



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

**PRODUCCIÓN Y
PROPIEDADES
DE COMPUESTOS DE
BASE ALUMINIO ZINC
Y PARTÍCULAS
DE ALÚMINA Y CARBURO
DE SILICIO**

Rafael A. Auras

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“PROF. Jorge A. Sabato”

**Producción y Propiedades de compuestos de base
Aluminio – Zinc y partículas de alúmina y carburo de
silicio(*)**

por Ing. Rafael A. Auras

Director

Dr. Carlos E. Schvezov.

() Tesis para optar al título de Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

1999

Dedicado a

*María mi madre,
y a mis hermanos
Miryam, Bettiana,
Rocío y Carlos.*

AGRADECIMIENTOS

Toda tarea realizada es la ejecución de unos cuantos y el esfuerzo de muchos, esta tarea no esta exenta, por lo que deseo expresar:

Mi más profundo agradecimiento a todas aquellas personas que contribuyeron de una u otra forma en la culminación de esta tesis, y con el riesgo de olvidar a alguien inmerecido expreso aquí mis agradecimientos.

Un agradecimiento especial al Director de Tesis, Dr. Carlos E. SCHVEZOV, por su apoyo permanente en todo el transcurso de esta tesis, y por su corrección de los manuscritos.

Mis más profundo agradecimiento a las autoridades del Instituto de Tecnología Prof. "Jorge A. Sabato", Dr. José Rodolfo GALVELE y a la Directora de la Maestría en Ciencia y Tecnología de Materiales, la Dra. Alicia SARCE.

A la Dra. Elena FORLERER por el tiempo y paciencia dedicada en la colaboración de los ensayos de desgaste, y caracterización de las muestras. A Sebastián CALDERON por el asesoramiento y manejo del equipo de desgaste Dow - Corning.

A Alicia ARES y Sergio GUEIJMAN por su apoyo diario en el transcurso de esta tesis. A Marcelo MARINELLI, por su apoyo en la construcción del adquisidor de datos.

A las personas del Departamento de Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica, expreso mi gratitud, por la valiosa asistencia desinteresada en las diferentes tareas realizadas, en particular a las Sra. Silvia Adriana DOMÍNGUEZ, Sara NOVAS, al Sr. Ramón CASTILLO GUERRA, Ricardo MONTERO, y Oscar CARPINETA.

A mis compañeros de la maestría, por su estímulo y apoyo permanente. En especial a Analía Quíroga, Edith Parma, Silvia Farina, Victor Fanelli, Eduardo Chung y Diego Aranda.

Por último y no menos importante el apoyo inestimable de mi familia, que me brindo fe y estímulo.

Rafael A. Auras

RESUMEN

Fueron coladas aleaciones de Zn – Al (ZA) y de Zn – Al con adiciones de Si, Cu y/o refuerzos de partículas de SiC. Se realizaron ensayos de dureza Brinell (HB), estudios de metalografía cuantitativa, resistencia al desgaste y estabilidad dimensional.

Análisis de la variación de distribución de los distintos elementos y de los precipitados de Silicio en distintas zonas de las probetas conforme transcurre la solidificación fueron realizados mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Espectroscopía Dispersiva en Energía (EDAX).

Los ensayos de desgaste se realizaron usando un sistema "pin – on – disc" bajo condiciones con y sin lubricación, con cargas de 3, 5 y 8 kg. a una velocidad de 250 rpm (velocidad tangencial 2,00 m/s), por el período de 1 hr. y en un equipo Dow – Corning, modelo LFW1, (Norma ASTM D 2714-68 y G77-97), bajo condiciones lubricadas con cargas de 27 kg, a una velocidad de 200 rpm (velocidad tangencial 0,367 m/s), por períodos de 1 hr.

Fueron determinadas las correlaciones entre las propiedades mecánicas, estructuras y composición. Un aumento de la dureza se encontró con una elevación del porcentaje en volumen de las partículas de SiC.

Las aleaciones sometidas a ensayos de estabilidad dimensional por periodos de 1000 hr. a $165 \pm 2,5$ °C fueron estables.

En los ensayos de desgaste realizados a las aleaciones ZA en seco a 5 y 8 kg. se encontraron altas deformaciones plásticas de la superficie y transferencia de elementos entre el disco de desgaste, la muestra y los debris.

ABSTRACT

Zinc – Aluminum alloys containing Silicon, Copper and reinforcing particles of Silicon Carbide were cast and analyzed. The analyses were done performing hardness test (HB), quantitative metallography, wear and dimensional stability tests.

Composition analysis of the different alloying elements along the cast samples were done by SEM (Scanning Electron Microscopy) and EDAX (Energy Dispersive X-Ray Microanalysis).

The wear tests were performed in a pin – on – disc wear system under dry and lubricated conditions and loads of 3, 5 and 8 kg. at a linear velocity of 2,0 m/s during one hour. Alternatively, a Dow – Corning equipment, model LFW1, (ASTM D 2714-68 y G77-97) was used, also under dry and lubricated conditions with a load of 27 kg, at a speed of 0,367 m/s for one hour.

Several correlations between properties, structures and compositions were found, showing an increase in hardness with an increase in the volume fraction of SiC particles.

The alloys tested for dimensional stability during 1000 hr at $165 \pm 2,5$ °C were very stable.

The samples tested for wear under dry condition at 5 and 8 kg. show high surface plastic deformation and transfer of elements between the wear disc, the sample and the debris.

INDICE TEMÁTICO

		Página
	Dedicatoria	i
	Agradecimientos	ii
	Resumen	iii
	Abstract	iv
	Indice Temático	v
	Indice de Figuras	ix
	Indice de Tablas	xii
1	FUNDAMENTOS Y OBJETIVOS	1
	Preparación de las aleaciones ZA	1
	Caracterización de las aleaciones	2
	Ensayos de desgaste	2
2	REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	3
2-1	<i>Aleaciones ZA - Introducción</i>	3
2-2	<i>Evolución histórica del desarrollo de la aleación</i>	4
2-3	<i>Variación de las propiedades de las aleaciones ZA según la adición de elementos</i>	8
2-4	<i>Microestructura</i>	11
2-4-1	Aleaciones ZA27	11
2-4-2	Aleaciones ZA27 + Si	12
2-4-3	Aleaciones ZA27 + Cu	13
2-4-4	Aleaciones ZA27 + SiC	13
2-5	<i>Conceptos fundamentales de desgaste</i>	14
2-6	<i>Características al desgaste de las aleaciones ZA y estabilidad dimensional</i>	24
2-7-	<i>Modificación de las aleaciones mediante el refuerzo de partículas de SiC (MMC).</i>	27

		Página
3	TÉCNICAS EXPERIMENTALES	33
3-1	Preparación de las aleaciones ZA	34
3-1-1	Preparación de las aleaciones de Zn – Al, Zn – Al con aleantes, Zn – Al con aleantes y refuerzos de SiC, variando las condiciones de solidificación y la concentración de los diferentes aleantes y refuerzos.	34
3-2-	Técnicas de Caracterización y Análisis de las aleaciones	36
3-2-1-	Metalografía	36
3-2-2-	Microscopía electrónica de barrido	36
3-2-3-	Difracción de Rayos X	36
3-2-4-	Microscopía óptica con adquisición de imágenes	37
3-2-5-	Metalografía cuantitativa según normas ASTM	37
3-2-6-	Ensayos de dureza	38
3-2-7-	Medidas de densidad	38
3-2-8-	Análisis de estabilidad dimensional	38
3-3-	Ensayos de desgaste	39
3-3-1-	Detalles del dispositivo experimental fabricado	39
3-3-2-	Detalles del equipo Dow – Corning, Modelo LFW1 (Normas ASTM D2714-68 Y G77-97)	40
3-3-3-	Preparación de las muestras	41
4 4-1-	ESTRUCTURA DE LAS ALEACIONES	43
4-1-1-	Aleaciones ZA27	43
4-1-2-	Aleaciones ZA27 + Si	47
4-1-3-	Aleaciones ZA27 + Si + Cu	53
4-1-4-	Aleaciones ZA27 + Si + SiC	56
4-1-5-	Aleaciones ZA27 + Al ₂ O ₃	59
4-1-6-	Aleaciones ZA50 + SiC	59
4-2-	ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS SOBRE ESTRUCTURA	60

		Página
5	RELACIONES ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA ESTRUCTURA DE LA ALEACIÓN	65
5-1-	Mediciones de durezas y metalografía cuantitativa	65
	Análisis de resultados	67
6	ESTABILIDAD DIMENSIONAL Y DESGASTE	70
6-1-	Estabilidad dimensional	70
6-2-	Test de desgaste	70
6-3-	Ensayos realizados en el equipo de fabricación propia	70
6-3-a-	Ensayos en seco – Estudios de la superficie de desgaste	72
6-3-a-1-	Aleación ZA27	72
6-3-a-2-	Aleación ZA27 + 3,5%Si	78
6-3-a-3-	Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1 %Cu	80
6-3-a-4-	Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1 %Cu + 8%SiC	82
6-3-a-5-	Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1 %Cu + 16%SiC	84
6-3-b-	Ensayos lubricados – Estudios de la superficie de desgaste	86
6-3-b-1-	Aleación ZA27	86
6-3-b-2-	Aleación ZA27 + 3,5%Si	87
6-3-b-3-	Aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	88
6-3-b-4-	Aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8 %SiC	89
6-3-b-5-	Aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16 %SiC	90
6-4-	Ensayos realizados en el equipo Dow - Corning	91
6-4-a-	Ensayos en seco – Estudios de la superficie de desgaste.	91
6-4-a-1-	ZA27	91
6-4-b-	Ensayos lubricados – Estudios de la superficie de desgaste.	93
6-4-b-1-	ZA27	93

		Página
	6-4-b-2- ZA27 + 3,5 %Si.	96
	6-4-b-3- ZA27 + 3,5 %Si + 1 %Cu.	100
	6-4-b-4- ZA27 + 3,5 %Si + 1 %Cu + 8 %SiC.	102
	6-4-c- Tamaños de escara y pérdidas de peso.	104
	6-4-d- Medición de macrotensiones residuales en las probetas originales y las probetas desgastadas.	105
	6-4-e Discos ensayados	106
6-5-	DISCUSIÓN DE RESULTADOS SOBRE ESTABILIDAD DIMENSIONAL Y DESGASTE	110
	6-5-1- Estabilidad de las aleaciones	110
		Página
	6-5-2- Comparación entre las pérdidas de peso y tasa de desgaste de las distintas aleaciones.	111
	6-5-3- Análisis de los datos obtenidos de la superficie.	114
	Comparación de los coeficientes de fricción de las diferentes aleaciones	120
7	CONCLUSIONES	121
	ESTRUCTURAS DE LAS ALEACIONES	121
	RELACIONES ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA ESTRUCTURA DE LA ALEACIÓN.	122
	ESTABILIDAD DIMENSIONAL Y DESGASTE	123
	SUGERENCIAS PARA FUTUROS TRABAJOS.	125
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	126
AI	APÉNDICE I	133
	Cálculo de composiciones de las aleaciones	133
AII	APENDICE II	135
	Medidas de dureza	135

INDICE DE FIGURAS

Figura	Página
2	
2-1 Diagrama de equilibrio binario zinc - aluminio	5
2-2 Composición de aluminio en diferentes posiciones de un lingote solidificado.	6
2-3 Estructura de solidificación de ZA27	12
2-4 Aleación ZA27 + Si	13
2-5 Vista esquemática de una interfase, mostrando el área aparente y real de contacto.	14
2-6 Coeficiente de fricción para acero sobre aluminio	16
2-7 Efecto del cambio de área de contacto sobre la fricción de madera sobre acero.	16
2-8 Datos sobre el efecto de la carga sobre la fricción de teflón	17
2-9 Datos de Whitehead (1950) sobre la variación del coeficiente de fricción del Cu con la carga aplicada.	17
2-10 Curva de fricción vs velocidad.	18
2-11 Coeficiente de fricción vs rugosidad	18
2-12 Vista esquemática de las películas en la superficie de un metal	19
3	
3-1 Detalle del equipo experimental de desgaste.	39
3-2 Detalle del equipo Dow – Corning	40
4	
4-1 Micrografías de distintas probetas solidificadas a diferentes temperaturas y tiempos.	43
4-2 Estructura de solidificación de la muestra 3, ZA27 (SEM – CNEA)	44
4-3 Diagrama de equilibrio binario zinc – aluminio.	44
4-4 Micrografía electrónica de la muestra 1, se observa la fase eutéctica a 800 X y 3200 X.	45
4-5 Micrografía electrónica de barrido compuestas con análisis EDAX. Muestra ZA27	46
4-6 Micrografías de diferentes secciones longitudinales de la probeta 14 (ZA27 + Si).	47

Figura	Página
4-7 Diagrama de fases ternario Al – Zn - Si	48
4-8 Espectro de energía de los precipitados de Si.	48
4-9 Muestra ZA27 + 3,5%Si; precipitados de Si.	49
4-10 Variación de los precipitados en la muestra 14. (ZA27 + 3,5%Si)	50
4-11 Distribución de Si, Zn y Al en la muestra 14. (ZA27 + 3,5%Si)	51
4-12 Variación de los precipitados en la muestra 15 (ZA27 + 8%Si)	52
4-13 Diferenciación de precipitados de Si y Cu	53
4-14 Espectro de energía sobre precipitados de Cu	54
4-15 Mapeo de composición de Al, Cu, Si, Zn en las muestras 10 y 11	55
4-16 Micrografía SEM de poros formados en las probetas con 2% Cu.	55
4-17 Espectros obtenidos por EDAX en la muestra 9	56
4-18 Caracterización de partículas y precipitados	57
4-19 Mapeo de composición de Al, Si, Zn en la muestra 12.	58
4-20 Estructura de la aleación ZA27	60
4-21 Micrografía electrónica de la muestra 10	62
5	
5-1 Distribución de partículas según la posición	65
5-2 Dureza Brinell vs fracción en volumen de partículas de SiC	67
5-3 Dureza (HB) vs diámetro promedio de partícula en μm	68
5-4 Tamaño de grano (μm) vs fracción en volumen de partículas de SiC	69
6	
6-1 Pérdida de peso de las diferentes aleaciones en seco	71
6-2 Surco de entrada del disco	72
6-3 Surco de salida del disco	72
6-4 Detalles de la composición en las zonas cercanas al surco	73
6-5 Muestra 16 con carga de 8 kg.	74
6-6 Detalle del surco y la composición de las diferentes zonas a 100X	75
6-7 Debris de las aleaciones ZA27	77
6-8 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste	78
6-9 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5 %Si	79
6-10 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste	80
6-11 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	81

Figura	Página
6-12 Muestra 19 características de las zonas de desgaste	83
6-13 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5 5Si + 1%Cu + 8%SiC	84
6-14 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste	85
6-15 Micrografías obtenidas en SEM – CNEA, a diferentes aumentos	86
6-16 Aleación ZA27 + 3,5%Si	87
6-17 Zonas de desgaste de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	88
6-18 Aleación ZA27 + 3,5 5Si + 1%Cu + 8%SiC	89
6-19 Aleación ZA27 + 3,5 5Si + 1%Cu + 16%SiC	90
6-20 Probeta 16 ZA27	92
6-21 Detalle de los debris desprendidos de la aleación ZA27 en seco	92
6-22 Coeficiente de fricción en función del tiempo (seg)	93
6-23 Probeta 16 Micrografía electrónica, de la superficie desgastada	94
6-24 Coeficiente de fricción en función del tiempo (seg) muestra 16	95
6-25 ZA27 + 3,5%Si	96
6-26 Partícula de Si en la aleación ZA27 + 3,5%Si	96
6-27 Micrografías electrónicas probeta 17	98
6-28 Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5%Si lubricado	99
6-29 Debris desprendido de la aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	100
6-30 Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	101
6-31 Micrografía del surco en la entrada y la salida	102
6-32 Debris desprendido de la aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC	103
6-33 Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC	104
6-34 Micrografías de los discos	107
6-35 Detalles de las micrografías de los discos	109
6-36 Perdida de peso vs aleaciones (seco) 3, 5, 8 kg.	112
6-37 Tasa de desgaste vs aleaciones (seco) 3, 5, 8 kg.	112
6-38 Perdida de peso vs aleaciones (lubricado) 5, 8 kg.	113
6-39 Tasa de desgaste vs aleaciones (lubricado) 5, 8 kg.	113
6-40 Perdida de peso vs aleaciones (lubricado) 27 kg.	114
6-41 Tasa de desgaste vs aleaciones (lubricado) 27 kg.	114
All Dureza promedio vs posición	135

INDICE DE TABLAS

Tablas	Página
2	
2-1	Incidencia del agregado de diversos elementos en las propiedades de las aleaciones ZA. 11
2-2	Valores de los coeficientes de fricción: Metal sobre Metal 20
3	
3-1	Composición de las aleaciones ensayadas 35
5	
5-1	Datos obtenidos de la estructura de la aleación 67
6	
6-1	Pérdidas de peso en los diferentes ensayos 71
6-2	Composiciones aproximadas de los debris ZA27 en seco con 5 Kg. 76
6-3	Detalles generales de ensayo 91
6-4	Composición semicuantitativa de los debris desprendidos de la ZA27 94
6-5	Valores medidos del tamaño de escara en las muestras y el delta de peso 105

1- FUNDAMENTOS Y OBJETIVOS DEL TRABAJO

En los últimos años las aleaciones de zinc-aluminio fueron objeto de estudio por la gran resistencia al desgaste que presentan.¹⁻¹¹

A pesar de los importantes avances en el conocimiento de estas aleaciones que alcanzaron el nivel de aplicaciones prácticas, las relaciones que presentan estas aleaciones entre las propiedades mecánicas, estructurales y la adición de diferentes elementos aleantes necesita de mayor investigación para lograr una mejor comprensión de las mismas.

