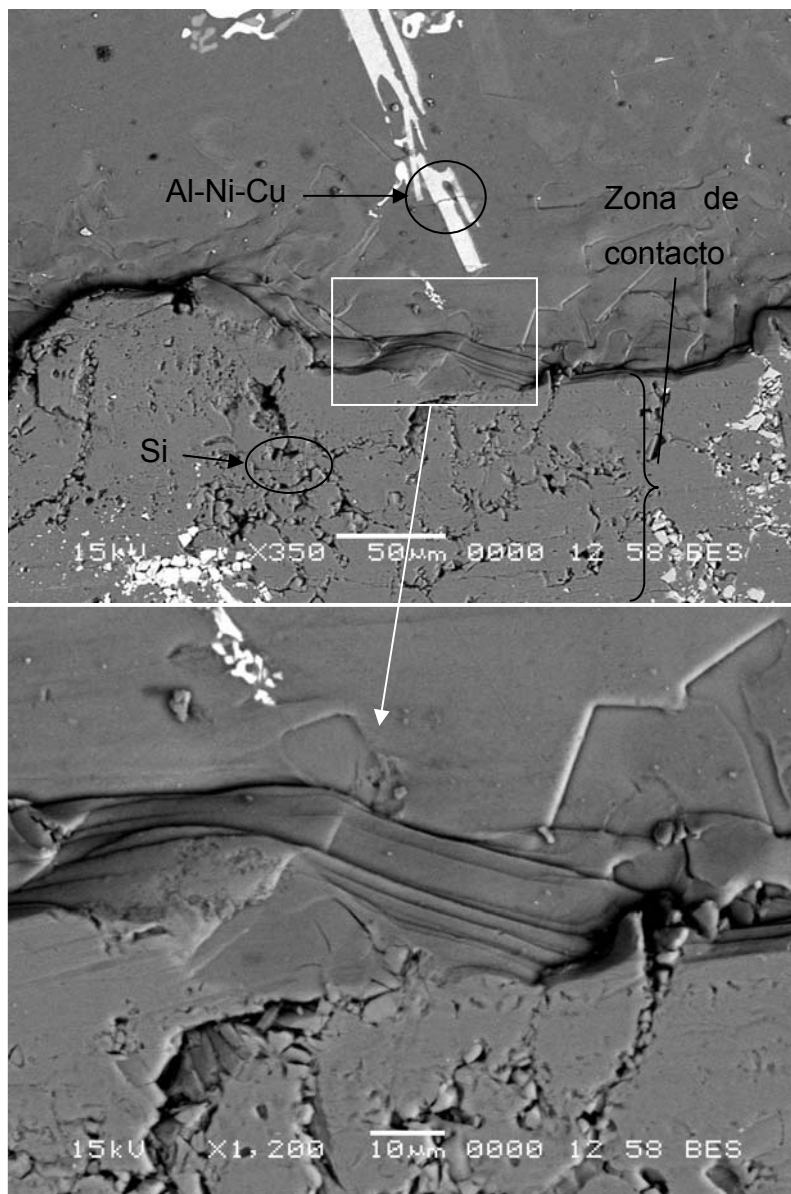


Figura 4.23 Vista superior de huella de desgaste de muestra 38 mostrando desprendimiento de fases de silicio, fractura en fases fuera del contacto, múltiples fracturas de fases de Fe y Cu en el contacto, y deformación plástica en capas en el límite del contacto.

La huella de desgaste no fue uniforme, esto es, existieron zonas donde el ancho del surco fue mayor y por lo tanto fueron zonas donde ocurrió mayor daño, las zonas donde el ancho del surco fue menor fueron las zonas ricas en fases de Al-Ni-Cu (Figura 4.24), esta mejoría en la resistencia al desgaste es debida a que estas fases mejoran la resistencia al desgaste de la matriz al sufrir endurecimiento por deformación.

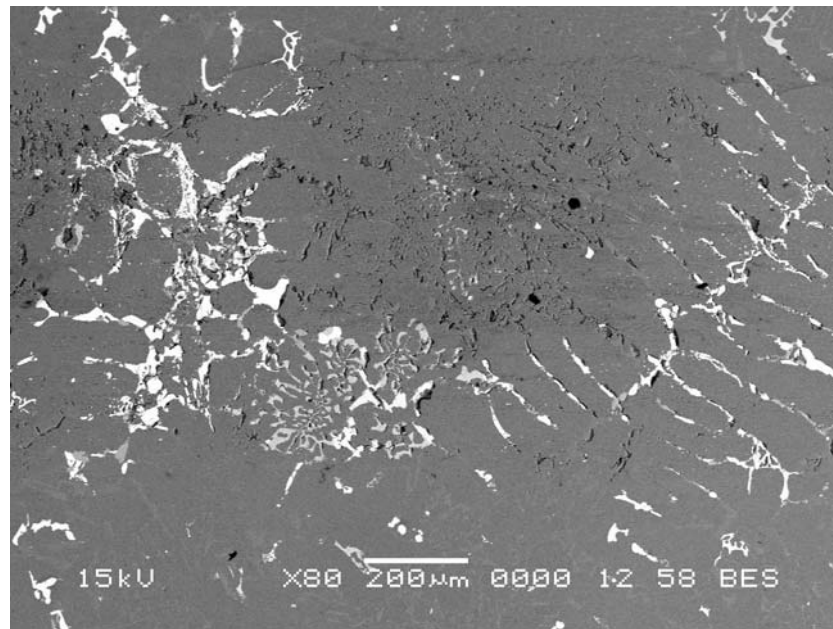


Figura 4.24 Vista superior de muestra 38 mostrando un menor ancho en la huella de desgaste en zonas ricas en fases de Al-Ni-Cu.

Tanto las fases de Al-Ni-Cu y Al-Fe-Si-Cu-Mn permanecieron unidas a la matriz, estas presentaron múltiples fracturas y solo ocurrió un desprendimiento de partículas muy finas (Figura 4.26). En la fig. 4.27 se observa el daño masivo en la zona de contacto así como fracturas en las fases fuera del contacto.

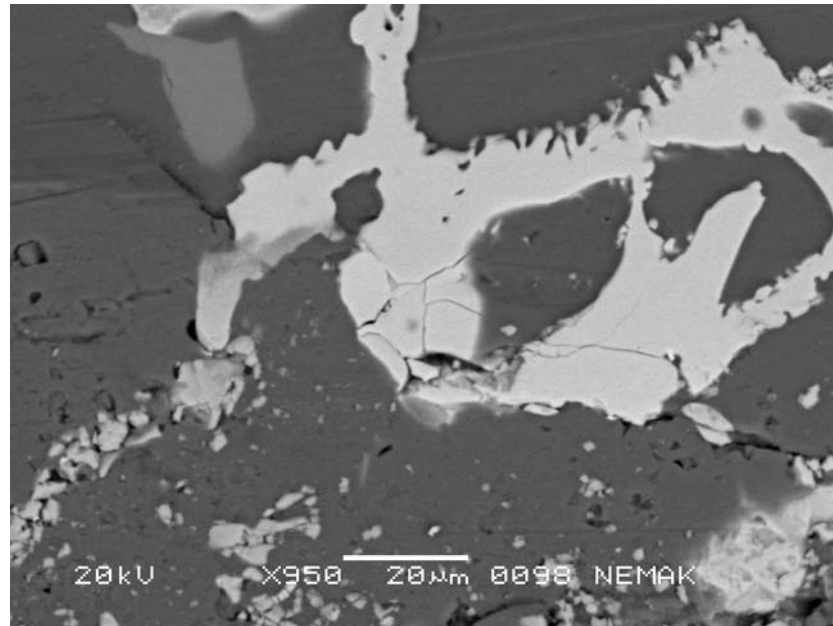


Figura 4.25 Vista superior de huella de desgaste de muestra 39.

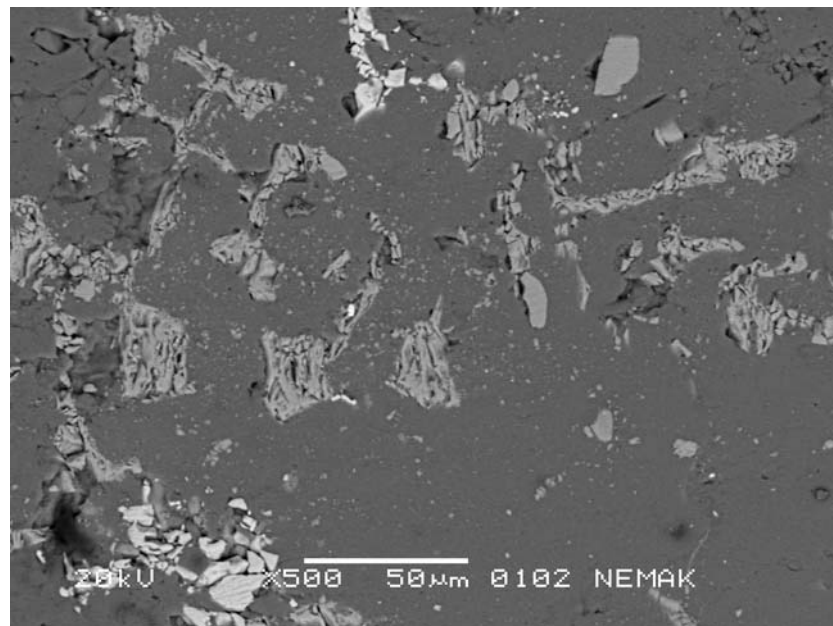


Figura 4.26 Vista superior de huella de desgaste de muestra 39 mostrando las fases de Al-Cu-Ni y Al-Fe-Si-Cu-Mn totalmente fracturadas y aún adheridas a la matriz.