Más aún es reducido el número de publicaciones¹²⁻¹⁷ de estas aleaciones con el refuerzo con partículas. En las mismas queda demostrada una gran mejora en las características al desgaste de estas aleaciones conteniendo partículas de SiC, e incentivan a seguir investigando las distintas propiedades que presentarán estas aleaciones con el agregado de diferentes elementos aleantes, mejoramiento de los procesos y el material obtenido.

Por lo tanto se plantean los siguientes objetivos para el trabajo

- Estudiar las aleaciones zinc-aluminio de composiciones más frecuentemente utilizadas.
- Investigar las propiedades que presentan las aleaciones según el agregado de los diferentes elementos aleantes y refuerzos de partículas
- Investigar las correlaciones que se presentan entre las distintas estructuras obtenidas y sus propiedades mecánicas.
- Ensayar las diferentes aleaciones al desgaste en diferentes condiciones (lubricadas y sin lubricar)
- Determinar las mejores condiciones de uso de estas aleaciones

Para cumplir los objetivos anteriores se realizó el siguiente plan de trabajo:

Preparación de las aleaciones ZA

- Preparación de las aleaciones de zinc – aluminio, zinc – aluminio con elementos aleantes, zinc – aluminio con elementos aleantes y refuerzos de partículas de SiC, variando las condiciones de solidificación y la concentración de los diferentes aleantes y refuerzos.

Caracterización de las aleaciones por las siguientes técnicas:

- Metalografía (Técnica de revelación de estructura)
- Difracción de Rayos X
- Microscopía electrónica de barrido
- Microscopía óptica con adquisición de imágenes
- Metalografía cuantitativa según normas ASTM
- Ensayos de dureza
- Densitometría
- Ensayos de estabilidad dimensional

Ensayos de desgaste

- Diseño y fabricación de un equipo de desgaste
- Preparación de las muestras
- Ensayos de las muestras, en diferentes condiciones (carga, temperatura; etc.)
- Ensayos en un equipo Dow-Corning, modelo LFW1 (Normas ASTM D2714-68 y G77-97), con el cual se podrá comparar los ensayos realizados en el equipo de fabricación propia.

En el capítulo 2 se realiza una breve revisión bibliográfica

En el capítulo 3 se reseñan las técnicas experimentales

En el capítulo 4 se presentan los resultados experimentales respecto de las estructuras de las aleaciones y se discuten los resultados.

En el capítulo 5 se presentan los resultados experimentales respecto de la relación entre propiedades mecánicas y estructuras de las aleaciones, y se discuten los resultados.

En el capítulo 6 se presentan los resultados experimentales respecto de las propiedades mecánicas de las aleaciones y se discuten los resultados.

En el capítulo 7 se presentan las conclusiones

Finalmente se incluyen los apéndices con información complementaria

2- REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2-1- Aleaciones ZA. Introducción.

La familia de aleaciones en base a zinc – aluminio (ZA) conteniendo composiciones del 8 % al 50% de aluminio fue desarrollada en los años 70 por las compañías productoras de zinc de Canadá y la (ILZRO) de E.U.A.. Estas aleaciones fueron designadas como aleaciones ZA y comenzaron a ser una atractiva alternativa a las fundiciones de hierro, hierros maleables y bronce para aplicaciones en componentes en los que se requieren aleaciones resistentes al desgaste. Las aleaciones ZA son versátiles y pueden ser manufacturadas por técnicas de fundición, incluyendo fundición bajo presión y procesos de conformado en estado semi-sólido (reocasting, tixocasting, etc). También pueden ser elaboradas por las técnicas convencionales de trabajado mecánico: forjado, extrudado, laminado. El potencial de las aleaciones ZA es elevado y su mejor performance, comparado con el bajo costo con respecto a otras aleaciones, ha abierto una variedad de nuevas aplicaciones, encontrando lugar en la industria del transporte para aplicaciones tales como suspensión y componentes de ejes, transmisiones, tapa de bomba de inyección de combustible. Otras aplicaciones incluyen ramas hidráulicas de tractores, partes de sistemas de presión neumática, componentes de unidad de potencia y fundiciones de transmisiones de ciclos automáticos. El uso de estas aleaciones se incrementó en equipos eléctricos usados en minas, drenajes y bombeo apropiada por su alta resistencia a la corrosión de detergentes, blanqueadores y soda cáustica.⁸

Estas aleaciones poseen excelente fluidez en moldes de secciones finas. Moldes de arena y técnicas de solidificación continuas fueron empleadas para inducir el ancho rango en las condiciones de enfriamiento que son requeridas para la solidificación de esta aleación.

Un particular interés se manifestó en la aleación ZA27 por su alta tensión de fluencia aunque, desafortunadamente es susceptible a defectos de porosidad, los cuales ocurren en la parte inferior de las aleaciones y conocidos como "underside shrinkage defects" (USD). Estos defectos de contracción inferior suman un costo de producción en las aleaciones ZA27. Esta contracción inferior puede ser eliminada si se utilizan enfriadores en ubicaciones apropiadas del molde para incrementar el gradiente de temperatura durante la solidificación, o mediante el

agregado de una variedad de elementos aleantes. La contracción inferior también ocurre en las ZA8, ZA11, pero es más fácilmente controlada.

2-2- Evolución histórica del desarrollo de la aleación.

Las primeras investigaciones realizadas por Gervais, E. et al. (1980)¹, marcan el comienzo del desarrollo de estas aleaciones, (ZA27 - 2% Cu - 0,01% Mg). El procedimiento para fundir las aleaciones se realizaba adicionando primero el aluminio con el cobre, para después adicionar el zinc con el magnesio. Esta aleación tiene una composición cercana a la del eutéctico y se encuentran reacciones en fase sólida que dan una:

- 1- Solución endurecida por la fase rica en aluminio α que contiene hasta un 30 % de supersaturación de zinc en sitios sustitucionales.
- 2- Precipitación y envejecimiento de fases α y β
- 3- Desarrollo de una fina microestructura a altas concentraciones de aluminio.

Las aleaciones de zinc – aluminio (debido al ancho rango de solidificación) sufren de un defecto denominado USD (underside shrinkage defects)^{2-4,6}. En general, de las más conocidas, la ZA27 es la que más se ve afectada por el fenómeno producido en la solidificación y en menor medida, la ZA8 y la ZA12.

Barnhurst, et al. (1983)⁶ explican que este fenómeno está relacionado a la forma de solidificación de las dendritas, cuyo crecimiento se detiene, al alcanzar 70 % de sólido, y que en ese momento la USD se forma debido al flujo interdendritico de corta distancia.

En la figura 2-1 podemos ver la composición del primer sólido formado en las ZA27 enfriado bajo condiciones de equilibrio.

En el mecanismo propuesto, la fase dendritica rica en aluminio α (o β) que solidifica puede flotar y elevarse a la parte superior del lingote, resultando en una reducción de aluminio en la parte inferior. En las aleaciones ZA27, según Barnhurst, et al. (1983)⁶, la diferencia de densidad entre la primer dendrita α que se forma y el metal liquido es alrededor del 0,83 gr/cm³.

ama de fases que se

ción cesa cuando hay

sta segregación, la dire

ico en zinc es concentra

nales de enfriamiento, e

asociadas a la porosidad superficial. El proceso de solidificación que tiene lugar en y desde la parte superior a la inferior, produce que el líquido rico en zinc se concentre en la parte inferior de la aleación. Esto es reflejado en el gradiente de composición entre la parte superior e inferior, donde la fase rica en zinc es la última en solidificar.

Sahoo, M et al. (1984)⁴ reportan que la ultima región solidificada en las aleaciones ZA27 tenían una composición de 21% de aluminio. Atribuyendo esto a que la aleación ZA27 podría seguir la línea del liquidus en la solidificación, donde, bajo condiciones lentas de enfriamiento, puede acercarse a la composición del eutéctico. La composición del eutéctico se presenta en las áreas interdendríticas que solidifican últimas.

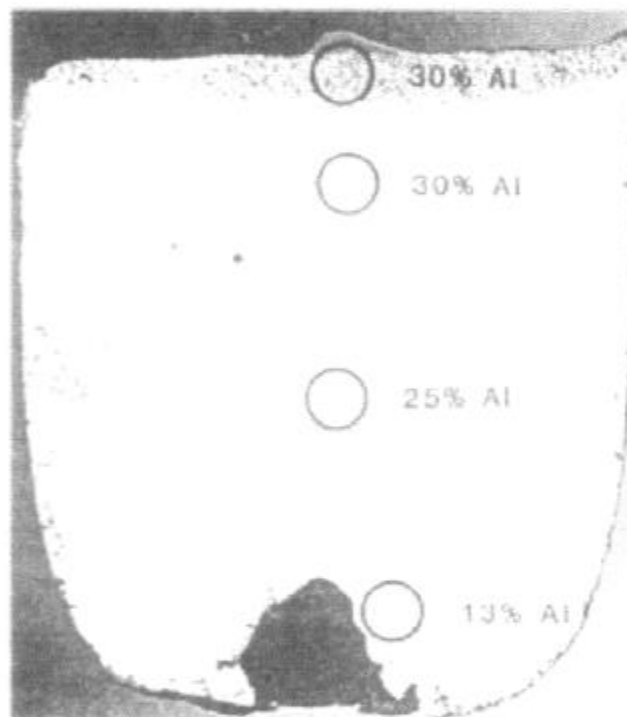


Figura 2-2 Análisis en un bloque en varias posiciones de la composición de Al. Se observa el USD en la parte inferior de la muestra. Bloque de (101,6 mm de alto x 101,6 mm de ancho). (Barnhurst, R. J. et al. (1983)⁶).

Así el USD resulta de la fuerza de tensión superficial, para compensar el cambio de volumen de la solidificación, causando que el líquido remanente escurra por los espacios interdendríticos. Esto se atribuye al ancho rango de solidificación que permite la separación por gravedad de las dendritas ricas en aluminio.

En resumen el USD se produce por:

1. El alto rango de solidificación de las aleaciones ZA27
2. La diferencia de densidades entre la fase sólida y la fase líquida presentes.
3. La tensión superficial del líquido.

En el mismo trabajo Sahoo, M et al. (1984)⁴ atribuye que el USD en las ZA27 es influenciado por el sistema del molde, relaciones de secciones en el sistema de alimentación al molde, temperatura de vertido, tamaño de ascenso, modificaciones microestructurales de la aleación, y el uso de enfriadores y mangas insuflantes.

En este trabajo se han analizado las condiciones que afectan la aparición de USD en las tres principales aleaciones Zn-Al. Se encuentra que el USD puede ser minimizado bajando la temperatura de vertido. Se concluye, además, que la formación del mismo es una característica inherente a las aleaciones ZA y que hay un aumento del USD con el aumento de aluminio.

Mediante investigaciones del mismo autor Sahoo, M. et al. (1985)³ se muestra que el USD puede ser eliminado colocando enfriadores en ubicaciones apropiadas para incrementar el gradiente de temperatura durante la solidificación. El USD también ocurre en las ZA8 y ZA11, pero en estas aleaciones son más fácilmente controladas por las variables antes mencionadas.

En los diferentes trabajos realizados en la Physical Metallurgy Research Laboratories (PMRL), Ottawa, Ontario,³ muestran como una manera conveniente y económica de control de USD en la ZA27 el efecto de adición de trazas de elementos, entre estos se ensayaron el Ti, Ni, Mn y B los cuales no fueron efectivos en eliminarlo. El Sr es comúnmente adicionado a aleaciones fundidas de Al - Si y tiene un pronunciado efecto sobre la microestructura y las propiedades mecánicas. Aleaciones ZA27 con 0,05 %wt Sr no presentaron USD.

Un número de aleaciones de ZA27, con 0,05 a 0.2 %wt. Sr fueron preparadas en las cuales el USD no fue observado debajo de las más desfavorables condiciones de fundición.

Otros elementos del grupo II, tales como Be, Ca, y Ba, agregados a aleaciones ZA27, también producen la eliminación del USD bajo las más desfavorable condiciones tales como: a- molde de arena b- diámetros de hasta 63 mm. c- relaciones de secciones en el sistema de alimentación de 1:3:3 con un diámetro de salida del embudo de colada de 16 mm. El valor mínimo encontrado con el cual se evitaba la formación del USD en cada caso fue de 0,025%Sr, 0,05% Ca, 0,03 % Ba, y 0,08 % Be. El Sodio fue agregado a las ZA27 no mostrando un efecto similar. El magnesio, que también es un elemento del grupo IIA, no es efectivo para eliminar el USD.

El agregado de los elementos del grupo IA tales como Li, K y Cs también fue evaluado. Estos elementos también ayudan a eliminar el USD.

Se concluye que el USD no puede ser eliminado completamente con el empleo de moldes adecuado de fundición, temperatura de vertido, etc.

Los elementos del grupo IA no son usados debido a que son elementos costosos y su adición cambia el color de la aleación.

Los elementos del grupo IIA, como el Ba son muy costosos y las aleaciones conteniendo Ba no se producen comercialmente. Tampoco se utilizan el Be por su toxicidad y aleaciones Al-Be por ser muy costosas.

Las aleaciones Al-Sr y Al-Ca son relativamente baratas y fácil de manipular. Por lo tanto modificaciones de estas aleaciones son preferiblemente usadas para la formación de las ZA.

El mecanismo por el que el USD es eliminado por la adición de elementos del grupo IA o IIA todavía no está claro. Además gradientes de composición similares han sido observado en aleaciones conteniendo Sr, Ca, o Ba en orden de la composición nominal. La adición de elementos no modifica el gradiente del Al.

Trabajos similares sobre el efecto de los elementos sobre el USD son reportados por Sriram, P. et al. (1992)⁸ donde se estudiaron también el P y S que muestran resultados inconsistentes en porcentajes de hasta 0.15 % pero parecieran disminuir el USD.

2-3- Variación de las propiedades de las aleaciones ZA según la adición de elementos

Agregado de Fe.

La incidencia del agregado de distintos elementos en aleaciones ZA fue investigada por Barnhurst, R.J. et al. (1985)⁶, el cual atribuye que la tensión de fluencia es afectada por un aumento en la cantidad de hierro y que la ductilidad desciende a niveles altos de hierro. La resistencia al impacto es afectada por el nivel de hierro, teniendo como el nivel crítico de este elemento entre 0,051 a 0,071%wt.

Se ha encontrado una correlación directa entre el número y el tamaño de partículas intermetálicas $FeAl_3$ formadas y las propiedades al flujo plástico de las aleaciones. Concluyendo que los valores absolutos de ductilidad en ZA27 dependen marcadamente del contenido de hierro y la dispersión de las partículas intermetálicas formadas.

Agregado de Sr, Br- Sahoo, M. et al. (1986)⁴ reporta que la presencia de Sr en las aleaciones ZA27 produce fases facetadas las cuales son distribuidas en

las colonias de eutécticos y en el área interdendrítica. Estas fases que contienen Sr nunca presentan una fase primaria rica en aluminio proeutectico. Las partículas de Sr aparecen en el eutéctico y en la región interdendrítica rica en zinc.

Los resultados sugieren que la adición de no más de 0,06 %wt. de Sr a los tres tipos de aleaciones ZA27, ZA8, ZA12 en las fundiciones no ha tenido un efecto adverso en las propiedades mecánicas. Contenidos elevados de Sr reducen el % tensión de fluencia, % de elongación, y empeoran las propiedades al impacto.

Sr y Br juntos pueden mejorar la ductilidad y dar una superficie final de casting de buen aspecto.

Agregado de Ti- Pollard, et al. (1974)¹⁸ han mostrado que las aleaciones ZA pueden ser refinadas por titanio. El refinamiento es atribuido a presencia de partículas de nucleación, que fueron identificadas como Al_5Ti_2Zn (en el centro de la región de la solución sólida refinada rica en aluminio).

Fluidez: La fluidez de un metal o una aleación es un indicativo del flujo de la misma dentro de los moldes. Una medida práctica de la misma es la distancia a la cual él liquido fluye en un canal que comienza a ser restringido por la solidificación. La fluidez de las aleaciones ZA ha sido bien estudiada por Freibell et al. (1962)¹⁹ y Lin, C.T. et al. (1973)²⁰. La incidencia de los elementos en la fluidez de las aleaciones ZA han sido reportadas para distintos elementos por Sriram, P. et al. (1992)⁸ con los siguientes resultados:

1. La fluidez de aleaciones ZA es buena con o sin elementos
2. Adición de Na, Li, K, Sr Be, Ca y una mezcla reduce la fluidez
3. Adición de Ti, Zr y B incrementan la misma.
4. La adición de P y S no tiene efecto
5. La adición de Sr + Ti nota una pequeña mejora, comparada con la adición de solo Sr. La adición de Sr + B resulta en una gran mejora

Se observó que la ZA27 posee menos fluidez comparada con las ZA12, esto puede ser debido al largo rango de enfriamiento de la primera, su alta conductividad térmica y el alto contenido de óxidos.

La adición de elementos del grupo IA y IIA reduce la fluidez por afectar la naturaleza intrínseca de la aleación. Estos elementos son altamente reactivos y producen excesiva porosidad. Una optima fluidez es obtenida en aleaciones a las que se agregan elementos refinadores de grano. Además se reportan que la desoxidación de los refinadores de granos probablemente contribuye a mejorar la fluidez.

Se reportan los siguientes resultados de estudios de adhesión al molde:

1. La capacidad de adhesión al molde es mayor para la ZA12 que para la ZA27
2. La adición de trazas de elementos reduce está capacidad

3. Elementos refinadores como ser Ti, Zr, B y elementos como el P y S tienen un insignificante efecto sobre este factor
4. Sr + B mejora la capacidad comparando la que se obtiene solo con Sr
5. La mezcla de la aleación reduce esta capacidad.

Por lo tanto sobre el efecto de la adición de los elementos se puede resumir lo siguiente:

- La adición de trazas de elementos produce una pequeña disminución de la tensión de rotura de la aleación.

- Los elementos formadores de escoria, como Na, Ca, Sr, y sus sales, reducen la tensión de rotura. Los elementos refinadores de granos Ti, Zr, B no influyen la tensión de rotura pero mejoran la elongación. La cual es reducida por los elementos formadores de escoria.

- La energía al impacto se reduce considerablemente por la adición de trazas de elementos incluyendo Sr, Sr + B y Be. Los valores de la energía de impacto son generalmente más altos en la ZA12.

- Sr, Ca, Li, Na, Be y K eliminan la contracción inferior en las ZA, sin embargo el Ti, Zr, Sb, B y mezclas no tienen efectos sobre esta propiedad. La influencia del P y S sobre la contracción inferior no es clara.

- La capacidad de adhesión al molde de ambas aleaciones es reducida por la adición de elementos reactivos del grupo IA y IIA. La traza de elementos del grupo IA y grupo IIA no tienen efecto sobre el desgarre en caliente de la aleación.

- La tensión de rotura, la tensión de fluencia y el porcentaje de elongación de las aleaciones son reducidas en las aleaciones tratadas con Sr, pero son elevadas con la adición de Be. La dureza se incrementa con la adición de este elemento. Adición combinada de Sr + B no incrementan la elongación y la tensión al impacto.

- Agregados de trazas de elementos, como el Mg y el Cu mejoran la resistencia a la corrosión y el endurecimiento de la aleación. La adición de magnesio de 0,01% produce un marcado incremento en la tensión de fluencia y un marcado descenso de la ductilidad. Por otro lado las fases formadas por el Cu que actúan como endurecedoras, son responsables de la falta de estabilidad dimensional de las correspondientes aleaciones.

En la tabla 2-1 podemos ver la incidencia de cada parámetro sobre las propiedades finales de la aleación.

Tabla 2-1 Incidencia de cada elemento en las propiedades de la aleación

	Li	Na	K	CS I	Be	Mg	Ca	Sr	Sb	Cu	P	S	B	Tl	Zr	Si	Sr+ B
USD	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑										
Fluidez	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓					↑	↑	↑		↑
Desgarre en caliente														↓	↓		
Est. Dimensional										↓							
Resistencia a la corrosión						↑											
Adhesión																↓	↑
Tensión de rotura	↓	↓	↓	↓	↑			↓		↓							
Tensión de fluencia					↑	↑		↓									↓
Elongación		↓			↑		↓	↓					↑	↑	↑		↓
Dureza					↑					↑						↑	
Desgaste										↓*						↑	
Ductilidad						↓											
Energía de impacto					↓			↓					↓				↓

* A contenidos mayores al 1%wt.

(↑) Mejora

(↓) Empeora

2-4- Microestructura

2-4-1- Aleaciones ZA27

Las aleaciones ZA27 atraviesan varios peritéticos y eutéticos durante el enfriamiento desde el estado líquido como se describió en el punto 2-2 y se observó en la figura 2-1. La microestructura de las aleaciones as-cast está caracterizada por la formación de dendritas primarias ricas en aluminio α (solución sólida), rodeadas por una fina lámina de eutético β , ricos en zinc $\alpha + \eta$. La fase rica en zinc η , se forma en las dendritas originales α y/o en el peritético β a través de la descomposición del eutético a 275 °C

Savaskan, T. et al. (1987)¹¹ reporta que el borde de la fase β el cual rodea el corazón de la fase α al microscopio aparece suavemente oscurecido. El espaciado interlaminar del eutético es del orden de 0,2 μm . entre las láminas ricas en aluminio y las ricas en zinc.

Trabajos realizados por Hanna, M.D. et al. (1997)²¹ aportan datos de la microestructura de estas aleaciones conteniendo las fases η -Zn y α -Al, las cuales son descritas como:

fase η - Es una solución sólida de Zn puro. Su estructura cristalina es HCP con $a = 2,669 \pm 0,0015 \text{ \AA}$, $c = 4,907 \pm 0,002 \text{ \AA}$, y $c/a = 1,84 \pm 0,02 \text{ \AA}$ Dureza = 110-120 DPH,

fase α - Es una solución sólida de Al, con estructura cristalina FCC con $a = 4,0455 \pm 0,0015 \text{ \AA}$ Dureza = 110-120 DPH.

En algunos casos, se reporta que la estructura del eutéctico tiene una morfología de espagueti².

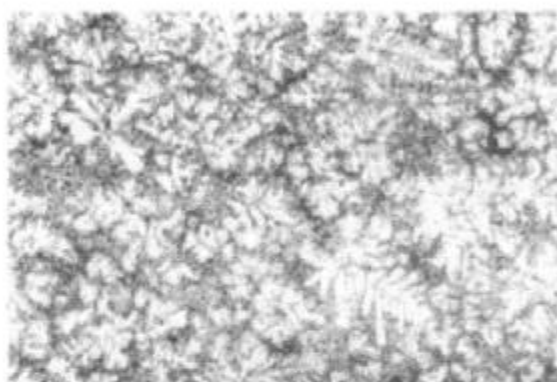


Figura 2-3 Imagen de ZA27 45X. (Savaskan, T. et al. (1987)¹¹).

2-4-2- Aleaciones ZA27 + Si

Trabajos realizados por Savaskan, T. et al. (1987)¹¹ reportan que las aleaciones Zn-Al-Si as-cast exhiben una estructura similar a las ZA27 las cuales consisten de una matriz dendrítica rica en aluminio, un interdendrítico rico en zinc y un conjunto de pequeñas partículas de silicio. La diferencia en el contenido de silicio en la aleación produce cambios significativos en el tamaño y en la morfología de las partículas ricas en Silicio.

Pekwah; P. L. et al. (1987)¹⁰ reporta que encontró partículas de Si de tamaños desde 50 a 100 μm . Estas partículas primarias se encontraron distribuidas no uniformemente apareciendo segregadas en colonias. Como resultado, se tienen áreas con muchas partículas de silicio y otras con nada, la segregación fue mas pronunciada en la aleación con 5%wt de Si.

Un leve aumento en la porosidad fue detectado con la presencia de precipitados de Silicio.

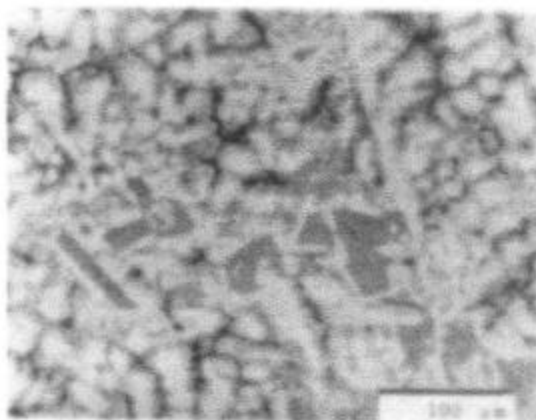


Figura 2-4 Aleación ZA27 + Si, se observan los precipitados de Si. (Pekwah, P. L. et al.(1987)¹⁰).

2-4-3- Aleaciones ZA27 + Cu

Las aleaciones ZA27 con contenidos variables de Cu presentan en todos los casos cantidades significativas de porosidad, además cantidades pequeñas de fase ε (CuZn_4) que se encuentran en el interdendrítico. Esta fase adicional puede ser identificada a partir del diagrama de fases Al-Zn, Cu-Zn y Zn-Al-Cu^{23,24}.

La fase ε (CuZn_4) que en general parece de color gris oscuro, es una fase metaestable que se descompone por una reacción en fase sólida con la fase α , en una fase ternaria estable T' , de la siguiente forma.



La fase T' es de difícil identificación, para ser identificada ópticamente, solo se lo puede hacer con técnicas especiales.⁶

2-4-4- Aleaciones ZA27 + SiC

Karni, N. et al. (1994)¹² reporta a las aleaciones ZA27 con adición de partículas de SiC, con una microestructura compuesta de un sólido primario que contiene 50%Al y 50%Zn y aleación residual con una composición de 22%Al y 78%Zn, la cual solidifica como un eutéctico, donde las partículas de refuerzo son atrapadas. A una alta magnificación se puede discernir que la aleación residual está compuesta de un eutéctico con una composición de 5%Al y 95%Zn y la segunda fase tiene una composición de 18%Al y 82%Zn.

La dureza reportada de la matriz fue de 113 BHN, mientras que con un contenido del 10%SiC la dureza resultó ser de 144 BHN, y con 20%SiC resulta una dureza de 148 BHN.

Se reporta también que la concentración de los elementos o impurezas no aumenta en los alrededores de las partículas; y la presencia de las mismas no modifica las estructuras de solidificación.

2-5- Conceptos fundamentales de desgaste

En la presente sección citaremos algunos conceptos fundamentales de desgaste que sirven de introducción a la revisión del tema en la sección siguiente .

Si consideramos dos materiales sólidos como los esquematizado en la figura 2-5, algunas regiones de su superficie pueden no encontrarse bien unidas. Sabemos que las interacciones entre los átomos son de cortas distancias, por lo tanto en este caso haremos un sobresimplificación considerando que las interacciones entre los dos cuerpos son solo a nivel de superficie, donde se encuentran las uniones átomo - átomo de corto alcance. Estas regiones de contacto son referidas como uniones. La suma de todas estas uniones es lo que denominaremos *área real de contacto* A_r . El total del área interfacial, que consiste de ambas; el área real de contacto y las regiones que aparecen como si fueran contacto pero no lo son, la denominaremos *área aparente de contacto* A_a .

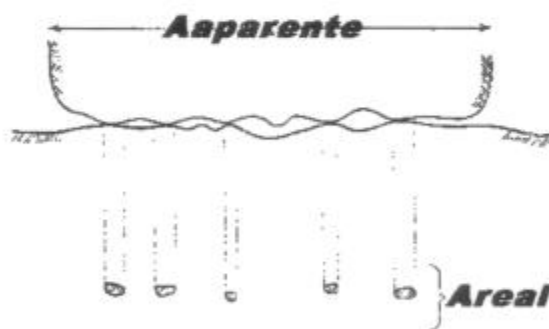


Figura 2-5 Vista esquemática de una interfase, mostrando el área aparente y real de contacto.

Según Rabinowicz, E. (1995)²⁵ el área real de contacto A_r , puede calcularse para dos superficies presionadas por una fuerza L normal a la interface de contacto, de la siguiente forma.

$$A_r \geq L/p$$

donde L , es la carga normal y p un valor de la dureza a la penetración, el cual está relacionado con la dureza según las siguientes ecuaciones,

Para test Brinell

para test Vickers

$$R = K_1 - K_2/\sqrt{p}$$

$$R = K_1 - K_2/p$$

donde K_1 y K_2 son constantes, más datos sobre los cálculos de las áreas reales de contacto y aparente se encuentran en la bibliografía²⁵.

Fricción.

Fricción: es la resistencia asociada al movimiento que existe cuando un objeto sólido se mueve tangencialmente con respecto a la superficie de otro en contacto.

Generalmente la fricción es expresada en términos de una fuerza, como una fuerza externa originada por el contacto entre dos cuerpos que tiende a oponerse al desplazamiento tangencial uno del otro. Es necesario distinguir entre dos situaciones; normalmente cuando la carga aplicada es insuficiente para producir el movimiento y la otra cuando el movimiento ocurre.

- En el primer caso, cuando la resultante de la fuerza tangencial es más pequeña que algunos parámetros de fuerza específicos, la fuerza de fricción puede llegar a ser igual y opuesta a la resultante de las fuerzas aplicadas y el movimiento tangencial no ocurre.
- En el segundo caso, es cuando la resultante de las fuerzas aplicadas es mayor a la fuerza de fricción y el movimiento se produce. En este caso la fuerza de fricción siempre actúa en sentido opuesto a la velocidad relativa a la superficie.

Tres relaciones cuantitativas son requeridas para expresar la magnitud de la fuerza de fricción como una función de las variables macroscópicas principales: La carga aplicada, el tamaño de la región de contacto, y la velocidad de deslizamiento.

1- La fuerza de fricción F es proporcional a la fuerza normal

$$F = \mu L$$

De esta condición se define el coeficiente de fricción μ (o f). Alternativamente se expresa esta ley en términos de un ángulo constante en reposo, o un ángulo de fricción definido por:

$$\tan \theta = \mu$$

Esto normalmente es mostrado como el ángulo de un plano inclinado en el cual un objeto, solo bajo la acción de su peso, se encuentra en estado estacionario.

2- La fuerza de fricción es independiente del área aparente de contacto A_a . O sea cuerpos con superficies aparente grandes o pequeñas tienen el mismo coeficiente de fricción.

3- La fuerza de fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento. Esto implica que la fuerza requerida para inicializar el movimiento será la misma que la fuerza para mantener el movimiento a alguna velocidad específica.

Estas tres leyes proveen el marco cuantitativo con el cual se considera generalmente la fricción para el estudio ingenieril de los materiales.

Generalmente las dos primeras leyes son siempre bien obedecidas, figura 2-6 y 2-7.