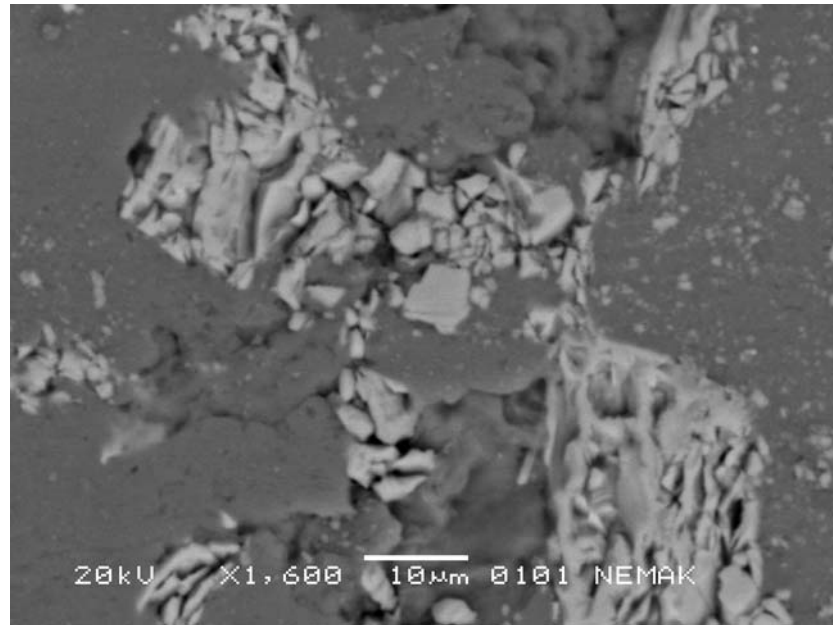


Figura 4.27 Acercamiento en muestra 39 mostrando la fase de Al-Fe-Si-Cu-Mn.

Por otra parte al hacer un acercamiento (Figura 4.29 y 4.30), en las zonas que presentaron una aparente porosidad (como la señalada en la figura 4.23 con un círculo como fase de silicio), se observa la fractura y el desprendimiento de la matriz de las fases de silicio.

Estas partículas de silicio mejoran la resistencia al desgaste al actuar como partículas de sacrificio, y ya que originalmente son de tamaño fino y están bien dispersas, al sufrir fracturas generan productos de desgaste muy pequeños, con lo cual a su vez se evita un mecanismo de desgaste de tres cuerpos.

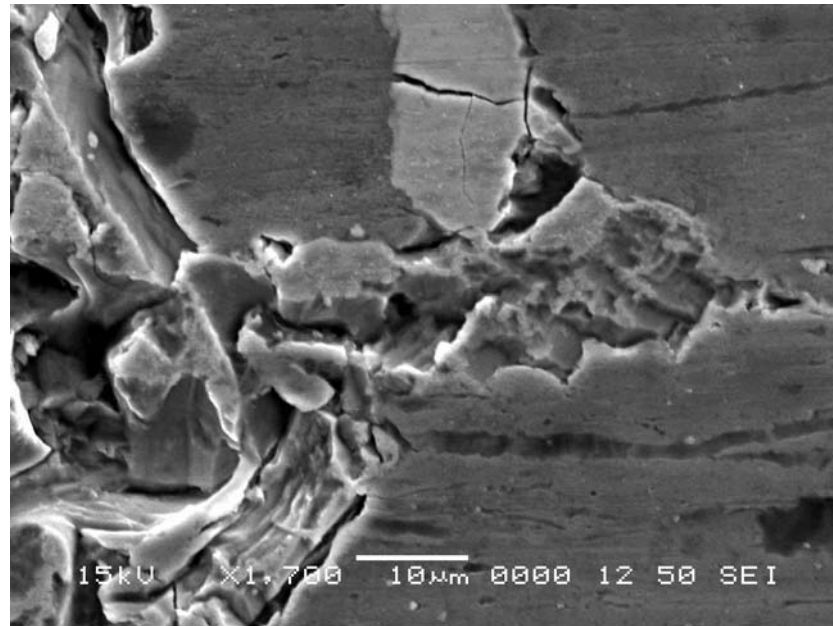


Figura 4.28 Vista superior de muestra 36 mostrando surcos de deformación plástica en el sentido del deslizamiento.

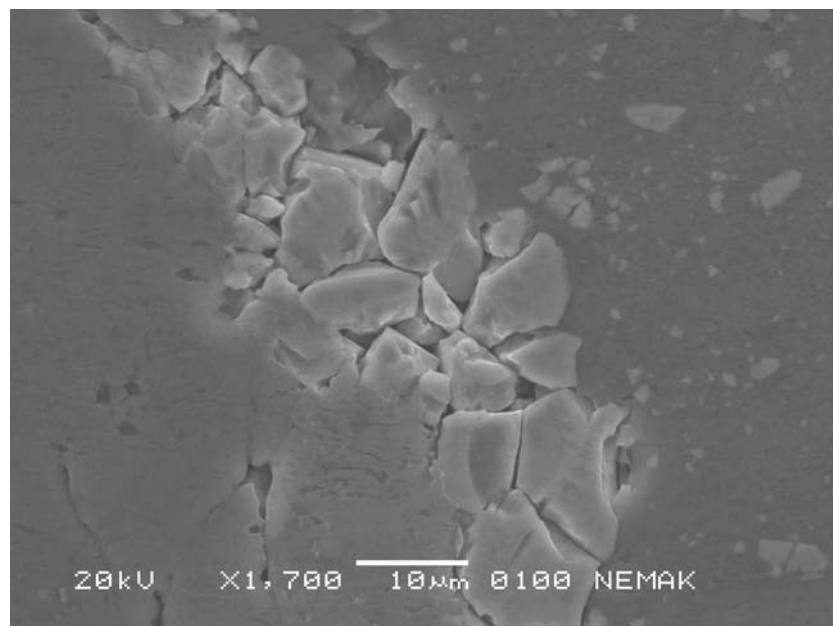


Figura 4.29 Muestra 39 mostrando desprendimiento y fractura de la fase de silicio.

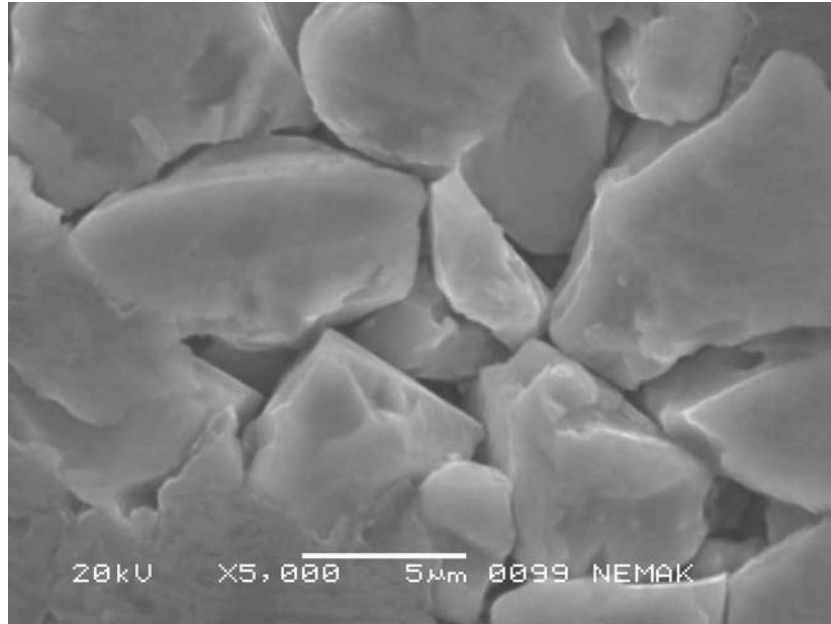


Figura 4.30 Acercamiento en muestra 39 mostrando la morfología de la fase de silicio después del deslizamiento.

4.6.4.2 Mecanismo de desgaste en aleación Al-Si-Cu en condición no lubricada

En condiciones no lubricadas los mecanismos de desgaste que se presentaron principalmente fueron adhesión y delaminación. En la figura 4.31 se observa una sección transversal de la muestra 4, donde se aprecia una capa turbulenta (con alta deformación plástica) en la superficie, tal como se mencionó en el apartado 2.3.1.3. En la Figura 4.32 se muestra la huella de desgaste donde se observa gran deformación plástica así como delaminación. La capa turbulenta se forma a partir de películas transferidas producto de la misma delaminación, conforme ocurre el deslizamiento esta capa crece. Esta capa presentó una dureza mayor que la matriz (Figura 4.33).

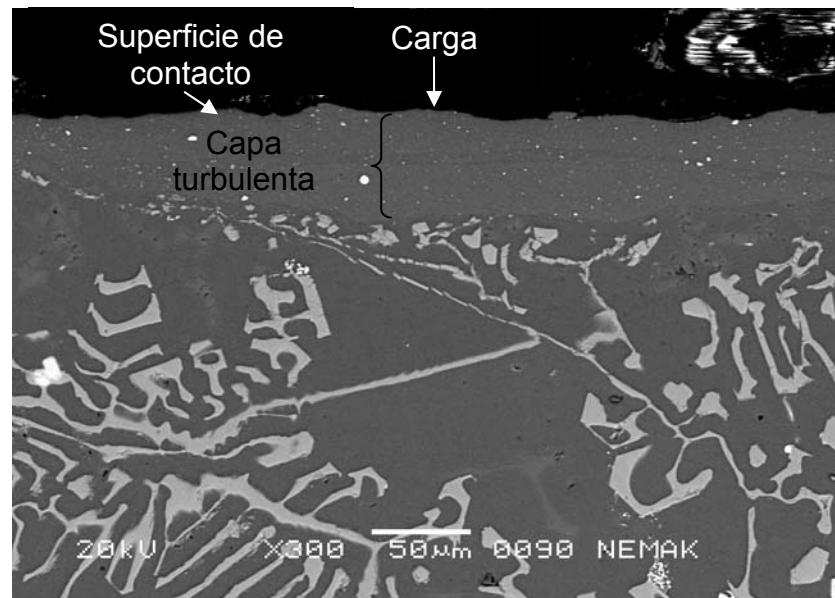


Figura 4.31 Sección transversal a la huella de desgaste de la muestra 4 mostrando deformación superficial así como la formación de una capa turbulenta en la superficie.

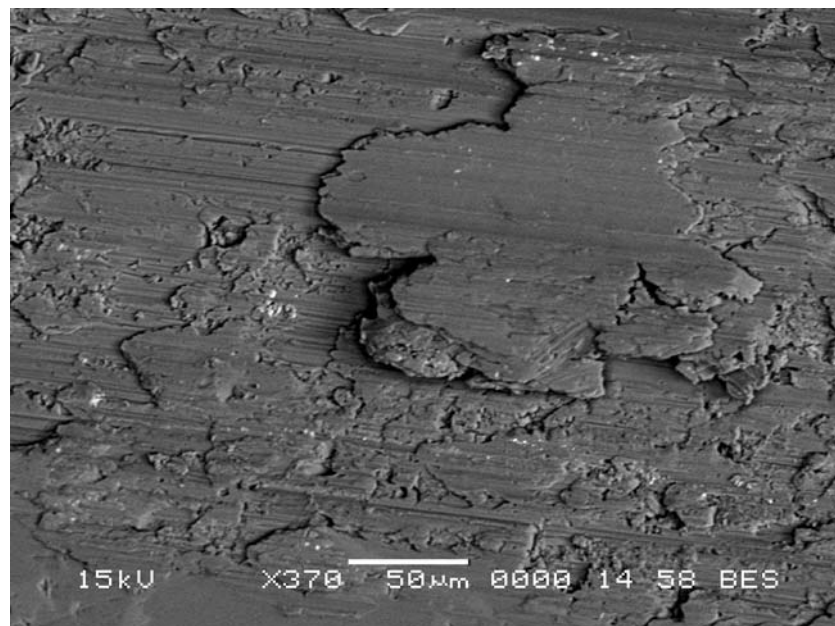


Figura 4.32 Vista superior de huella de desgaste de la muestra 4 mostrando delaminación por deformación plástica como principal mecanismo de desgaste.

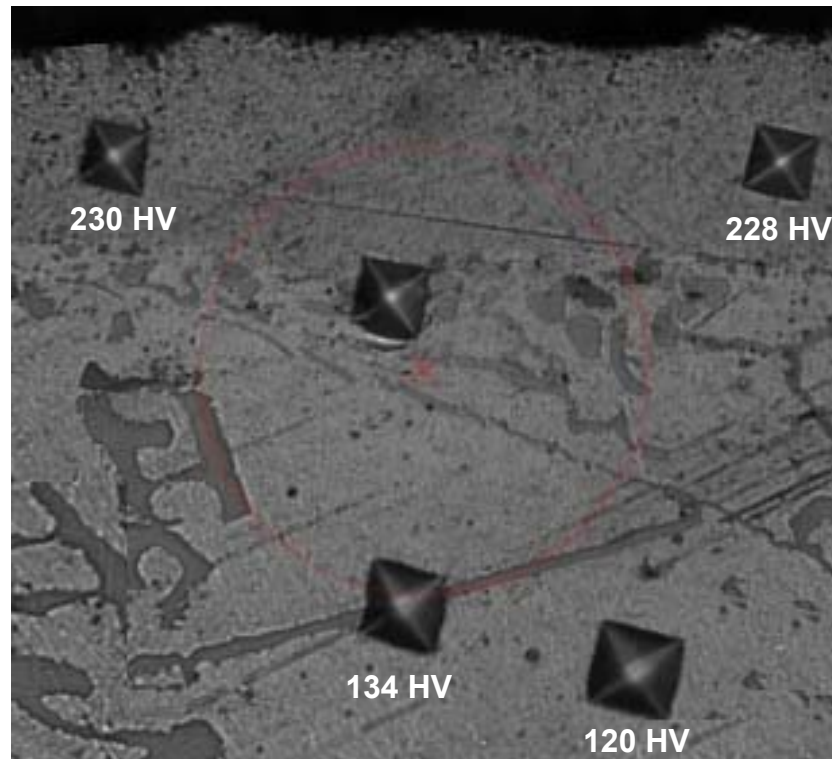


Figura 4.33 Microdureza de la capa turbulenta formada en la zona de contacto.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

- 1 El desgaste y el coeficiente de fricción fueron inversamente proporcionales a la velocidad de deslizamiento en condiciones lubricadas.
- 2 En condiciones no lubricadas la fricción fue directamente proporcional a la velocidad de deslizamiento, mientras que el desgaste menor se presentó a una velocidad intermedia (1m/s).
- 3 La razón específica de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) fue mayor al principio de los deslizamientos, debido al periodo de asentamiento. En la aleación de aluminio se presentó la más alta razón específica de desgaste para una carga aplicada de 30 N.
- 4 En condiciones lubricadas tanto para la aleación de aluminio como el hierro gris el coeficiente de desgaste "k" se presentó en el mismo orden

(10^{-6}). El coeficiente de fricción se mantuvo en un intervalo de 0.06-0.12 para ambos materiales.

- 5 La capa turbulenta formada por la deformación superficial otorga resistencia al desgaste, principalmente por el endurecimiento de las fases ricas en cobre (de 120 HV se endureció a 230 HV).
- 6 En condiciones no lubricadas la aleación de aluminio sufrió un desgaste mayor que el hierro gris debido a que éste desprende partículas de grafito las cuales reducen el daño ocasionado por la fricción y adhesión.