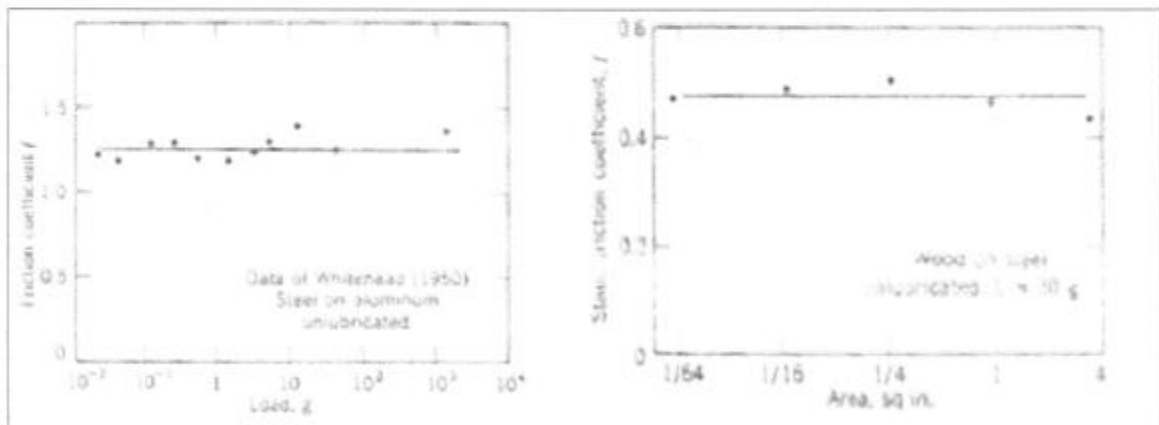


Figura 2-6 Para acero sobre aluminio, la fricción es independiente de la carga para un ancho rango de ensayo. (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 70).

Figura 2-7 Efecto del cambio de área de contacto sobre la fricción de madera sobre acero. No tiene significativas variaciones. (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 70).

En algunos otros casos la fuerza de fricción no es proporcional a la carga aplicada, excepciones de estos casos se observan en la figura 2-8 y 2-9.

Desviaciones de la segunda ley, donde la fricción es independiente de el área aparente de contacto, aparecen en superficies muy limpias y muy lisas.

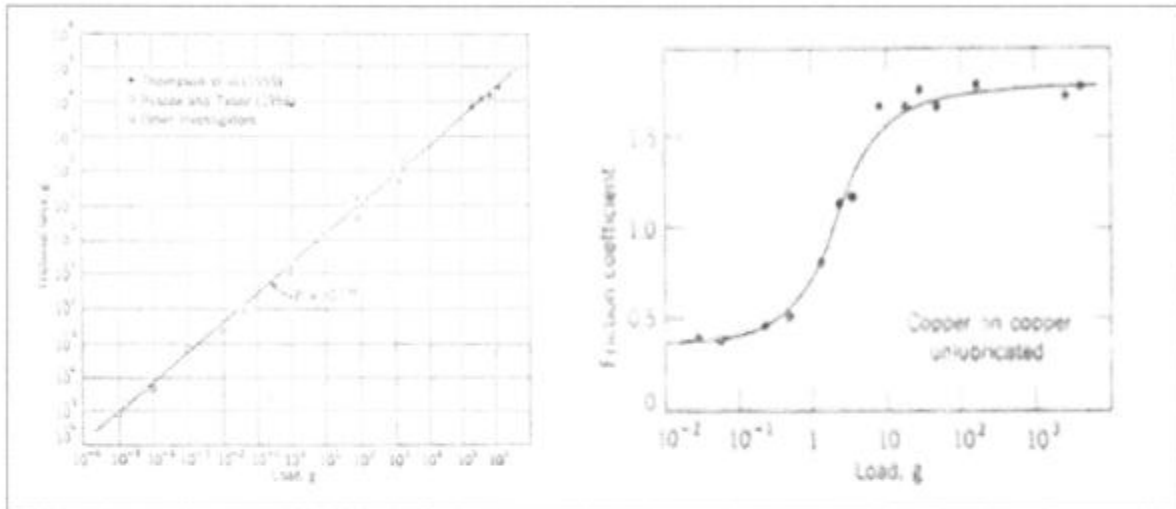


Figura 2-8 Datos colectados por (Allan, (1958) sobre el efecto de la carga sobre la fricción de Teflon. (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 71).

Figura 2-9 Datos de Whitehead, (1950) sobre la variación del coeficiente de fricción de l Cu con la carga aplicada. (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 71).

Podemos decir que generalmente en la práctica, la primera y segunda ley son bien obedecidas por la mayoría de los materiales.

La tercera ley menciona que la fricción es independiente de la velocidad, aunque es conocido que la fuerza de fricción requerida para comenzar el deslizamiento es usualmente mucho mayor que para mantenerlo, por esto que se establecen la noción de dos coeficientes de fricción; uno estático y otro dinámico o de movimiento, y que son generalmente listados en las tablas de coeficientes de fricción en la bibliografía. Investigaciones han mostrado que, aunque es una sobresimplificación, el coeficiente de fricción estático es una función del tiempo de contacto. (Dokos, S.J. (1946))²⁶.

En la figura 2-10 podemos observar como el coeficiente de fricción generalmente tiene una pendiente positiva a bajas velocidades de deslizamiento y tiene una pendiente negativa a altas velocidades de deslizamiento.

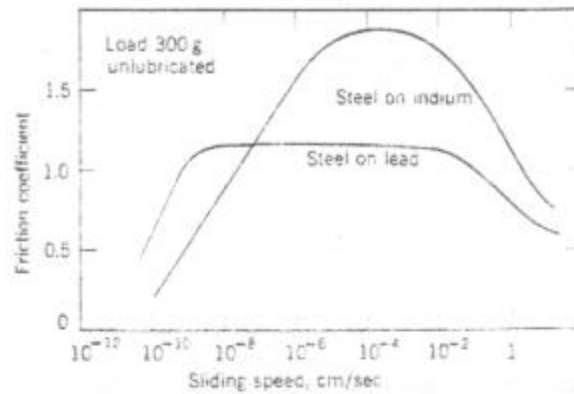


Figura 2-10 Curva Fricción vs velocidad. (Rabinowicz, E. (1995)²⁶, pp 73).

Otra ley que podemos considerar como una sobresimplificación es la referida a la rugosidad de la superficie, que dice que la fuerza de fricción es independiente de la rugosidad de la superficie deslizante, por ejemplo en la figura 2-11 podemos observar que la rugosidad superficial si presenta un efecto sobre el coeficiente de fricción.

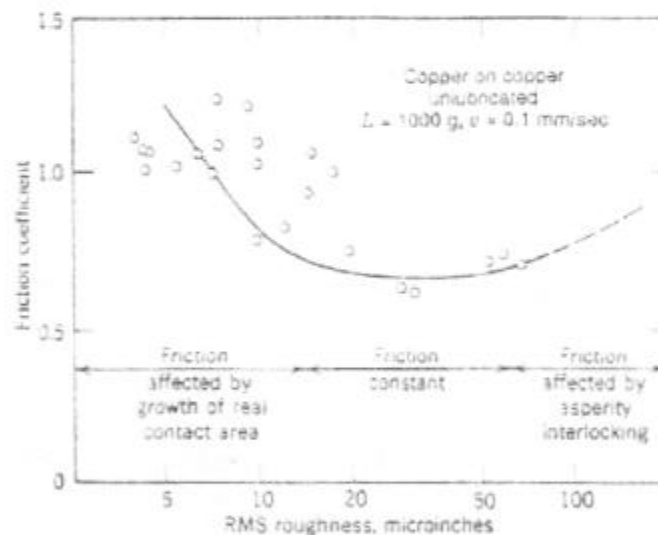


Figura 2-11 Coeficiente de fricción vs rugosidad, podemos observar que solamente cuando la fricción es constante el coeficiente de fricción no es afectado por la rugosidad. (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 74).

Fricción de metales.

Los metales generalmente son utilizados bajo condiciones lubricada o no lubricada, estos presentan una serie de factores que afectan el coeficiente de fricción como ser capas de superficies finas de óxidos, aire, agua absorbida de la atmósfera que los rodea, etc. (figura 2-12). Esto conlleva a que los coeficientes de fricción resulten de una combinación de todos los aspectos intervinientes.

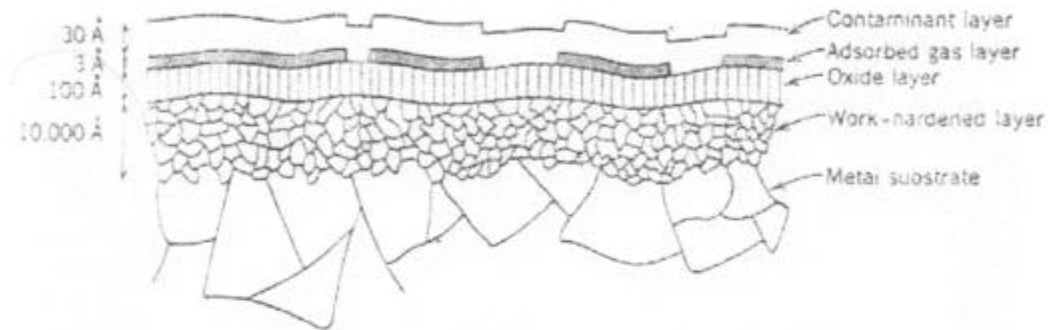


Figura 2-12 Vista esquemática de los filmes en la superficie de un metal. (No en escala) (Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 82).

Podemos encontrar diferentes Tipos de conducta a la fricción:

- *Fricción severa*: El coeficiente de fricción es alto ($\mu = 1,2$ a $0,6$), hay una gran irregularidad del comportamiento del coeficiente y fluctuaciones instantáneas.
- *Fricción media*: El coeficiente de fricción es bajo ($\mu = 0,6$ a $0,3$), se pueden encontrar pequeñas partículas, y transferencia de una superficie a otra. Generalmente se observa un barrido del coeficiente en un rango determinado, además las temperaturas de las superficies son bajas.

Relación entre temperatura y fricción.

Para examinar los cambios producidos en la fricción por un cambio en la temperatura, diferenciaremos entre dos cambios de temperatura. En el primer caso, dos cuerpos están deslizándose y los cambios de temperatura de sus volúmenes se producen por un calentamiento y/o enfriamiento externo, y en el segundo caso la elevación de temperatura se da por el deslizamiento de una superficie sobre un sustrato frío. (Que es la situación que consideraremos aquí).

Así, para cargas externas aplicadas se nota que el coeficiente de fricción es prácticamente insensible a las variaciones de temperaturas, aunque sabemos que

cambios en las propiedades de la aleación son encontrados. Test realizados a algunos materiales muestran un cambio del coeficiente de fricción con la temperatura, pero esto atribuyen que el cambio se debe a la formación de finas capas de oxido sobre el material. En otros ensayos donde las temperaturas llegaron a ser próximas a la temperatura de liquidus, se observó un incremento abrupto del coeficiente. Más bibliografía sobre el tema podemos encontrar en Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 101-105.

Valores comunes del coeficiente de fricción.

En la tabla 2-2 podemos observar los valores comunes que toma el coeficiente de fricción para dos metales en contacto de distinta compatibilidad metalúrgica para diferentes condiciones de ensayo.

Tabla 2-2- Valores de los coeficientes de fricción: Metal sobre Metal.
(Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 118).

	Idénticos	Compatible	Compatibilidad parcial	Incompatibilidad parcial	Incompatible
No lubricado	0,80	0,63	0,50	0,42	0,35
Pobre lubricación	0,38	0,30	0,25	0,21	0,18
Buena lubricación	0,20	0,17	0,15	0,13	0,10
Excelente lubricación	0,10	0,09	0,08	0,08	0,07

Desgaste.

El desgaste es definido como la remoción de material de una superficie sólida como resultado de una acción mecánica.

Según Kragelski, I.V. (1965)²⁴ se define como la destrucción de material producida resultante de repetidos disturbios de las uniones por fricción, y menciona que una de las características más importantes de la resistencia al

desgaste de los materiales es la capacidad de las capas superficiales a resistir repetidas deformaciones.

El desgaste es considerado como un factor de daño sobre los materiales, el mismo es cuantificado en algunos países como valores de porcentajes del producto interno bruto. El criterio de desgaste ha ido cambiando con el transcurso de los años, y ha pasado a ser criterio importante de diseño y de uso en los materiales, la mayoría de las veces es considerado como un perjuicio, pero en algunas circunstancias se usa el desgaste como efecto benéfico, por ejemplo: Producir superficie, en el caso de pulido, escritura, la preservación de superficie cortantes, medidas de propiedades mecánicas utilizando desgaste.

Tipos de desgaste.

En las investigaciones sobre el tema de desgaste generalmente se han catalogado cuatro procesos principales de desgaste.

a- Desgaste Adhesivo.

Si dos superficies son juntadas y luego separadas, en forma normal o tangencial, las fuerzas atractivas o de unión, actúan de tal manera que pueden desarrollar un desprendimiento de material de unas de las superficies a la otra. Así, cuando el material es removido de alguna manera de las superficies originales, un fragmento de desgaste adhesivo es creado

El desgaste adhesivo generalmente ocurre cuando dos cuerpos se deslizan uno sobre otro, y fragmentos de uno son desprendidos y adheridos al otro cuerpo. Los fragmentos desprendidos de uno de los cuerpos, puede volver a la superficie original de la cual fueron formado y son vueltos a transferir, o se pierden como debris. (Fragmentos de material desprendido en el ensayo de desgaste).

El desgaste adhesivo trae aparejado consigo una fuerte fuerza adhesiva y un íntimo contacto. La remoción de material se da en forma de pequeñas partículas, las cuales son usualmente transferidas de unas de las superficies y después perdidas como debris. Este tipo de desgaste es considerado la forma más común de desgaste. En el caso de este desgaste la temperatura en el área real de contacto puede ser baja, y la interdifusión atómica y la recristalización estar ausentes. Generalmente los procesos de desgaste adhesivo se dan en superficies lisas, y el proceso es independiente de la rugosidad superficial.

Se han obtenido leyes cuantitativas a partir de estudios del desgaste de determinados sistemas y de las partículas desprendidas, como resultado de experimentos realizados en materiales no lubricados, las siguientes leyes para el desgaste adhesivo fueron determinadas.

- 1- La cantidad de material desprendido por desgaste es generalmente directamente proporcional a la carga L .
- 2- La cantidad de material desprendido por desgaste es generalmente proporcional a la distancia recorrida x .
- 3- La cantidad de material desprendido por desgaste es inversamente proporcional a la dureza p o la superficie donde se lleva a cabo el desgaste.

Así podemos escribir según Holm, R. (1946)²⁸

$V = cLx/p$ donde c es una constante no dimensional dependiente del material y el exacto grado de contacto.

O también podemos escribir la modificación de Archad, J.F. (1953)²⁹.

$V = kLx/3p$ donde k es el coeficiente de desgaste.

Más detalles del proceso de desgaste adhesivo se puede encontrar en Rabinowicz, E. (1995)²⁵, pp 143-190.

b- Desgaste Abrasivo.

El desgaste abrasivo ocurre cuando una superficie dura y rugosa, o una superficie blanda conteniendo partículas duras, desliza sobre una superficie blanda y se producen una serie de surcos en la misma. El material del surco es desplazado en forma de partículas, generalmente más de una.

Es común que se produzca confusión entre desgaste fino abrasivo y la forma benigna de desgaste adhesivo. Ambas áreas de desgaste son causadas por pequeñas partículas duras. En uno de los casos las partículas son abrasivas y en el otro caso son pequeñas partículas adhesivas transferidas de la superficie blanda pegadas a la superficie, que rayan la superficie dura. En ambos casos las superficies son cubiertas por finas líneas rayadas en la dirección de deslizamiento.

Los procesos de desgaste abrasivo generalmente no ocurren cuando las superficies puestas en juego son lisas, y tampoco cuando las partículas presentes en los materiales son pequeñas.

Leyes cuantitativas también para este proceso son derivadas en formas parecidas a las previas citadas.

$$V = L \tan \theta / (\pi p)$$

donde θ es el ángulo producido en los surcos.

$$V = k_{abr} L x/p$$

k_{abr} es el coeficiente de desgaste abrasivo, que representa físicamente la tangente promedio de los surcos producidos.

c- Desgaste Corrosivo.

El desgaste corrosivo ocurre cuando el deslizamiento de las superficie tiene lugar en un medio corrosivo. En la ausencia de deslizamiento, los productos de la corrosión forman un film sobre la superficie.

d- Desgaste de las superficies por fatiga.

El desgaste de superficies por fatiga se observa durante la repetición de procesos de deslizamiento o de rotación. Los repetidos ciclos de cargas y descargas a los cuales son expuestos los materiales inducen sobre la superficie la formación de fracturas, las cuales suelen propagar y rompen la superficie y se forman grandes fragmentos que dejan la superficie.

Otras formas de desgaste.

Desgarrado: Está forma de desgaste surge cuando dos superficies están en contacto bajo desplazamiento de oscilaciones tangenciales de pequeñas amplitud.