5.2 Recomendaciones

- 1 Utilizar un controlador digital para regular la velocidad del motor de la máquina de desgaste tipo Ball on Disk.
- 2 Realizar pruebas de desgaste utilizando lubricantes con diferentes viscosidades.
- 3 Realizar pruebas de desgaste a alta temperatura, simulando la condición de operación del motor ($\approx 200^{\circ}\text{C}$).
- 4 Evaluar el comportamiento tribológico de la aleación en una geometría de contacto la cual fuese lo más cercana a la geometría de contacto real del cilindro contra el anillo del pistón.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] S. Rabinowitz, "The Expanding Role of Aluminum in the Automotive Industry", *Die Cast. Eng.*, Sept-Oct 1, 1977
- [2] B.S. Shabel, D.A. Granger, W.G. Truckner, "Friction and Wear of Aluminum-Silicon Alloys", *ASM Metals Handbook Volume 18, Friction, lubrication and wear technology*, ASM International. 1992; p 1611-1629
- [3] T. Yasmin, A.A. Khalid, M.M. Haque, "Tribological (wear) properties of aluminum–silicon eutectic base alloy under dry sliding condition", *Journal of Materials Processing Technology* 153-154 (2004) 833-838
- [4] J.L. Jorstad, "Aluminum Lightweight Castings--Some Cost Saving Ideas," Paper No. 770322, SAE. Automotive Engineering Congress, Society of Automotive Engineers, 1977
- [5] J. Clarke, A.D. Sarkar, "Wear characteristics of as-cast binary Aluminium-Silicon alloys", *Wear* 54 (1979) 7-16
- [6] B.N. Pramila Bai, S.K. Biswas, "Characterization of dry sliding wear of Al–Si alloys", *Wear* 120 (1987) 61–74
- [7] D.K. Dwivedi, "Wear behavior of cast hypereutectic aluminum silicon alloys", *Materials & Design* 27 (2006) 610-616

- [8] R.J. Donahue, W.G. Hesterberg, T.M. Cleary, "Hypereutectic aluminum-silicon alloy having refined primary silicon and a modified eutectic", United States Patent 5234514
- [9] GF Bolling, J Cisse, "Aluminum silicon alloys", United States Patent 3895941
- [10] ASTM G 99, Standard test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, 2004
- [11] L.F. Mondolfo, "Aluminum Alloys: Structure and Properties", Butterworths, 1976
- [12] J.L. Murray, A.J. McAlister, "The Aluminum-Silicon System", Bull. Alloy Phase Diagrams Vol. 5 (No.1), 1984, p 74-84, 89-90
- [13] M. Elmadagli, A.T. Alpas, "Progression of wear in the mild wear regime of an Al-18.5% Si (A390) alloy, Wear 261 (2006) 367-381
- [14] Registration Record of Aluminum Association, Alloys Designations and Chemical Composition Limits for Aluminum Alloys in the Form of Castings and Ingot, 1987-09-01, Aluminum Association
- [15] D.A. Granger, R. Elliott, "Aluminum-Silicon Alloys", ASM Metals Handbook Volume 15 Casting, 9th ed., ASM International, 1988, p 159-168
- [16] J.E. Hatch, "Aluminum: Properties and Physical Metallurgy", American Society for Metals, 1984, p 344-345

- [17] J.E. Hatch, Chapters 8 and 9, Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984, p 152-177
- [18] E.L. Rooy "Aluminum and Aluminum Alloys", ASM Metals Handbook Volume 15 Casting, ASM International. 1992, p 1654-1660
- [19] D. Apelian, G.K. Sigworth and K.R. Whaler, "Assessment of Grain Refining and Modification of Al-Si Foundry Alloys by Thermal Analysis", AFS Transactions, Vol. 92, 1984, pp. 297-307.
- [20] K. Tsushima, M. Sayashi, M. Shioda, H. Kambe, S. Kitaoka, A. Hashimoto, H. Kattoh, "Development of a Wear Resistant Aluminum Alloy for Automotive Components", SAE 1999-01-0350
- [21] J.F Archard, "Contact and rubbing of flat surfaces", J. Appl. Phys. 24, 1953, p 981-988
- [22] B. Bhushan, Principles and applications of tribology, John Wiley & Sons, 1999. P 198-293, p 479-494, p 812-818
- [23] T. Kayaba, K. Kato, "Adhesive Transfer of the Slip-Tongue and the Wedge", ASLE Tans. 24, 1981, p 164-174
- [24] E. Rabinowicz, Friction and Wear of Materials, segunda edición, Wiley, Nueva York, 1995.
- [25] J.F. Archard, W. Hirst, "The Wear of Metals Under Unlubricated Conditions", Proc. R. Soc. Lond. A 236, 1956, p 397-410
- [26] E. Rabinowicz, "Wear Coefficients—Metals", Wear Control Handbook, ASME, Nueva York, 1980, p 475-506

- [27] W.D Kehr, C.B Meldrum, R.F.M Thornley, "The Influence of Grain Size on the Wear of Nickel-Zinc Ferrite by Media", *Wear* 31 (1975) 109-117.
- [28] B. Bhushan, *Tribology and Mechanics of Magnetic Storage Devices*, segunda edición, Springer-Verlag, Nueva York, 1996
- [29] G.W. Stachowiak, A. W. Batchelor, *Engineering Tribology*, Tribology Series Vol. 24, Ed. Elsevier, Amsterdam, 199
- [30] B.N. Pramila Bai, S.K. Biswas, "Effect of Load on Dry Sliding Wear of Aluminum-Silicon Alloys", *ASLE Trans.*, Vol 29 (No. 1), 1986, p 116-120
- [31] R. Shivanath, P.K. Sengupta, and T.S. Eyre, "Wear of Aluminum-Silicon Alloys", *Wear of Materials--1977*, International Conference on Wear of Materials, W. Glaeser, K. Ludema, and S. Rhee, Ed., American Society of Mechanical Engineers, p 120-126
- [32] R. Antoniou, D.W. Borland, "Mild Wear of Al-Si Binary Alloys during Unlubricated Sliding", *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 93, 1987, p 57-72
- [33] J.B. Andrews, M.V. Seneviratne, K.P. Zier, and T.R. Jett, "The Influence of Silicon Content on the Wear Characteristics of Hypereutectic Al-Si Alloys", *Wear of Metals--1985*, K. Ludema, Ed., American Society of Mechanical Engineers, p 180-184
- [34] J.B. Andrews, M.V. Seneviratne, and T.R. Jett, "The Influence of Si and Other Alloying Additions on the Wear Characteristics of Hypereutectic Al-Si Alloys", 4th European Tribology Congress (EUROTRIB 85), Vol. III, 1985

- [35] J. Clarke, A.D. Sarkar, "The Role of Transfer and Back Transfer of Metals in the Wear of Binary Al-Si Alloys", *Wear*, Vol. 82, 1982, p 179-185
- [36] S. Soderberg, U. Bryggman, and A. Canales, "Influence of Precipitation and Solution Strengthening on Abrasive Wear Resistance", *Wear of Metals--1985*, K. Ludema, Ed., American Society of Mechanical Engineers, p 645-653
- [37] E.R. Petty, "Hot Hardness and Other Properties of Some Binary Intermetallic Compounds of Al", *J. Inst. Met.*, Vol. 89, 1960-1961, p 343-349
- [38] E. Hornbogen, "Description of Wear of Materials with Isotropic and Anisotropic Microstructure", *Wear of Metals--1985*, K. Ludema, Ed., American Society of Mechanical Engineers, p 477-484
- [39] K.-H. Zum Gahr, "Abrasive Wear of Two Phase Metallic Material with a Coarse Microstructure", *Wear of Metal--1985*, K. Ludema, Ed., American Society of Mechanical Engineers, p 45-57
- [40] T.S. Eyre, in: Stevens, Vander Voort, McCall (Eds.), *Microstructural Science*, Elsevier North-Holland, 1980, pp. 141-151
- [41] A.Somy Reddy, B.N. Pramila Bai, K.S.S. Murthy, S.K. Biswas, "Wear and seizure of binary Al-Si alloys", *Wear* 171 (1994) 115-127
- [42] A. Dyson, *Tribol. Int.*, 8(2) (1975) 77
- [43] T.K.A. Jaleel, N. Raman, S.K. Biswas, K.S.S Murthy, *Aluminium*, 60C (1984) E787

- [44] K. Okabayashi, M. Kawamoto, H. Notani, Metall. Abs. Light Metals Alloys, 3 81964-1966) 154
- [45] K. Razabizadeh, T.S. Eyre, Wear 79 (1982) 32
- [46] B.N. Pramila, S.K. Biswas, Lubr. Eng. ., 43 (1987) 57
- [47] C. Beesley, T.S Eyre, Tribol. Int., 9 (1976) 63
- [48] B.N. Pramila, S.K. Biswas, Acta Metall. Mater., 39 (1992) 833
- [49] A.J. Pérez Unzueta, “Wear resistance of pearlitic rail steels”, tesis doctorado, Departamento de Ingeniería Universidad de Leicester, Inglaterra, 1992, cap. 6-7
- [50] M.K. Standfor, V.K Jain, “Friction and wear characteristics of hard coatings”, Wear 251 (2001) 990-996
- [51] ASTM E10–01, Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, 2001
- [52] P.J. Blau, “Scale Effects in Sliding Friction: An Experimental Study”, Fundamentals of Friction: Macroscopic and Microscopic Processes (I.L. Singer and H.M. Pollock, eds.) pp. 523-534, Vol. E220, Kluwer Academic, Dordrecht, Netherlands.
- [53] C.A. Coulomb, “Théorie des Machines Simples, en ayant regard au Frottement de leurs Parties, et à al Roideur des Cordages”, Mem. Math. Phys., X, Paris 161-342

- [54] B. Bhushan, "Effect of Shear-Strain Rate and Interface Temperature on Predictive Friction Models", Proc. Seventh Leed-Lyon Symposium on Tribology, IPC Business Press, Guildford, UK, pp. 34-44
- [55] J.J. Truhana, J. Qub, P.J. Blau, "A rig test to measure friction and wear of heavy duty diesel engine piston rings and cylinder liners using realistic lubricants", Tribology International 38 (2005) 211–218
- [56] J. Keller, V. Fridici, Ph. Kapsa, S. Vidaller, J.F. Huard, "Influence of chemical composition and microstructure of gray cast iron on wear of heavy duty diesel engines cylinder liners", Wear (2007), doi:10.1016/j.wear.2007.01.091

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Composiciones nominales de las aleaciones comerciales seleccionadas para aplicaciones de desgaste [14].	8
Tabla 2.2 Dureza de las fases presentes en aleaciones Al-Si [1].	53
Tabla 3.1 Relación de la velocidad a la salida de la transmisión con el porcentaje del potenciómetro del variador de velocidad.	65
Tabla 4.1 Composición química nominal de aleación hipereutéctica Al-Si.	77
Tabla 4.2 Composición química hierro gris.	78
Tabla 4.3 Dureza Brinell.	81
Tabla 4.4 Parámetro de rugosidad Ra.	82

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama de fases aluminio-silicio [12].	6
Figura 2.2 Microestructura de una aleación (a) hipoeutéctica Al-7% Si y (b) hipereutéctica Al- 18.5% Si [13].	7
Figura 2.3 Efecto de refinamiento de grano, a) sin refinador, b) con refinador [18].	13
Figura 2.4 Varios niveles de modificación, desde (1) sin modificación), hasta (6) altamente modificada [19].	14
Figura 2.5 Efecto del Fósforo en el refinamiento de la microestructura de Al-22Si-1Ni-1Cu [18].	15
Figura 2.6 Aleación NLLB en el diagrama de fases Al-Si.	16
Figura 2.7 Microestructura de Aleación NLLB.	17
Figura 2.8 Morfología de las partículas de silicio.	17
Figura 2.9 Representación esquemática de las dos posibilidades del rompimiento del contacto (1 y 2) durante el corte en la interface [22].	19
Figura 2.10 Representación esquemática del desprendimiento de un fragmento de material por corte por deformación plástica de capas sucesivas de un contacto de asperezas [22].	20
Figura 2.11 Esquema de un modelo hipotético de la generación de una partícula de desgaste semiesférica.	25
Figura 2.12 Resistencia al desgaste de metales puros auto apareados bajo condiciones secas, como función de la dureza Vickers [22].	31

- Figura 2.13 Razón de desgaste de películas cerámicas delgadas como función de su modulo de elasticidad deslizando sobre cabezas de discos duros de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$, en el régimen de contacto elástico [22]. 31
- Figura 2.14 Razón de desgaste en función de la carga [22]. 32
- Figura 2.15 Esquema del proceso de desgaste por fatiga [29]. 35
- Figura 2.16 Daños superficiales sin intercambio de material provocando (a) cambios estructurales, (b) deformación plástica, y (c) fractura superficial. 37
- Figura 2.17 (a) Daño superficial con pérdida de material, (b) daño superficial con ganancia de material, y (c) daño superficial ocasionado por corrosión. 38
- Figura 2.18 Esquema de un solo evento generando una capa activa por la transformación de la superficie original del material bajo la influencia de altas fuerzas normales y cortantes, y calor de fricción. La relajación de esta superficie, implicando cambios de fases adicionales, ocurrirá un tiempo después que el contacto de las asperezas ha pasado [2]. 40
- Figura 2.19 Representación esquemática de una interface, mostrando el área real de contacto y la aparente. 41
- Figura 2.20 Contacto de una esfera sobre una superficie plana. 43
- Figura 2.21 Distribución del esfuerzo normal (presión de contacto) en una esfera cargada elásticamente contra una superficie plana. 45
- Figura 2.22 Identación de un sólido elasto-plástico por un indentador esférico: a) existe plasticidad por debajo de la superficie a una presión de indentación $p_m \sim 1.1Y$; y b) a una carga mayor, se alcanza plasticidad completa, y el flujo plástico se extiende a la superficie (en esta etapa $p_m \sim 2.8Y$). 49

Figura 2.23 Comportamiento del material según la presión de contacto.	50
Figura 2.24 Relación entre la razón de desgaste contra el contenido de silicio en aleaciones binarias aluminio-silicio deslizando en contra de acero endurecido[5].	52
Figura 3.1 Matriz de experimentos.	59
Figura 3.2 Esquema de plan experimental.	60
Figura 3.3 Monobloque de aleación hipereutectica Al-Si-Cu.	61
Figura 3.4 Muestra con forma de anillo de Al-Si-Cu.	62
Figura 3.5 Relación lineal de velocidad de la salida de la transmisión con el potenciómetro de control de la misma.	65
Figura 3.6 Modelo 3D de máquina de desgaste tipo Ball-on-disk.	66
Figura 3.7 Vista superior de la máquina de desgaste tipo Ball-on-disk.	67
Figura 3.8 Curva de calibración de la celda de carga omega LCMKD-50N.	69
Figura 3.9 Amplificador de señal National Instruments NI SCXI 1000.	70
Figura 3.10 Pantalla de ejemplo de Lab View. a) Gráfica de coeficiente de fricción, b) gráfica de la fuerza ejercida sobre la celda de carga.	71
Figura 3.11 a) Vista superior de porta muestras con un disco de prueba, b) Vista inferior de porta muestra, sujetado para nivelar muestra contra una placa de referencia.	74
Figura 3.12 Uso de reloj de aguja para medir diferencia de alturas en la superficie del disco.	74
Figura 3.13 Vista superior de la máquina. El brazo tiene una escala con la cual se conoce la posición del porta balón.	75
Figura 4.1 Microestructura de la Aleación Al-Si-Cu (200x).	79

	124
Figura 4.2 Microestructura de hierro gris (100x).	79
Figura 4.3 Espectros atómicos tomados en MEB en una muestra de Al-Si-Cu.	80
Figura 4.4 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condiciones lubricadas (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 30 N, (b) 50 N y (c) 120 N.	84
Figura 4.5 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condiciones no lubricadas para una carga aplicada de 10 N.	86
Figura 4.6 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris, usando aceite SAE 40 como lubricante para una carga aplicada de (a) 50 N y (b) 120 N.	87
Figura 4.7 Coeficiente de fricción con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro en condiciones sin lubricante para una carga de 10 N de carga.	89
Figura 4.8 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición lubricada (aceite SAE 40) para diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.	91
Figura 4.9 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición lubricada (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 30 N, (b) 50 N y (c) 120 N.	92
Figura 4.10 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu en condición no lubricada para diferentes velocidades de deslizamiento.	93

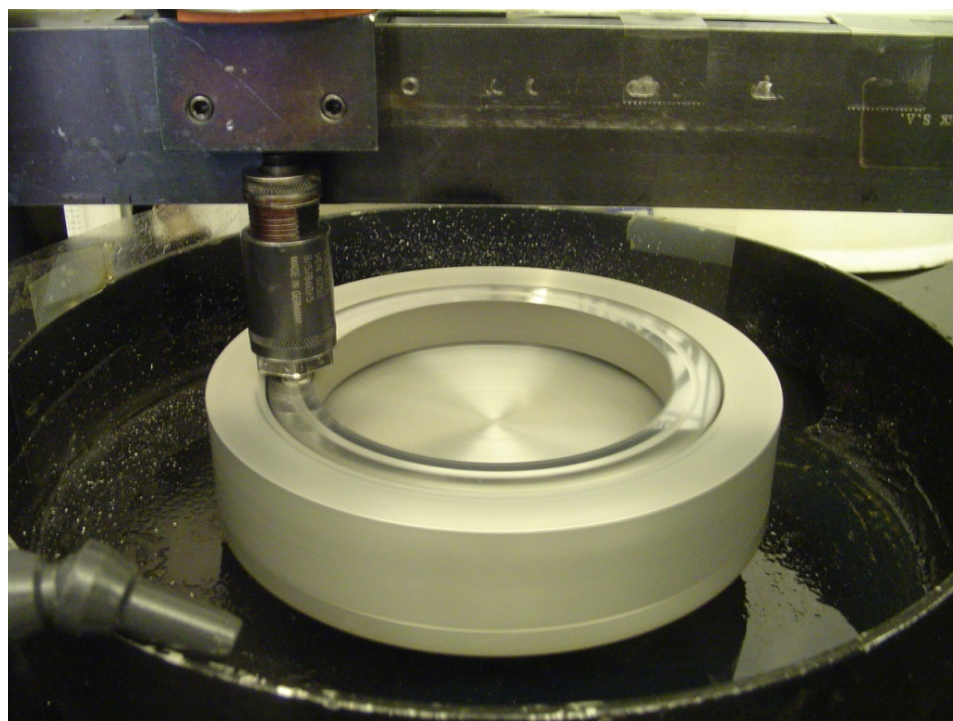
- Figura 4.11 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de Al-Si-Cu y Fe en condiciones no lubricadas para una carga aplicada de 10 N. 94
- Figura 4.12 Pérdida de volumen con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición lubricada (aceite SAE 40) para una carga aplicada de (a) 50 N y (b) 120 N. 95
- Figura 4.13 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición lubricada (aceite SAE 40) para diferentes cargas y velocidades de deslizamiento. 96
- Figura 4.14 Razón de desgaste y coeficiente de desgaste “k” con respecto a la distancia deslizada en muestras de hierro gris en condición no lubricada para diferentes velocidades de deslizamiento. 97
- Figura 4.15 Vista superior de huella de desgaste en la muestra 17 mostrando desprendimiento de partículas de la fase de silicio. 98
- Figura 4.16 Vista superior de muestra 17 mostrando líneas de deformación plástica paralelas al deslizamiento, desprendimiento de partículas de silicio y fracturas en fases de cobre y hierro. 99
- Figura 4.17 Vista superior de muestra 18 mostrando las líneas de deformación plástica y desprendimiento de partículas de la fase de silicio primario. 99
- Figura 4.18 Vista superior de la muestra 30 mostrando desprendimiento de fases de silicio preferentemente perpendiculares al deslizamiento. 100
- Figura 4.19 Vista superior de muestra 30 mostrando acercamiento en zona de desgaste, desprendimiento de silicio, y fracturas en fases de Al-Cu-Ni. 101