Erosión: Es el proceso en el cual una partícula es careada por un medio fluido a una superficie sólida y remueve material de ella. Esta forma puede darse a bajas velocidades, (5-200 m/sec), a altas velocidades, una forma de cavitación, por un fenómeno de cavitación del líquido presente.

Más detalle de otras formas de desgaste se encuentran en la bibliografía²⁵, aunque debemos tener en cuenta que los principales procesos que se dan de desgaste son los cuatro previamente citados, según Rabinowicz, E. (1983)³⁰, los daños por desgaste de los materiales se distribuyen según las siguientes proporciones: Desgaste adhesivo(+ desgaste por desgarro) 45%, Desgaste abrasivo (+ desgaste por erosión) 36%, Desgaste por Corrosión (4%), Desgaste por fatiga de las superficies 15%. Detalles específicos de desgaste en aceros se pueden encontrar en la revisión de Lim, S.C. et. al. (1987)³¹, donde podemos

encontrar una exhaustiva revisión de los mecanismos de desgaste que actúan en los aceros, y el diseño de mapas de mecanismos de desgaste en estas aleaciones, los cuales podrían ser extensivos al resto de las aleaciones.

Otros conceptos:

Tamaño de escara: Definiremos como tamaño de escara a la distancia que se encuentra entre los cantos del surco de entrada y salida realizados por un disco de desgaste.

2-6- Características al desgaste de las aleaciones ZA y Estabilidad dimensional.

Aleaciones ZA

La resistencia al desgaste de una aleación y la estabilidad son dos propiedades que están vinculadas íntimamente y por lo tanto se tratan en conjunto. Investigaciones realizadas por Sriram, P. et al. (1992)⁸ han concluido que las aleaciones ZA27 son adecuadas para soportar altas cargas a bajas velocidades en condiciones de lubricación.

El desgaste es una propiedad que está relacionada con muchas variables de las aleaciones, la tensión, dureza, y lubricación inherente a su bajo coeficiente de fricción en seco.

El coeficiente de fricción de la aleación ZA está entre los 0,04-0,07 bajo carga. Un bronce por ejemplo el SAE660 (3%wt.Zn – 7%wt.Sn – 7%wt.Pb – Cu) tiene 0,1. Se registraron servicio en vida de más de dos años donde aleaciones de bronce fallaron.

Barnhurst, R.J. y Farge, J.C. (1986)²² encontraron que la velocidad de desgaste esta generalmente relacionada con la inversa de la dureza brinell.

Hanna M.D. et al. (1997)¹⁸ concluye que la excelente performance al desgaste de las aleaciones ZA es debida a la formación de un óxido en la superficie. Un óxido de aluminio reportado como transportador de la fase dura a la carga mientras una capa de óxido de zinc actúa como lubricante al desgaste ¹⁰. Para cada aleación las condiciones de desgaste son fuertemente influenciadas por las condiciones de solidificación.

Ma; T. et al. (1989)²⁹ determinaron que la adición de 0,5 % Mn a las ZA27 reduce la velocidad de desgaste de estas aleaciones en condiciones de lubricación sobre acero. Los autores atribuyen esta reducción a la presencia de fases duras ricas en Mn (340HV), y al incremento en volumen de la fracción de eutéctico Zn-Al (35-50HV).

En los tratamientos térmicos realizados para simular largos periodos de envejecimiento se encontró una reducción de la dureza y de la tensión de fluencia en las aleaciones, por el contrario hubo un mejoramiento en la ductilidad.

Las aleaciones as-cast muestran una alta tensión, UTS de 286 Mpa y una baja elongación comparadas con las aleaciones envejecidas. La dureza de las aleaciones as-cast fue mayor que las correspondientes aleaciones con tratamientos térmicos en cada caso, por acerca de 10 HRF

Envejecimientos realizados a 150 °C después de 240 h tienen aparentemente poco efecto sobre el corazón de las dendritas de la aleación ZA pero se da engrosamiento con descomposición del material del borde β el cual aparece como una mezcla distinta de granos de zinc y aluminio. La región del eutéctico también aparece engrosada.

Agregado de Si

Las propiedades al desgaste de las aleaciones con agregado de Si fueron investigadas por Pekwah; P.L. et al. (1986)¹⁰, con un dispositivo que permitía una velocidad tangencial de 1,9 m/s y una carga de 8,5 Mpa con una lubricación permanente de 0,4 cm³/hr. La temperatura de la superficie de contacto fue monitoreada por medio de una termocupla atada al pin 2mm antes de la superficie de desgaste donde se obtuvo valores de 55 °C, las aleaciones Zn-Al-Si fueron los mejores materiales testeados; con respecto a los Zn-Al-Cu y los Bronces; presentaron alta resistencia al desgaste, a velocidades intermedias y altas condiciones de carga. La velocidad de desgaste de una aleación monotéctica Zn-Al conteniendo silicio ha sido comparable como superior a las as-cast hierro y fósforo bronce

La mejor performance al desgaste fue obtenida con aleaciones de Zn-Al-Si con contenidos de silicio de 2,7 y 4,1 wt%. las cuales tenían una baja pérdida de volumen inicial, seguido de un estado estable a la velocidad de desgaste.

La excelente conducta al desgaste de esta aleación es atribuida a la presencia de partículas de silicio distribuidas discretamente en la matriz Zn-Al, aunque el silicio como un elemento aleante no da un incremento igual en las propiedades mecánicas como el Cu. Parece ser que el silicio debe ser agregado con otros aleantes para obtener aleaciones que tengan alta resistencia al desgaste, tensión elevadas, modulo de elasticidad altos y mayor dureza superficial.

Agregado de Si y Cu.

Las aleaciones binarias ZA poseen una densidad aproximada de 4911 kg./m³ la cual es incrementada por la adición de cobre y disminuida por la adición

de Si. La adición de cobre o silicio a esta aleación incrementa la dureza, pero el agregado de cobre es más efectivo, particularmente a niveles de 1 wt.%.

La aleación con más alto contenido en cobre evidencia la más alta UTS (Ultimate Tensile Strength) de todas las aleaciones y la aleación sin aleantes la más baja, pero esta aleación presenta la mayor elongación de todas las aleaciones, en ambos casos as-cast o envejecida.

Las aleaciones conteniendo Si no presentaron tensiones de fluencia tan elevadas como las que contenían cobre, pero contenidos cercanos a 3 wt.% dieron un aumento leve a la tensión y se marcaron como el óptimo. En tanto que el cobre fue más efectivo endurecedor que el silicio, la tensión de fluencia de la aleación Zn-Al-Cu se incrementó linealmente con el contenido de cobre, llegando a 355 MPA a contenidos de cobre de 3.1 wt%.

Las aleaciones de Zn-Al-Cu han mostrado una superior tensión de fluencia comparada con aleaciones de Zn-Al-Si. Ambas durezas y tensión de fluencia se incrementan comparativamente con el incremento en el contenido de cobre. Aunque las aleaciones conteniendo cobre cuando son sometidas por periodos prolongados a temperaturas ambientes son inestables dimensionalmente. El envejecimiento experimental a 150 °C muestra que las aleaciones de 3,1 wt. % Cu sufre una expansión lineal de cerca de 0,18% antes de alcanzar las condiciones de estabilidad. Tratamiento térmico a 150°C por 10 días fueron necesarios para estabilizar las aleaciones completamente en el cual se dio un engrosamiento de los brazos dendríticos, la cual acompañaba la conversión de la fase inestable de cobre a la estable.

Otros reportes indican que muestras de Cu envejecidas a 175 °C por 1000hr tuvieron mayor crecimiento en las medidas durante las primeras 400 hr. El crecimiento en la aleación Zn-35Al-5Cu fue causado por la conversión de la fase metaestable ϵ CuZn₄ a la fase estable rica en cobre T' como es propuesto por Murphy, S. (1980)²⁰. Los cambios en las aleaciones Zn-38Al-2Si fueron medidos y fueron menores a las de Zn-35Al-5Si y Zn-35Al-5Cu. Aunque la solubilidad del silicio en el aluminio y el zinc es despreciable, el menor cambio puede tal vez atribuirse al contenido en silicio. Pero es más probable que estos cambios fuesen causados por la gradual descomposición de la fase metaestable (tales como la α o la β) de las estructuras de solidificación que fueron retenidas después del enfriamiento¹.

Las aleaciones que contenían Si tuvieron la mejor estabilidad dimensional con solamente un 0,02 % de cambio en las medidas luego de 2h a 150 °C.

Savaskan; T. et al. (1986)¹¹ observa que la adición de cobre es más efectiva que la del silicio porque mejora las propiedades mecánicas de las aleaciones ZA pero el silicio da una mejor estabilidad dimensional, a lo que hay que atribuir por lo tanto una mejor resistencia al desgaste, debido a que las

aleaciones más estables en sus medidas presentan menos desgaste. Estos autores proponen, que cuando la adición de Cu es realizada en pequeñas cantidades el crecimiento disminuye al envejecer la aleación, también otra solución a este problema es incrementar el contenido de Aluminio; aleaciones con composiciones cercanas al monotectico han mostrado tener excelentes propiedades al desgaste; otra solución es remplazar el cobre-rico ϵ y fases T' la cual imparte resistencia al desgaste para las aleaciones con otra fase dura.

En investigaciones realizadas por estos autores, atribuyen que la degradación de las propiedades mecánicas ocurre como un resultado de un largo envejecimiento térmico y que el grado de degradación es aproximadamente el mismo para las aleaciones que contienen Cu como Si. El contenido de cobre de 2-2,5 wt.% y adiciones de magnesio de 0,015 wt% aumentan las características en las propiedades de las aleaciones y la expansión lineal puede ser reducida a niveles tan bajos que son despreciables si el contenido de cobre es menor a 1wt.%.

Murphy; S. et al. (1984)⁹ reporta que la combinación de cobre y silicio produce mejor conducta al desgaste que el silicio solo en sí mismo.

Mani, V.G.S. et al. (1988)³³ determinaron que la adición de Cu reduce las propiedades al desgaste de las aleaciones ZA en contacto de deslizamiento con aceros, marcando que la adición de Cu incrementa el coeficiente de fricción, pero no linealmente.

1. Las aleaciones de Silicio son más estables que las de Cu y sus propiedades mecánicas (Tensión de fluencia, Modulo de elasticidad, Dureza) fueron solo poco menores a las de Cu tratadas térmicamente.
2. La resistencia al desgaste de las aleaciones con Si fue mayor que las de las aleaciones que contenían Cu en altas proporciones.
3. Las aleaciones con contenidos de Cu menor al 1%wt deberían presentar las mejores propiedades al desgaste.

2-7- Modificación de las aleaciones mediante el refuerzo de partículas de SiC (MMC).

Se ha informado el agregado de refuerzos de distinto tipo en aleaciones ZA como fibras cortas de SiC^{34,35}, partículas de SiC^{36,37}, y refuerzo por fibras de alúminas y fibras de vidrio^{37,38}.

De estas investigaciones surge que la adición de fibras de SiC a la ZA27 no mejora la tensión de fluencia a temperatura ambiente, pero contribuye considerablemente a mejorar la misma a altas temperaturas. En otras investigaciones³⁶, con MMC, una capa rica en cobre fue encontrada alrededor de

las fibras de SiC, lo cual atribuyen que le da un mejoramiento en la tensión de fluencia en el rango de 150-250 °C. La adición de partículas de SiC a la aleación ZA27 contribuye en mayor proporción al modulo de elasticidad que la adición de alúmina o fibras de vidrio que no la mejoran.

Características de solidificación de las aleaciones reforzadas

Investigaciones realizadas por Karnie et al. (1994)¹², establecen que el SiC no reacciona con la aleación líquida, por otro lado debido a la gran diferencia de densidad se encuentra que las partículas de SiC flotan a la superficie de la aleación. Esta flotación de partículas en el líquido demuestra la falta de adhesión o reacción química entre la matriz y los refuerzos de SiC. Por lo que el íntimo contacto entre ellos es solamente mecánico, resultado de la alta expansión térmica de las ZA27 comparada con las partículas y la contracción del metal durante la solidificación. Esta tensión interna contribuye a la fragilidad de la matriz a temperatura ambiente, mientras que a temperaturas de 150 °C, las partículas reforzantes del material tienen la misma tensión de fractura que la matriz.

Según Karnie et al. (1994)¹², no se observan cambios en la composición de las aleaciones ni en la forma de la interface entre las partículas y la aleación, donde las partículas podrían servir como un sitio nucleante, y también podrían influenciar la estructura de solidificación o sus propiedades. Por lo que atribuye que las partículas de SiC no influyen en el proceso de solidificación.

Influencia de la presencia de partículas de SiC en las propiedades de la aleación.

La presencia de partículas de SiC contribuyen a mejorar la dureza de las MMC, y la resistencia a la abrasión, aunque se da una disminución de la tensión a temperatura ambiente.

Karnie et al. (1994)¹² y Cornie et al. (1988)³³ encontraron que en aleaciones de zinc-aluminio con refuerzo de partículas de SiC se observan incrementos en el modulo de elasticidad y en la dureza de la aleación al aumentar el volumen relativo de partículas, pero la tensión de fluencia disminuye con el incremento en el contenido de refuerzo de partículas cerámicas. En MMC reforzados con fibras de alúmina se encontró una disminución en la tensión de fluencia, la cual se atribuye a una facilidad en el avance de fisuras en la interface entre la fibra y la matriz.

Karni, N. et al. (1994)¹² investigó y reportó el estudio de la fluidez de la ZA27 con refuerzos de partículas de SiC a temperatura ambiente y a 150 °C. Partículas de SiC 50 µm en tamaño promedio formaban el MMC sobre la base

matriz de ZA27. Debido a que las partículas de carburo son angulares se encontró una disminución de la fluidez de la MMC

Propiedades al desgaste

En investigaciones realizadas por Saka N. and Karakekas, D.P.(1985)³⁹ han observado que aleaciones de cobre reforzadas con partículas de alúmina han mostrado un lineal descenso en la velocidad al desgaste (pérdida de material por unidad de tiempo) con el incremento del contenido de partículas.

Gervais, E. et al. (1985)⁴⁰ han reportado que las aleaciones ZA tienen una alta tensión de fluencia, cualidad que puede ser usada para el desgaste y otras aplicaciones de resistencia al desgaste y ha inspirado a reforzar estas aleaciones con partículas cerámicas SiC las cuales probablemente son las más utilizadas y desarrolladas para la mayoría de los materiales.

Wang A.G. y Rack H.J. (1990)⁴¹, estudiaron el efecto del refuerzo de SiC en compuestos de matriz de aluminio bajo distintas condiciones experimentales de deslizamiento y distancia recorrida, en sus investigaciones reportan que el mecanismo de desgaste era predominantemente una función de la distancia de deslizamiento y del contenido de SiC. En trabajos realizados en las aleaciones ZA27 con refuerzos de 10% y 20% en vol., ensayos de desgaste fueron hechos con una punta a una presión de 550gr con un disco de acero de 33-34 HRC, el cual rotaba con una velocidad tangencial de 5,4 m/s. Como medida de la abrasión la pérdida de peso fue tomada, encontrándose que las probetas con mayor contenido de refuerzo presentan mejores propiedades al desgaste.

Zhu, H.X. y Liu, S.K. (1993)⁴² informan también que la resistencia al desgaste de las aleaciones ZA12 aumenta con el volumen de partículas reforzantes.

En los tests realizados por Karni, N. et al. (1994)¹², la pérdida por abrasión de la aleación es mucho más elevada que la de la aleación con partículas, y la pérdida inicial de peso en la abrasión de MMC es alta comparada con la pérdida de peso del mismo espécimen después de largo tiempo.

En investigaciones realizadas por Tjong, S.C. et al. (1997)¹³ se reporta que las aleaciones de zinc son factibles de usar como matrices de aleaciones de MMC, debido a sus buenas propiedades de desgaste, posibilidad de vertido a baja temperatura y bajo costo. La adición de partículas cerámicas provee mayor tensión a temperaturas elevadas, aumenta la rigidez a expensas de pérdida en la ductilidad. Comparado con las fibras las partículas reforzantes son de más fácil fabricación, de menor costo y dan anisotropia a la aleación.