- Figura 4.20 Vista superior de muestra 30 mostrando acercamiento en rupturas y desprendimiento de partículas pequeñas de fases de Al-Fe-Si-Mn-Cu. 101
- Figura 4.21 Sección transversal de muestra 32 mostrando la fractura de las fases en la subsuperficie. 102
- Figura 4.22 Sección transversal de muestra 36 mostrando la fractura de las fases en la subsuperficie. 102
- Figura 4.23 Vista superior de huella de desgaste de muestra 38 mostrando desprendimiento de fases de silicio, fractura en fases fuera del contacto, múltiples fracturas de fases de Fe y Cu en el contacto, y deformación plástica en capas en el límite del contacto. 103
- Figura 4.24 Vista superior de muestra 38 mostrando un menor ancho en la huella de desgaste en zonas ricas en fases de Al-Ni-Cu. 104
- Figura 4.25 Vista superior de huella de desgaste de muestra 39. 105
- Figura 4.26 Vista superior de huella de desgaste de muestra 39 mostrando las fases de Al-Cu-Ni y Al-Fe-Si-Cu-Mn totalmente fracturadas y aún adheridas a la matriz. 105
- Figura 4.27 Acercamiento en muestra 39 mostrando la fase de Al-Fe-Si-Cu-Mn. 106
- Figura 4.28 Vista superior de muestra 36 mostrando surcos de deformación plástica en el sentido del deslizamiento. 107
- Figura 4.29 Muestra 39 mostrando desprendimiento y fractura de la fase de silicio. 107
- Figura 4.30 Acercamiento en muestra 39 mostrando la morfología de la fase de silicio después del deslizamiento. 108

- Figura 4.31 Sección transversal a la huella de desgaste de la muestra 4 mostrando deformación superficial así como la formación de una capa turbulenta en la superficie. 109
- Figura 4.32 Vista superior de huella de desgaste de la muestra 4 mostrando delaminación por deformación plástica como principal mecanismo de desgaste. 109
- Figura 4.33 Microdureza de la capa turbulenta formada en la zona de contacto. 110

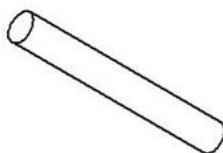
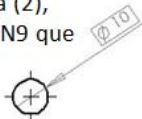
APÉNDICE A

Fotos de la máquina de desgaste tipo Ball on Disk.



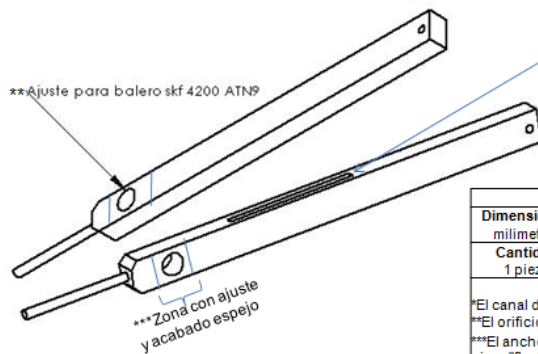
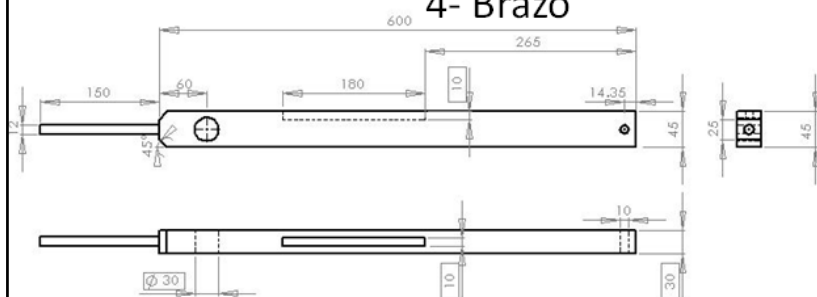
3- Perno

El perno entra en la flecha (2),
Y en el balero SKF 4200 ATN9 que
estará en el brazo (4)



Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Perno	Acabado rectificado	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Acero 4140 tratado	Tolerancia ± 0.0	Revisión
Comentarios			
*El perno lleva ajuste de norma para balero			
**La pieza "flecha" se ajustará al perno			

4- Brazo



Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Brazo	Acabado Pulido	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Acero 1018	Tolerancia ± 0.25	Revisión
Comentarios			
*El canal de 10 x 10 con acabado rectificado.			
**El orificio de Ø30 marcado lleva ajuste de norma para balero.			
***El ancho de la barra de 30mm lleva un ajuste para deslizamiento con la pieza "flecha", estas dos caras llevan acabado espejo en la zona del contacto con la flecha, 72 mm con centro en el centro del agujero de 30mm, marcado gráficamente.			

5- vástago

Hacer maquinado para llave estándar 5/16"

Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Vástago	Acabado Rectificado	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Acero 1018	Tolerancia ± 0.25	Revisión
Comentarios			
La rosca debe entrar en la rosca hembra de la pieza "porta pin"			

6- porta pin

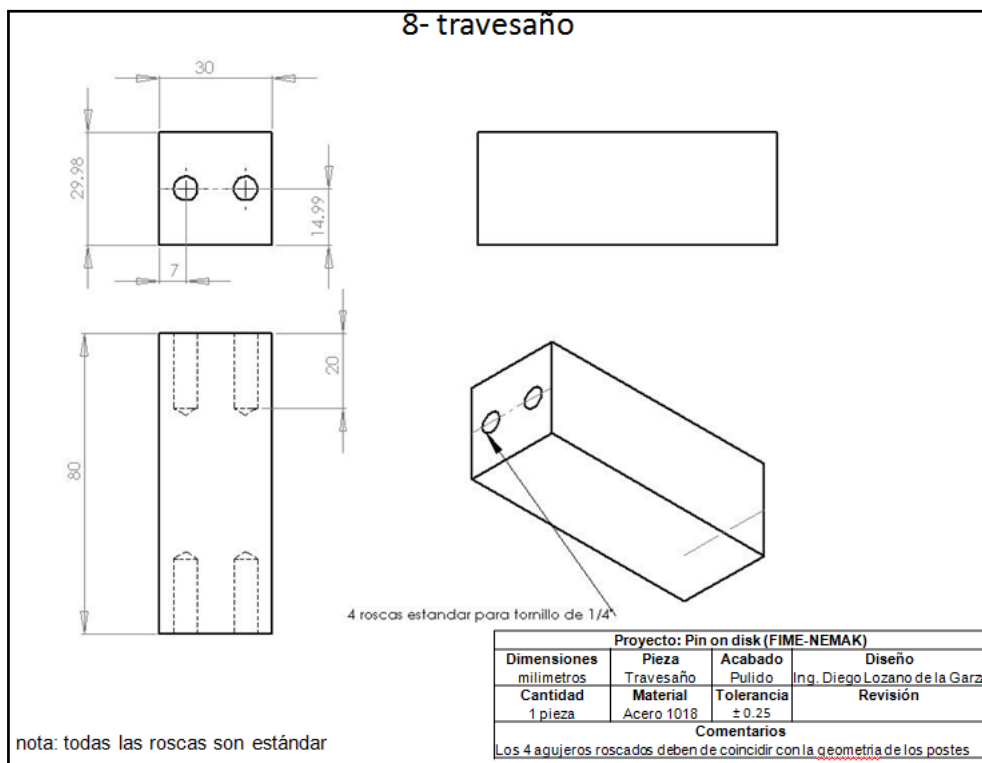
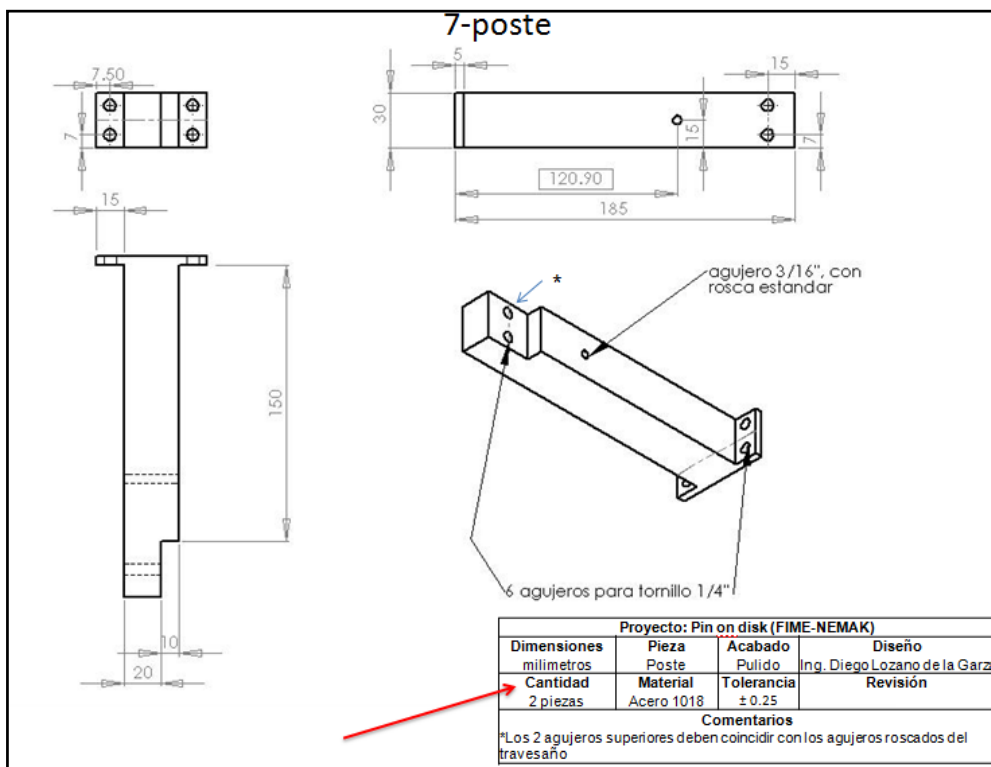
Ajuste para que entre en el canal del brazo

rosca estándar 3/8", para pieza "vástago"

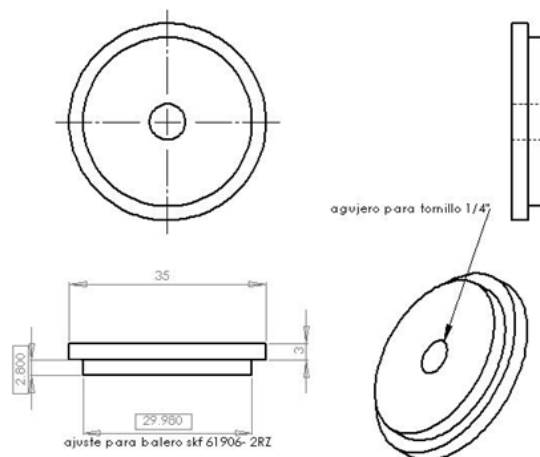
4x rosca estándar para opresor de 1/4"

nota: todas las roscas son estándar

Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Porta Pin	Acabado Pulido	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Acero 1018	Tolerancia ± 0.25	Revisión
Comentarios			
La zona marcada se debe poder deslizar libremente en el canal de la pieza "brazo"			

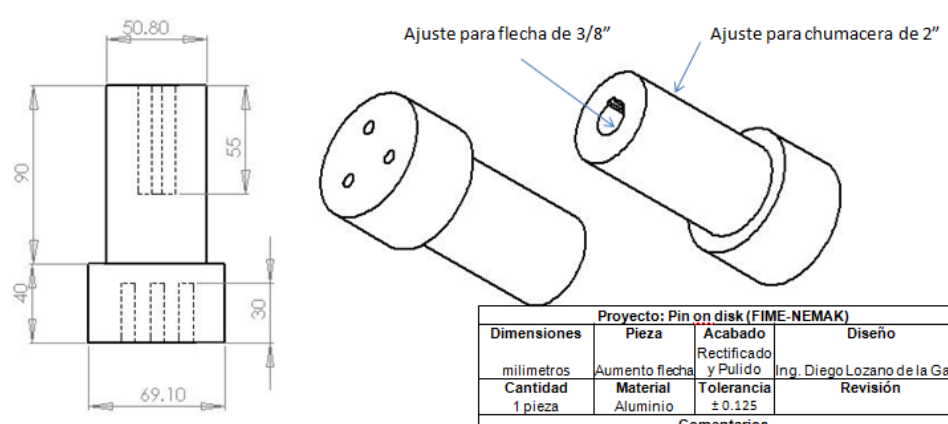
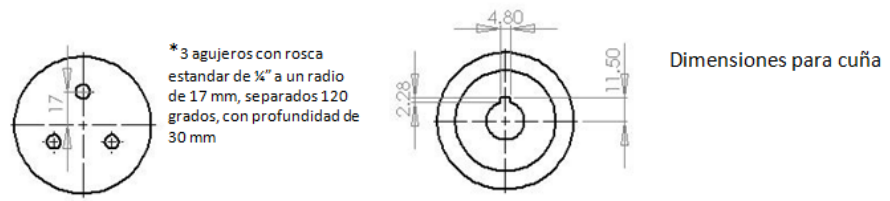


9- tapa flecha



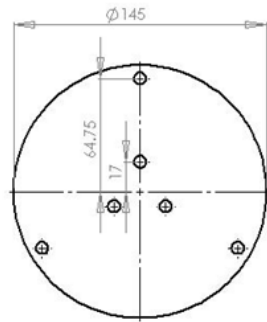
Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Tapa de flecha	Acabado Pulido	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Acero 1018	Tolerancia ± 0.0	Revisión
Comentarios			
El diámetro de 29.98 mm debe llevar ajuste para balero			

11-Aumento de Flecha



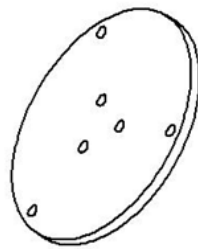
Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones milímetros	Pieza Aumento flecha	Acabado Rectificado y Pulido	Diseño Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad 1 pieza	Material Aluminio	Tolerancia ± 0.125	Revisión
Comentarios			
Los tres agujeros roscados hechos en el radio de 17 mm deben coincidir con los agujeros del plato inferior, de tal manera que cuando se ensamble y gire no tenga desbalanceo			

12- Plato inferior



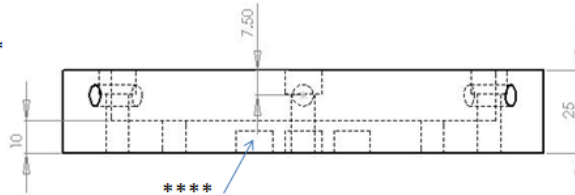
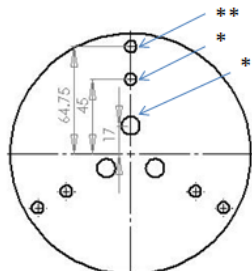
*3 agujeros con rosca estandar de 1/4" a un radio de 64.75 mm, separados 120 grados

**3 agujeros de 1/4" a un radio de 17 mm, separados 120 grados, alineados con (*)



Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones	Pieza	Acabado	Diseño
milímetros	Plato inferior	Rectificado y Pulido	Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad	Material	Tolerancia	Revisión
1 pieza	Acero 1018	± 0.25	
Comentarios			
Los tres agujeros roscados hechos en el radio de 64.75 mm deben coincidir con los agujeros del plato superior			

13- Plato superior

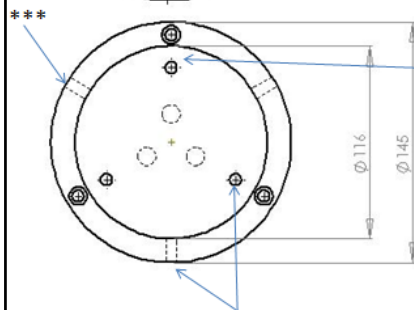


(*) 3 agujeros de 1/4" con rosca estándar a un radio de 45 mm

(**) 3 agujeros pasados de 1/4" con caja de 7/16" de 7mm de profundidad a un radio de 64.75 mm, a 120 ° c/u,

(***) 3 agujeros con rosca estándar 1/4" a 7.5 mm de la superficie, se encuentran a 60 ° de los demás agujeros, por lo que quedan en medio como se muestra en la fig.