En la investigación de Tjong, S.C. et al. (1997)¹³ se prepararon compuestos por ultrasonido de acuerdo a la técnica de Ma, L. et al.(1995)⁴³ con

tamaños de partículas de 80,20 y 5 μm . Los estudios de desgaste fueron llevados a cabo a temperatura ambiente, bajo condiciones de lubricación, sobre un block o anillo. Como lubricante se utilizó aceite hidráulico grado 20 con una viscosidad de $\mu = 8,5 \times 10^{-2} \text{ Kg/ms}$. El anillo que giraba era 45 mm de diámetro y 5 mm de ancho, hecho de GR154 bearing steel (HRC 60). El bloque fue puesto en contacto a una velocidad de ensayo de 0,47 m/s y una carga constante en todo el ensayo. Las cargas a las que fueron sometidas las muestras variaban entre 294 y 882 N y la distancia de deslizado fue de 846 m. Se realizaron medidas del coeficiente de fricción y del volumen de material desprendido, observándose que el coeficiente de fricción de la aleación no reforzadas varía mucho en la primer mitad del tiempo de deslizamiento, en las aleaciones reforzadas en todo el tiempo de deslizamiento no se observó variación. En el trabajo se encontró una gran pérdida en volumen de la aleación sin refuerzo, sin embargo en las aleaciones con un pequeño % de SiC la pérdida de volumen disminuye.

En cuantos a los mecanismos que se presentan en los procesos de desgaste de las aleaciones reforzadas se encontraron que en las aleaciones no reforzadas se observa en la superficie una capa deformada de 50 μm , sin embargo en las aleaciones reforzadas con contenidos de partículas de 10 % SiC esta capa decreció a 10 μm . La capa deformada desaparece a medida que aumenta el tamaño de partícula. El desgaste de aleaciones ZA27 puede ser marcadamente reducido por adición de tamaños de partículas de SiC mayores a 20 μm debido a la ausencia de la capa deformada. Cuando las partículas son pequeñas son removidas de la capa abrasiva.

En los ensayos de dureza se encuentra que las aleaciones con 10 % en vol. SiC y tamaño de partículas de 80 μm presentan poca diferencia en la dureza entre la zona superficial y la matriz después del test.

Algunos test muestran que la resistencia al desgaste aumenta levemente con el incremento de la dureza. Estudios realizados en años posteriores mostraron que la resistencia al desgaste abrasivo de compuestos depende fuertemente de la dureza y también de la relación en tamaño y volumen de partículas⁴⁴. Se encontró que, con el incremento de partículas de SiC, la dureza de la aleación aumenta y se incrementa la resistencia al desgaste linealmente.

Lee C.S. et al. (1992)⁴⁵ han reportado recientemente que una transición de desgaste adhesivo a abrasivo para aleaciones con refuerzos de SiC, ocurre con el incremento de la velocidad de deslizamiento en ausencia de lubricación.

Alpas A. T. y Embury, J.D.(1985)⁴⁶ han publicado una disminución de la velocidad al desgaste con el incremento de la dureza de la cara. Reportando que se da una deformación plástica bajo la superficie dañada, que marca un mecanismo

de nucleación de huecos en la subsuperficie y cambios microestructurales durante el desgaste.

Otros trabajos realizados por Alpas, A.T y Zhanj, J. (1992)⁴⁷ realizados sobre aleaciones A356 reforzadas con partículas de SiC reportan tres comportamientos diferentes de estas aleaciones al ser sometidas a diferentes cargas. Las aleaciones ensayadas a bajas cargas, (<10N), presentan poca pérdida de material y en las superficies de la mismas se observan dos zonas, la primera una zona de gran decohesión de material en las capas superficiales, con formación de cavidades y rugosa, la segunda una zona con la presencia de material extruido linealmente en el sentido del deslizamiento. En la superficie de estas muestras se observa la transferencia de Fe del disco a las probetas, estos autores atribuyen que el Fe forma una capa de óxido fina, del tipo $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$, capa que es frágil y dura, y actúa como lubricante sólido, favoreciendo el descenso de la tasa de desgaste. Otras explicaciones sobre la función de los óxidos en el desgaste puede encontrarse en la bibliografía ^{28,48,49,50,51}.

Cuando estas muestras son sometidas a cargas entre los (10N a 95N) se encuentra en las mismas zonas de elevada deformación plástica, nuevamente están presentes las dos zonas previamente mencionadas. En este caso la cantidad de hierro transferido es menor, y los refuerzos de partículas de SiC se encuentran embebidos en la matriz de la aleación. En las subsuperficie de las aleaciones se encuentran la presencia de crack iniciales los cuales propagan, coalescen, y nuclean alrededor de las partículas formando huecos.

A altas cargas,(>95N) las superficies de las aleaciones presentan alto daño superficial, y en las subsuperficies se encuentran altas deformaciones plásticas y la presencia de fracturas, que inducen a que el material fluya en la dirección de deslizamiento del disco, produciendo la pérdida del mismo en forma de láminas, y una fluencia masiva de las capas subsuperficiales del material.

Otros estudios han sido hechos y varios modelos de desgaste propuestos; entre estos el trabajo de Sharma, S. C. et al. (1997)^{14,52-68} aportan información sobre la conducta al desgaste de los materiales compuestos de partículas ZA27/SiC y acerca de los mecanismos y soluciones para producir mejores aleaciones. Se reporta además que el mecanismo de desgaste a bajas cargas (29,4 N a 58,9 N) es de desgaste abrasivo, sin embargo a altas cargas el mecanismo de desgaste es de desprendimientos de láminas. Las superficies de desgaste a altas cargas se caracterizan por presentar una deformación plástica excesiva y un extensivo daño en forma de capas de láminas desprendidas. Los reportes en este trabajo sobre ensayos realizados a velocidades de 1,2 m/s a 2 m/s a carga constante (29,4N) muestran un descenso en la medida de las perdidas al desgaste con el aumento de la velocidad. Esto ha sido atribuido a la formación de óxidos en la superficie de las aleaciones de aluminio como resultado de una alta temperatura

de interface de contacto, esta capa fina de óxido presente ayuda a proteger la interface de deslizamiento, que resulta en una baja velocidad de desgaste. Esta es una de las explicaciones que dan por el descenso en la velocidad de desgaste con el incremento de la velocidad de deslizamiento en el caso de cargas constantes. En cuanto a la reducción de la velocidad de desgaste por la presencia de partículas puede concluirse que la capacidad de cortar por cizallamiento las capas reforzantes adherentes a la superficie deslizante se ve reducida por la presencia de estas. La presencia de un film de partículas duras, en la interface tiene importantes efectos, modificando la distribución de presión, tendiendo a aumentar el área de contacto por una superficie más dura.

Por otro lado, se observó que incrementando la carga aplicada la velocidad de desgaste aumenta por cambios en los mecanismos de desgaste desde abrasión a laminación. Mientras la adhesión-abrasión es un común mecanismo de desgaste para todos los tribosistemas, el tamaño del refuerzo usado influye en el volumen desgastado. El incremento de la alta velocidad de desgaste a altas cargas se atribuye a una transición de un mecanismo de microrecortes, escarbado (ploughing) y partición produciendo fracturas de partículas induciendo la pérdida de material por laminas.

Sin embargo a altas cargas las tensiones aplicadas en el film causan efectos entre la interface y el sustrato, más que en la superficie del film, por lo tanto, la fractura ocurre y se inicia debajo de la superficie de las partículas, lo que produce un proceso de falla por fractura y pérdida por láminas con altas cargas. Así a altas tensiones el film de las partículas de SiC se fractura y pierde la capacidad de soportar la carga, como resultado de esto la carga es soportada por contacto directo con la matriz de la aleación en la cual altas tensiones son desarrolladas causando remoción de las capas superficiales por desprendimiento de láminas.

La incorporación de partículas de SiC mejora las propiedades al desgaste de las aleaciones ZA27 a bajas cargas pero no así a cargas elevadas. Este mejoramiento del comportamiento al desgaste es atribuido a un cambio en el mecanismo de desgaste inducido por la presencia de las partículas como fue descrito previamente. Así las partículas de SiC reducen la tendencia del material a fluir en la superficie y forman un film de una fina capa dura de SiC sobre la superficie de los compuestos durante el deslizamiento.

La mejor comprensión de la conducta al desgaste y la fricción de materiales ingenieriles y particularmente MMCs requiere de más investigaciones. Son pocos los autores que han estudiados el efecto del desgaste en las aleaciones ZA reforzadas con partículas de SiC.

3- TÉCNICAS EXPERIMENTALES

3-1- Preparación de las aleaciones ZA

3-1-1- Preparación de las aleaciones de zinc – aluminio, zinc – aluminio con elementos aleantes, zinc–aluminio con elementos aleantes y refuerzos de partículas de SiC, variando las condiciones de solidificación y la concentración de los diferentes aleantes y refuerzos.

3-1-1-1- Preparación de las muestras

3-1-1-2- Composición de las muestras

3-2- Técnicas de Caracterización y Análisis de las aleaciones

3-2-1- Metalografía

3-2-2- Microscopio electrónico de barrido

3-2-3- Difracción de Rayos X

3-2-4- Microscopio óptico con adquisición de imágenes

3-2-5- Metalografía cuantitativa según normas ASTM^{69, 70, 71}.

3-2-6- Ensayos de durezas

3-2-7- Medidas de densidad

3-2-8- Análisis de estabilidad dimensional

3-3- Ensayos de desgaste

3-3-1- Detalles del dispositivo experimental fabricado

3-3-2- Detalles del equipo Dow-Corning, Modelo LFW1 (Normas ASTM D2714-68 y G77-97)⁷².

3-3-3- Preparación de las muestras

3-1- Preparación de las aleaciones ZA

3-1-1- Preparación de las aleaciones de zinc – aluminio, zinc – aluminio con elementos aleantes, zinc–aluminio con elementos aleantes y refuerzos de partículas de SiC, variando las condiciones de solidificación y la concentración de los diferentes aleantes y refuerzos.

3-1-1-1- Preparación de las muestras

Se emplearon los siguientes materiales para producir las aleaciones: Al + 7% Si + 25% SiC volumen de partículas, provista por ALCAN, Al de pureza 99,993% de ALUAR, Zn 99,9995% provisto por COMINCO, Silicio comercial de pureza 99,99%, Cobre electrolítico comercial de pureza 99,995%.

El cálculo del porcentaje en volumen de partículas puede encontrarse en el apéndice N°1. El orden de introducción de los elementos al crisol se indica en el mismo. El material para preparar las aleaciones una vez cortado, fue pesado con balanza digital con un error de apreciación de 10^{-4} gr. La fundición se realizó en una mufla en crisol de grafito y atmósfera reductora.

Se realizaron experiencias previas para la puesta a punto de las técnicas de producción de la aleación para disminuir los efectos de USD (Underside Shrinkage). Especial cuidado se tuvo en las aleaciones ZA27.

En todos los casos se siguió el siguiente procedimiento:

- 1- Limpieza del crisol, que consistió en desbastado con papel de esmeril al agua grueso, ataque químico con una solución de ácido nítrico con agua destilada (20%), y enjuague con agua destilada y luego alcohol etílico.
- 2- Los materiales fueron introducidos en el horno y llevados a la temperatura deseada, luego fueron homogenizados por un periodo de 2 a 5 minutos.

Se tuvo cuidado de respetar la temperatura de vertido, próxima a 560 °C, y se utilizó un molde de las siguientes dimensiones: 25,4 mm de diámetro y 80 mm de altura, para asegurar el gradiente de temperatura necesario para no producir defectos en la aleación.

Una vez homogeneizada la aleación, fue colada en moldes de formas preestablecidas según su uso posterior. (Manteniendo las relaciones geométricas)

3-1-1-2- Composición de las aleaciones

El cálculo de las composiciones de cada aleación se presenta en el apéndice 1, donde se detallan los valores pesados de cada elemento para poder preparar cada aleación.

En la tabla 3-1 se detallan las composiciones calculadas para cada una de las diferentes aleaciones

Tabla 3-1 Composición de las aleaciones ensayadas

Probeta N°	Descripción	Ensayo	Zn	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Fe	Csi	%Vol Csi
1	ZA27	M	73,000	27							
2	ZA27	M	73,000	27							
3	ZA27	M	73,000	27							
4	ZA27 + 15 % SiC	M	77,63	20,61	1,567	0,045	0,022	0,078	0,045	8,539	15,471
5	ZA27 + 15 % SiC	M	77,63	20,61	1,567	0,045	0,022	0,078	0,045	8,539	15,471
6	ZA27 + 8 % Al ₂ O ₃	M	82,183	17,755	0,0446	0,009	0,009	0,000	0,0713	4,515	7,873
7	ZA50	M	52,74	47,258							
8	ZA50 + 15 % SiC	M	58,615	38,133	2,900	0,083	0,041	0,145	0,083	15,79	21,705
9	ZA27 + 15 % SiC	M	77,631	20,61	1,567	0,045	0,022	0,078	0,045	8,539	15,471
10	ZA27 + 15 % SiC	M, D	80,381	18,077	1,3747	0,044	0,02	0,066	0,04	7,489	13,74
11	ZA27 + 15 % SiC	M, D	73,387	22,441	1,706	2,306	0,025	0,085	0,048	9,297	16,337
12	ZA27 + 15 % SiC	M, D	78,012	20,26	1,541	0,044	0,022	0,077	0,044	8,393	14,943
13	ZA27	M, D, ρ	75,43	24,574							
14	ZA27 + 3,5 % SiC	M, D, ρ	69,42	26,833	3,744						
15	ZA27 + 8 % Si	M, D, ρ	65,64	26,008	8,348						
16	ZA27	M, D, E, ρ	72,73	27,265							
17	ZA27 + 3,5 % Si	M, D, E, ρ	70,31	26,17	3,522						
18	ZA27 + 3,5 % Si + 1 % Cu	M, D, E, ρ	67,96	27,574	3,429	1,037					
19	ZA27 + 3,5 % SiC + 1%Cu + 8% SiC	M, D, E, ρ	66,937	28,886	3,777	1,116	0,014	0,049	0,03	5,264	8,907
20	ZA27 + 3,5 % Si + 1% Cu + 16% SiC	M, D, E, ρ	73,21	21,766	3,464	1,31	0,024	0,083	0,047	9,51	16,322

M: Metalografía cualitativa y cuantitativa

D: Dureza

W: Desgaste

E: Estabilidad dimensional

ρ: Densidad

3-2- Técnicas de Caracterización y Análisis de las aleaciones

3-2-1- Metalografía

Las muestras fueron seccionadas y devastadas al agua con papeles de esmeril, (80-120-180-200-240-280-320-380-400-500-600-1000-1200-2500) y pasta de diamante de 1 μm . Posteriormente las muestras fueron atacadas químicamente. Se utilizaron diferentes reactivos para determinar el óptimo^{73,74}.

Los distintos reactivos utilizados fueron:

- 1.- Reactivo de Tucker (HF 7,5 ml; HNO_3 7,5 ml; HCl 22,5 ml; H_2O 12,5 ml)
- 2.- Reactivo de Kellers (HF(48%) 2 ml; HNO_3 5 ml; HCl 3 ml; H_2O 190 ml)
- 3.- Amyl-Nital (Alcohol amílico ; 1-2% HNO_3)
- 4.- Acido Crómico (Cr_2O_3 50 gr; NaSO_4 4 gr; H_2O 100 ml)

Con los reactivos 1 y 2 no se logra revelar la estructura, sólo se observa una roseta en el centro. El reactivo 3 a distintos tiempos sólo logra revelar levemente los bordes de la estructura dendrítica de la aleación. Con el reactivo 4 se logra revelar la estructura dendritica de la aleación más un eutectico interdendritico bien definido. Por lo tanto el reactivo seleccionado fue el Acido Crómico el cual fue utilizado a una temperatura de 25 ° C y 6 seg. de ataque.

3-2-2- Microscopio electrónico de barrido

Las muestras pulidas y atacadas se observaron en un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca Philips, modelo PSEM-500, con aumentos desde 12X hasta 80000X.

Se realizaron: adquisición de imágenes, espectros de composición cualitativa, mapeos de distribución de elementos y determinaciones estimativas de composición⁷⁵.

3-2-3- Difracción de rayos X.

Se realizaron estudios de difracción de rayos X, con un equipo portátil de Rayos X marca RIGAKU, con radiación de $\text{CuK}\alpha$. (CNEA).⁷⁶

3-2-4- Microscopio óptico y óptico con adquisición de imágenes

Las muestras pulidas y atacadas, se observaron en un microscopio óptico Nikon M, con aumentos de 50X hasta 1000X. Se tomaron distintos tipos de fotografías hasta poner a punto la técnica. Una vez encontradas las condiciones óptimas de observación se tomaron fotos a distintos aumentos, y de las distintas zonas que permitieron luego realizar estudios de metalografía cuantitativa.