(****) 3 agujeros de 7/16" a un radio de 17mm con profundidad de 7 mm, alineados con (**)



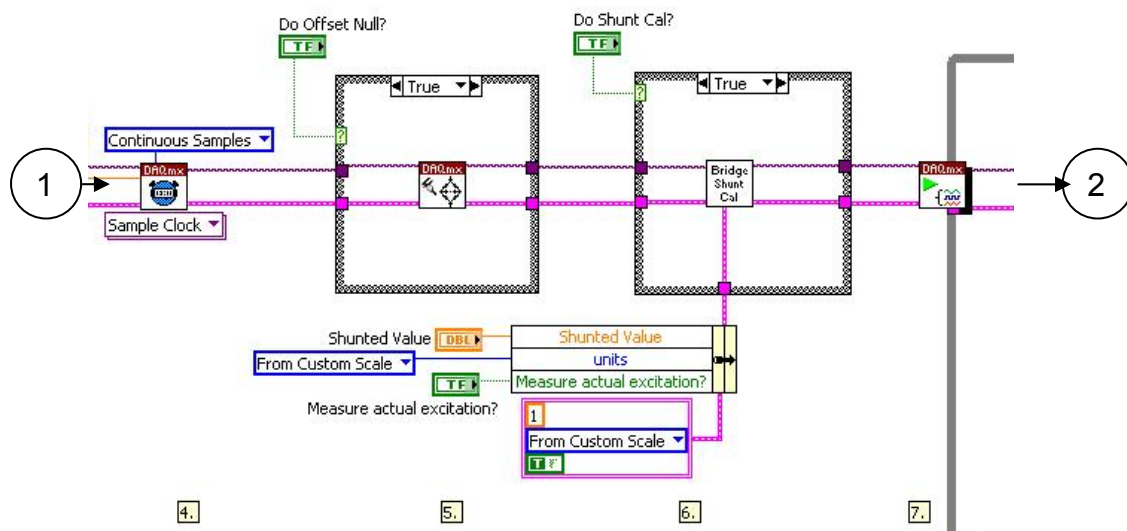
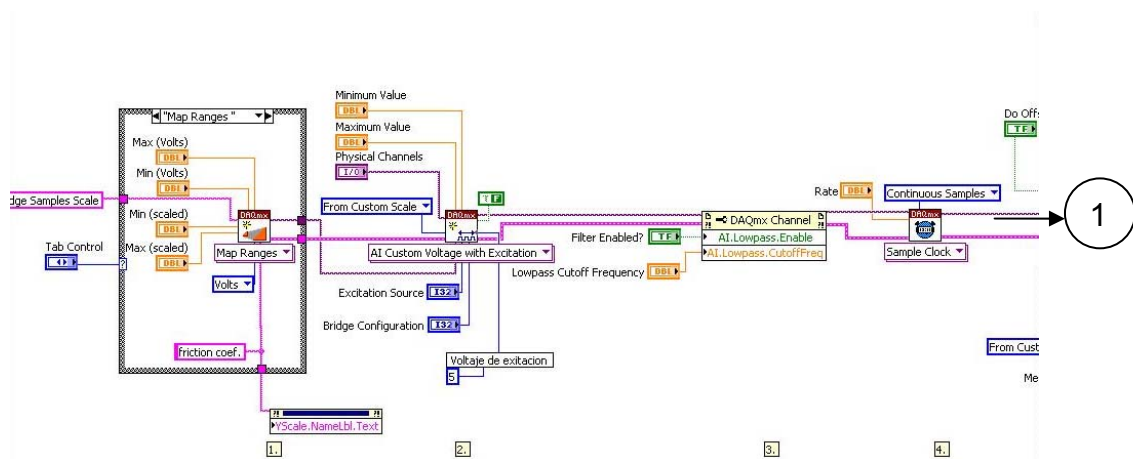
6 agujeros con rosca estándar 1/4"

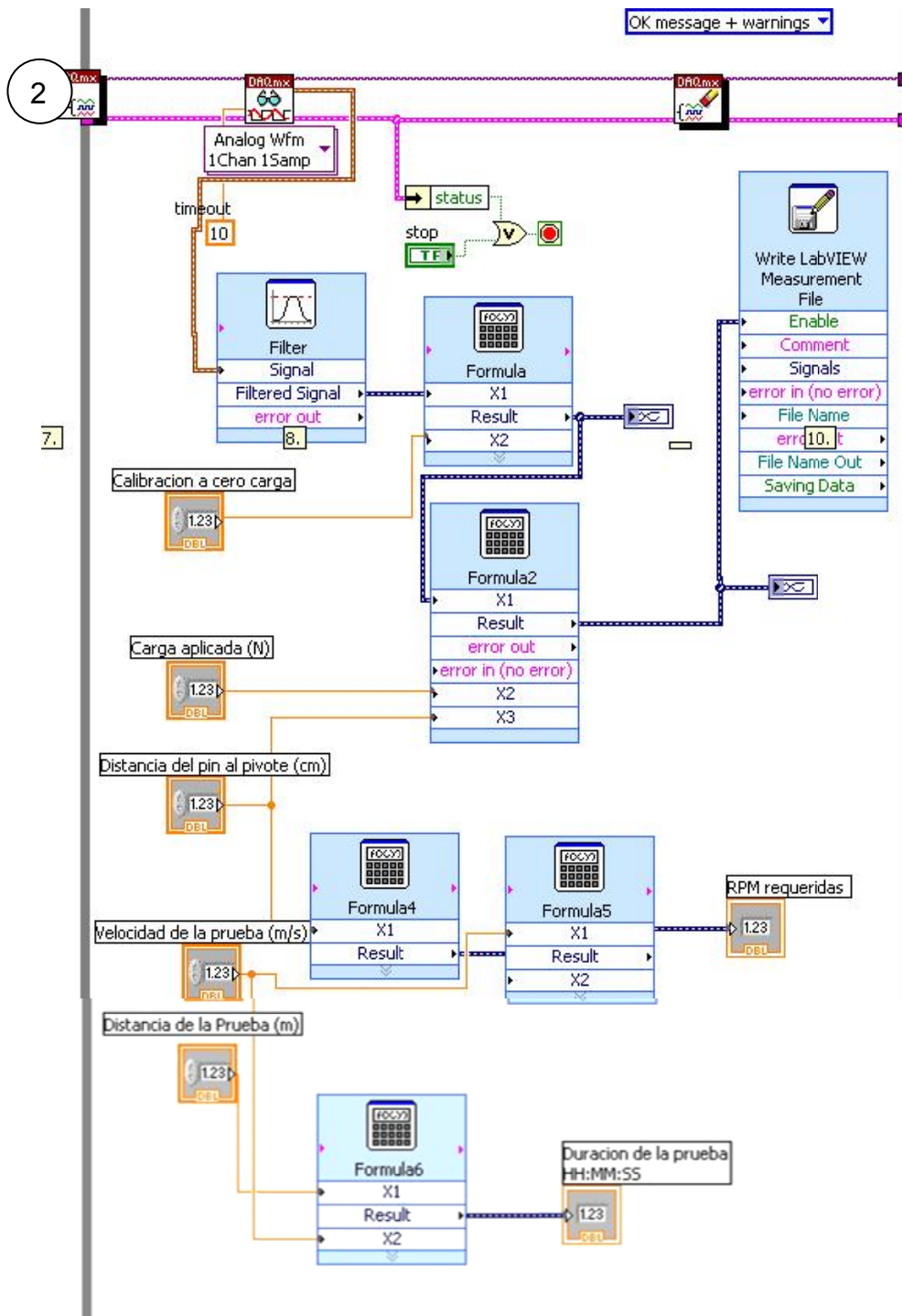
Nota: se adjunta imagen en 3D para mejor visualización

Proyecto: Pin on disk (FIME-NEMAK)			
Dimensiones	Pieza	Acabado	Diseño
milímetros	Plato superior	Rectificado y Pulido	Ing. Diego Lozano de la Garza
Cantidad	Material	Tolerancia	Revisión
1 pieza	Acero 1018	± 0.25	
Comentarios			
Los tres agujeros hechos en el radio de 64.75 mm deben coincidir con los agujeros del plato inferior			

APÉNDICE C

Diagrama de bloque en software LabView utilizado para la adquisición de valores de coeficiente de fricción en la máquina de desgaste.





RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Diego Emilio Lozano de la Garza

Candidato al Grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

Tesis: “Comportamiento tribológico de una aleación hipereutética Al-Si-Cu en una máquina de desgaste tipo Ball-on-Disk”.

El Ing. Diego Emilio Lozano de la Garza nació el 28 de septiembre de 1984, es hijo del Biólogo Jesús Héctor Lozano Garza y de la Sra. María Rita de la Garza Barrera. Cursó sus estudios de Licenciatura en la Facultad de de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y obtuvo el Grado de Ingeniero Mecánico Electricista en 2006. Ese mismo año inicia la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales, en Agosto de 2007 comienza a trabajar en el área de investigación de desgaste de materiales.

El Ing. Diego Lozano tiene experiencia en el área de diseño, tribología, electrónica e investigación.