Para la toma de imágenes de metalografía cuantitativa se empleó un microscopio óptico marca Olympus Mod. MBX60, con sistema de adquisición de imágenes digitales con cámara marca Philips, las cuales eran adquiridas por una placa Matrox Intellicam 2,0 y software de análisis Matrox Inspector V2,1 .

Para el estudio metalográfico el sistema fue calibrado con una regla patrón con divisiones de 0,1 μm . y a los distintos aumentos 20, 100, 200, 500.

3-2-5- Metalografía cuantitativa según normas ASTM

Las fotos adquiridas fueron sometidas a análisis cuantitativo metalográfico según las siguientes normas:

3-2-5-1- Determinación del porcentaje en volumen de segundas fases (ASTM E 112)⁷⁰.

3-2-5-2- Determinación de la fracción de volumen por conteo manual sistemático de puntos (ASTM E562-89)⁷¹.

3-2-5-3- Determinación del número de partículas mediante métodos de grillas^{77,78,79}.

Una grilla dividida en 64 cuadrados de 20 X 20 mm. uniformemente distribuidos fue utilizada para realizar el conteo de la distribución de las partículas. El número de repeticiones en cada caso fue considerable de manera de tener una muestra representativa. Una vez hallado el número de partículas por unidad de superficie, las mismas medidas fueron convertidas a porcentaje en volumen, (ASTM E562)⁷¹.

3-2-5-4- Determinación de la densidad por tamaños promedios de partículas fue hallada cuantificando las repeticiones de tamaño de las distintas partículas en la grilla utilizada. Un promedio de la distribución de tamaños obtenido.

3-2-6- Ensayos de dureza

Los mismos fueron tomados con un equipo de dureza Brinnell marca Galilei, calibrado por NRZ. Instrumentos S.R.L.. La carga utilizada fue de 5Kg. El diámetro de la esfera de 1mm y el diámetro promedio de impronta fue de 300 micrones. Se usó la Tabla N°5 de la British Standards Institution. Method for Brinell Hardness Test. British Standards 240 Part 1. 1962. Part. Testing of metals. Las probetas para este uso fueron previamente rectificadas en sus caras y dejadas paralelas, para después ser pulidas según la técnica descrita en la sección 3-2-1. La cantidad de medidas de dureza efectuadas fueron determinadas según el tamaño de las probetas. Los datos se pueden encontrar en el apéndice 2.

3-2-7- Densitometría

La densidad de las probetas fue hallada midiendo el volumen ocupado por las aleaciones en agua a 20°C y 1 atm de presión con una probeta de 10 ml y una precisión de 0,05 ml, y tomando su peso con una balanza digital de laboratorio de precisión 10^{-4} gr.

3-2-8- Análisis de estabilidad dimensional

Las experiencias de estabilidad dimensional se realizaron mediante envejecimiento isotérmico en una estufa previamente calibrada a $160\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 2,5^{\circ}\text{C}$, por un periodo de 1000 hr.

se prepararon muestras de las siguientes aleaciones para realizar las experiencias:

- 1- ZA27
- 2- ZA27 + 3,5 % Si
- 3- ZA27 + 3,5 % Si + 1% Cu
- 4- ZA27 + 3,5 % Si + 1%Cu + 8% SiC
- 5- ZA27 + 3,5 % Si + 1%Cu + 16% SiC

Para ello se fundieron y colaron muestras de las composiciones mencionadas y se prepararon probetas mediante máquinados y púlidas con pasta de alúmina de 1 μ m. Las medidas de las probetas fueron 7mm $\pm$ 0,02mm X 7mm $\pm$ 0,02 mm X 30mm $\pm$ 0,02mm. Los cambios dimensionales fueron monitoreados durante los ensayos, mediante medidas periódicas de las dimensiones con un micrómetro (apreciación de 0,025 mm), a las temperaturas de ensayo.

Además una de las muestras (probeta 3) se retiraba del horno y se realizaba la misma medición de dimensiones a temperatura ambiente.

3-3- Ensayos de desgaste

3-3-1- Detalles del dispositivo experimental fabricado

El dispositivo de desgaste fabricado fue similar al de Savaskan, T. et. al. (1987)¹¹, el mismo se muestra en la figura 3-1

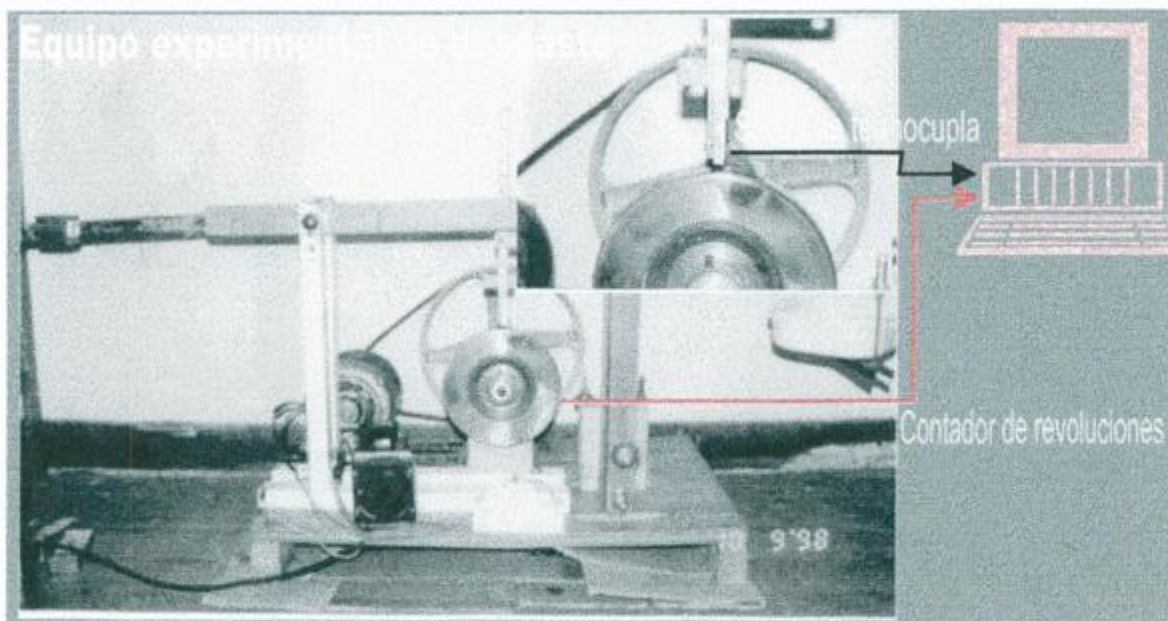


Figura 3-1 Detalle del equipo experimental de desgaste, y de la disposición de asentamiento de la pieza rectangular sobre el disco de desgaste.

El dispositivo se basa en una punta rectangular que presiona sobre un disco. La punta del material a testear, cortada en sección cuadrada, presiona sobre el disco que gira a velocidades controladas.

El disco fue construido de acero de dureza 272 HB aproximadamente 27 HRC, de diámetro 170 mm. La superficie del disco fue pulida hasta suspensión de alúmina de 1 μm previo a cada ensayo.

Se construyó un adquisidor automático de datos para obtener la temperatura del bulk de la probeta, medida tomada a 5 mm de la superficie de desgaste y la velocidad de rotación del disco, los cuales fueron almacenados en el disco rígido de una PC.

3-3-2- Detalles del equipo Dow-Corning, Modelo LFW1 (Normas ASTM D2714-68 y G77-97⁷²).

Se realizaron ensayos de desgaste con un equipo Dow-Corning el cual se muestra en la figura 3-2, del mismo se puede tomar datos fuerza de fricción, temperatura del bulk de la probeta (En reparación), velocidad de ensayo, y tiempo por medio de un sistema de adquisición digital.

Los ensayos en dicho aparato se encuentran bajo normas ASTM, y los ensayos pueden ser informados según estándares.

ESQUEMA DE MAQUINA: DOW CORNING, MODELO LFW1

NORMAS ASTM D 2714-68 Y G77-97

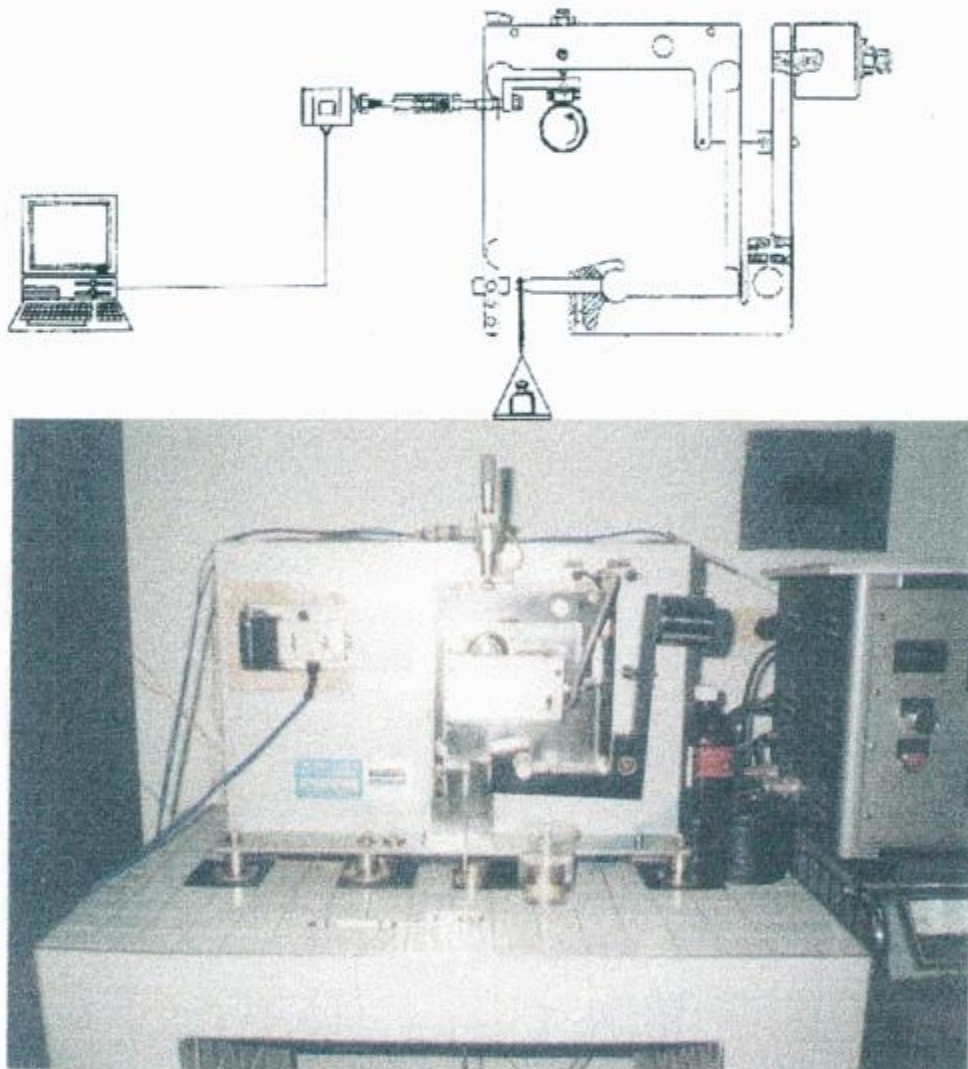


Figura 3-2 Detalle del equipo Dow-Corning

3-3-2- Preparación de las muestras

3-3-2-1- Para el equipo de fabricación propia

Para estos ensayos se prepararon probetas de las siguiente composiciones:

- 1- ZA27
- 2- ZA27 + 3,5 % Si
- 3- ZA27 + 3,5 % Si + 1% Cu
- 4- ZA27 + 3,5 % Si + 1%Cu + 8% SiC
- 5- ZA27 + 3,5 % Si + 1%Cu + 16% SiC

Las probetas se prepararon fundiendo los componentes de acuerdo a las técnicas descriptas anteriormente. Las muestras fueron maquinadas y pulidas con pasta de alúmina de $1\mu\text{m}$. Las dimensiones finales de las probetas fueron son 7mm X 7mm X 30mm.

Las probetas de ensayo se colocaron en la máquina y eran presionadas sobre el disco, el que fue previamente pulido con pasta de alúmina de $1\mu\text{m}$, con cargas de 3kg, 5kg y 8 kg., (29,43N; 49,05N y 78,48N) mientras la velocidad del mismo fue de 250 rev/min. Los test fueron realizados sin y con un lubricante no detergente de 340 cst. a un flujo aproximado de $0,5\text{ cm}^3/\text{h}$.

Después de 1 hr de ensayo, las muestras fueron removidas, limpiadas en solventes y repesadas para determinar la perdida de peso. Los datos tomados de los distintos ensayos fueron procesados, analizados y representados.

3-3-2-2- Para el equipo Dow Corning

Las muestras ensayadas en el equipo Dow Corning, fueron:

- 1- ZA27
- 2- ZA27 + 3,5 % Si
- 3- ZA27 + 3,5 % Si + 1% Cu
- 4- ZA27 + 3,5 % Si + 1%Cu + 8% SiC

Las mismas tenían una medida de $10,15\text{mm} \pm 0,02\text{ mm}$ X $6,35\text{mm} \pm 0,02\text{mm}$ X $15,7\text{mm} \pm 0,02\text{mm}$, con una superficie pulida a pasta diamante de $7\mu\text{m}$ que es similar a la obtenida con la pasta de alúmina a $1\mu\text{m}$. Las muestras fueron desgastadas por períodos de 30 minutos con una carga mínima de 27 kg, a una velocidad de 200 rpm (0,367 m/s).

Especial cuidado se tuvo en la alineación de las probetas, debido a la importancia del asentamiento inicial en las muestras.

Técnicas Experimentales.

Las muestras fueron ensayadas sin lubricantes, y con lubricación con un lubricante no detergente de 340 cst. donde se aseguraba que el menisco del lubricante no se rompa durante el ensayo.

Nota: La terminología usada en desgaste esta según las ASTM E-40⁸⁰.

4-1 ESTRUCTURA DE LAS ALEACIONES

4-1-1 Aleaciones ZA27

Condiciones optimas de solidificación:

Se vertieron aleaciones ZA27 a diferentes temperaturas en un molde cilíndrico de 25,4mm x 80mm. Estas medidas fueron elegidas de manera de asegurar que los gradientes de temperatura sean lo suficientemente elevados para que la aleación no presente defectos de USD. En la figura 4-1 vemos las distintas micrografías ópticas a 100X de una misma zona de las diferentes aleaciones vertidas, a diferentes temperaturas, las cuales presentan un aumento en la porosidad cuando la temperatura es mayor a 560 °C. Por lo tanto la temperatura máxima a la cual se puede realizar el vertido con la cual se minimiza la porosidad y el USD es de aproximadamente 560 °C. Por otro lado en la figura se observa un aumento de la porosidad para estas condiciones óptimas de solidificación, a medida que se avanza en el sentido de solidificación. Los análisis de las fotos muestras que los poros se forman en la zona interdendrítica.

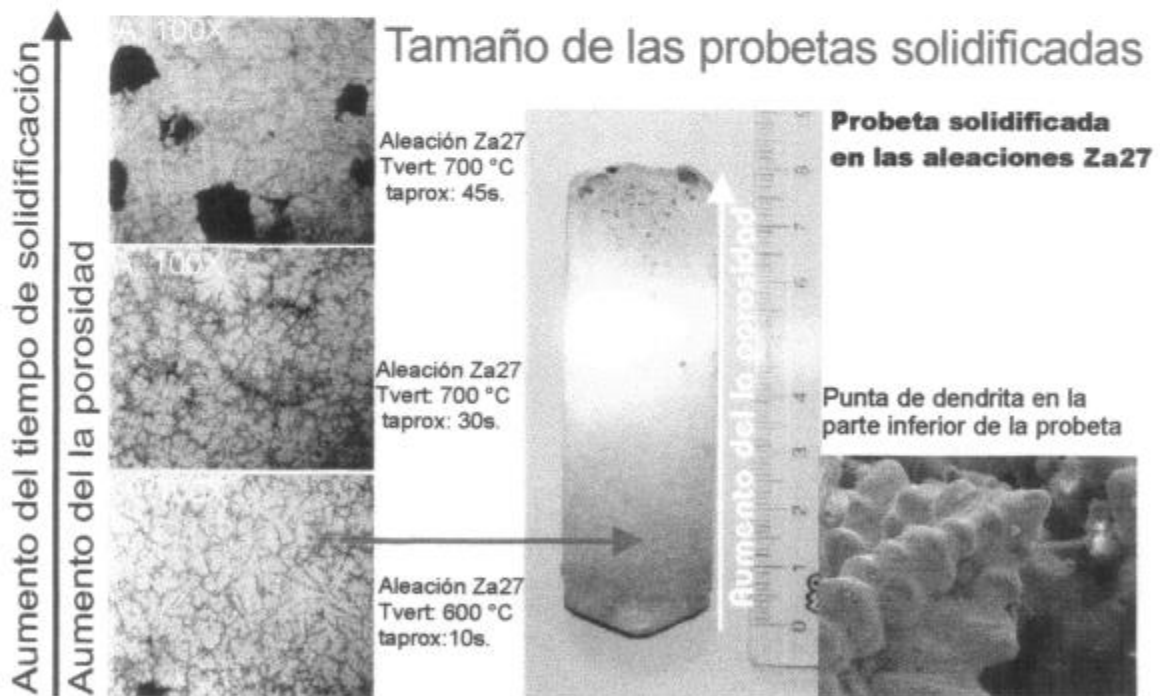


Figura 4-1 Micrografías de distintas probetas solidificadas a diferentes temperaturas y tiempos diferentes de solidificación, tamaño de las probetas.

Estructura

Se realizaron observaciones de estructura en muestras de las aleaciones 1,2 y 3 (ver tabla 3-1). En la figura 4-2 observamos una típica estructura obtenida mediante un microscopio electrónico de barrido.

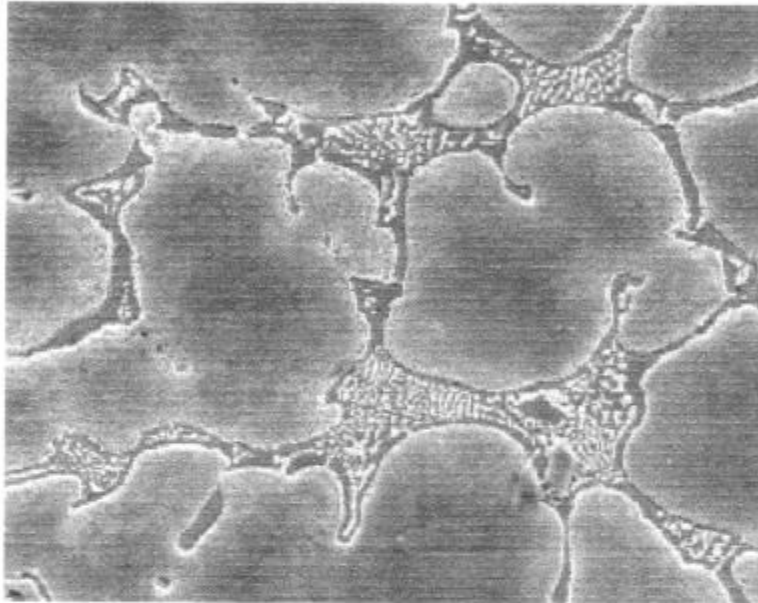


Figura 4-2 Estructura de solidificación de la muestra 3, ZA27 800x (SEM -CNEA)

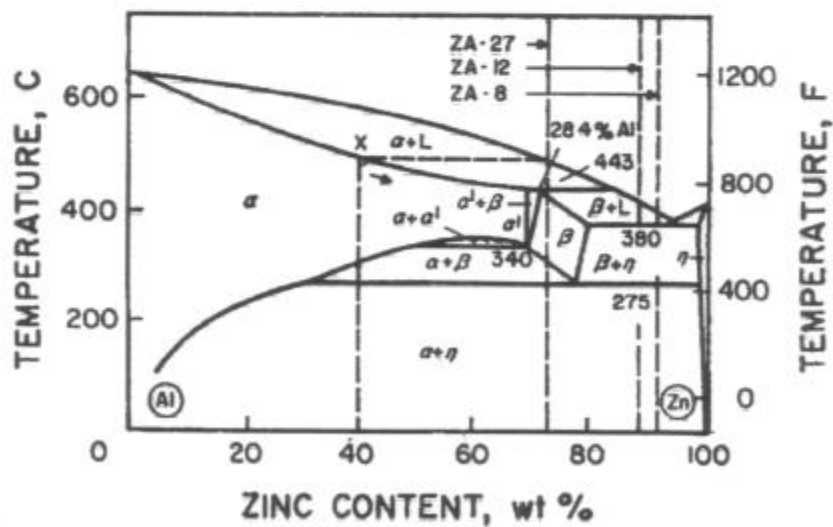
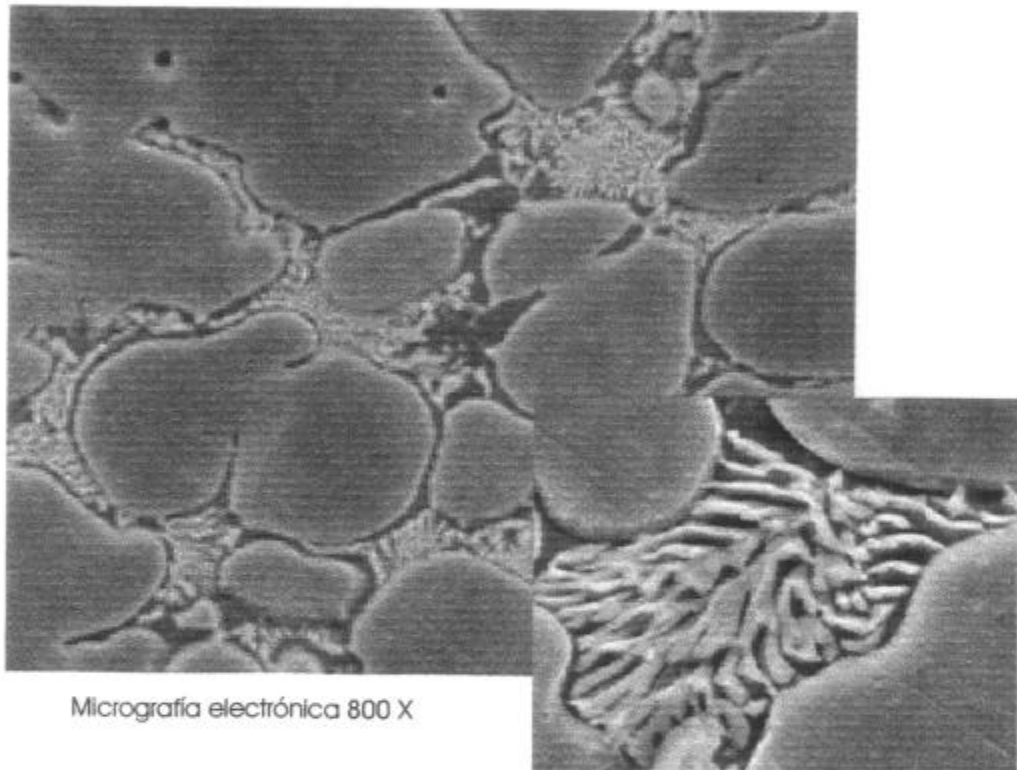


Figura 4-3 Diagrama de fases del sistema binario Al - Zn

Para las tres aleaciones en estado as-cast, se observa que las estructuras dendríticas, compuestas por dendritas primarias ricas en aluminio α y rodeadas por una fina lámina rica en zinc en forma de eutécticoide ($\alpha + \eta$). Esta última se origina a partir de las dendritas α y del peritectico β ; a través de la descomposición del eutécticoide a 275 °C. El eutécticoide compuesto por dos fases se presenta como finas láminas de $\alpha + \eta$, como se observan en la figura 4-4.

El interdendrítico con morfología de eutéctico, se observa principalmente en las últimas fases de solidificación de las muestras donde la composición del líquido se acerca a la del eutéctico.



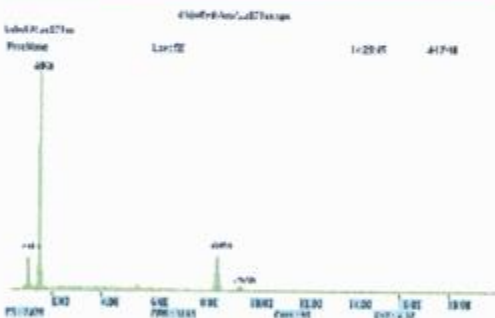
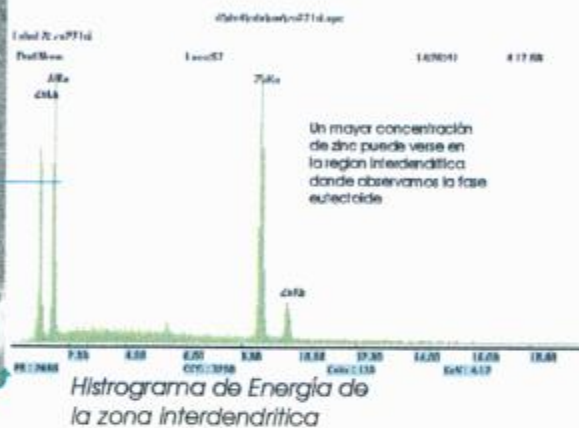
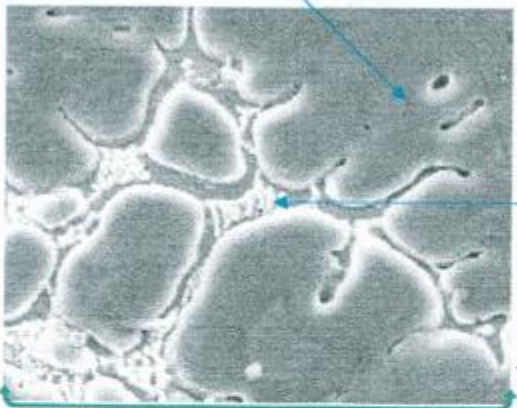
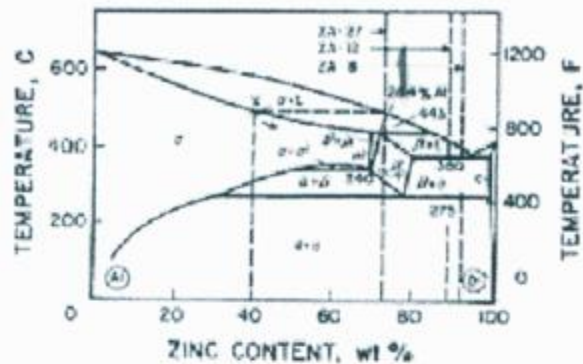
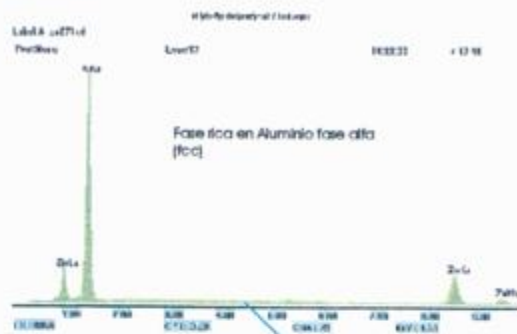
Micrografía electrónica 800 X

Micrografía electrónica 3200 X

Figura 4-4 Micrografía electrónica de la muestra 1 donde se observa la fase eutectica a 800X y 3200X tomadas en SEM (CNEA)

La estructura de la aleación ZA27 se observa con dendritas oscuras en las zonas próximas al interdendrítico, y cuyo corazón se encuentra levemente más claro que el borde. Esta diferencia en las tonalidades, se puede atribuir a una diferencia en la composición, microsegregaciones, como queda demostrado en los mapeos e histogramas de composición realizados y detallados en la figura 4-5. En esta figura los espectros de energía indican que la región interdendrítica tiene una mayor composición de zinc que la matriz.

Histograma de la zona dendrítica



Histograma de
composición global

Figura 4-5. Micrografía electrónica de barrido compuesta con análisis EDAX correspondiente a la muestra 1 (ZA27), SEM (CNEA) a 400X,

Los difractogramas realizados a las aleaciones ZA27 presentan dos picos de difracción correspondientes a :

- a- La fase de estructura fcc del Al (α).
- b- La fase de estructura hcp del Zn (η).

Los parámetros de red, fueron:

Muestra	Al (fase fcc)	Zn (hcp)
ZA27	$a=(4.0474 \pm 0.0002) \text{ \AA}$	$a=(2.6655 \pm 0.0001) \text{ \AA}$ $c=(4.9494 \pm 0.0003) \text{ \AA}$

4-1-2-Aleaciones ZA27 + Si

Condiciones óptimas de solidificación:

Se vertieron aleaciones ZA27, con contenidos variables de Si en un molde cilíndrico de 25,4mm X 80mm. Las condiciones de solidificación fueron similares a las utilizadas para las probetas ZA27.

Porosidad de las aleaciones

Observaciones metalográficas mediante SEM fueron realizadas para determinar la distribución de la porosidad de las aleaciones ZA27 + Si. En las mismas se observó que el contenido de poros presentes aumenta según la dirección de avance de la solidificación de las probetas, como también aumenta en este sentido el número de precipitados de Si. Se podría establecer una íntima relación entre la presencia de precipitados distribuidos localmente y el aumento de la porosidad en estas aleaciones en las zonas con mayores contenidos de Si.

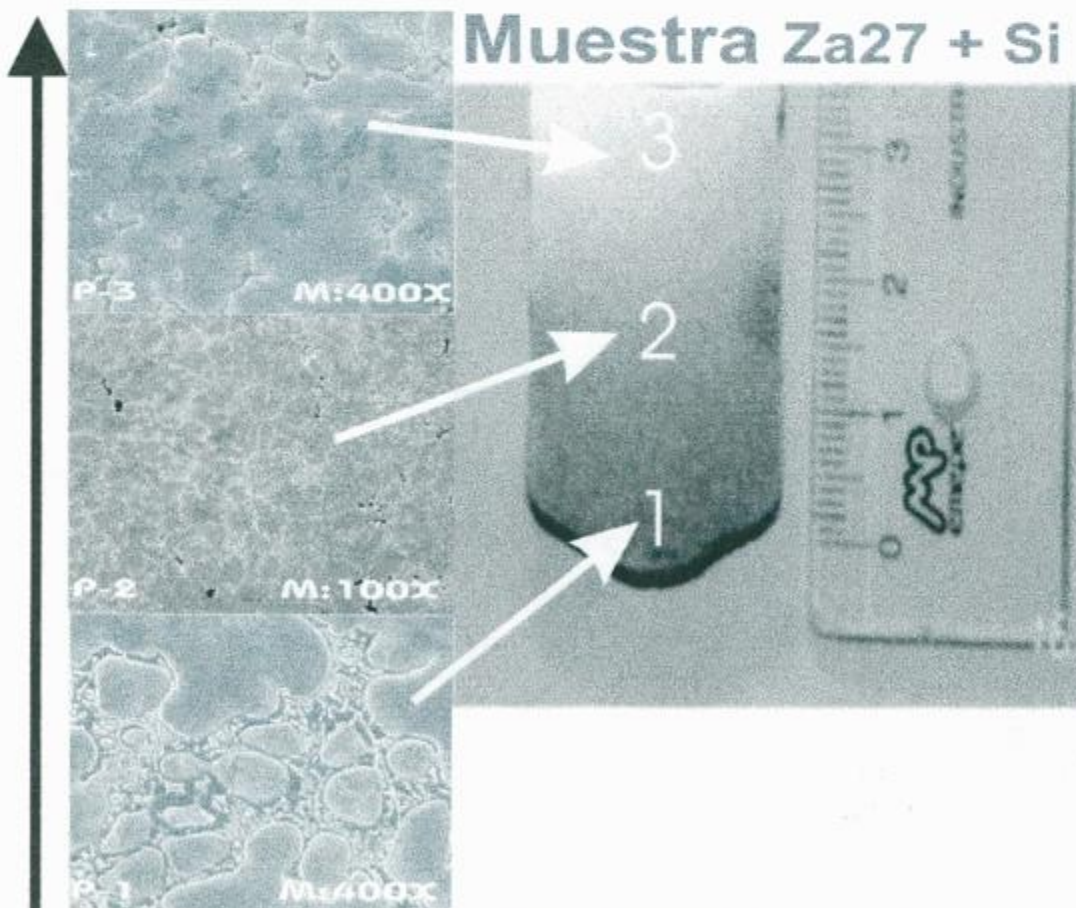
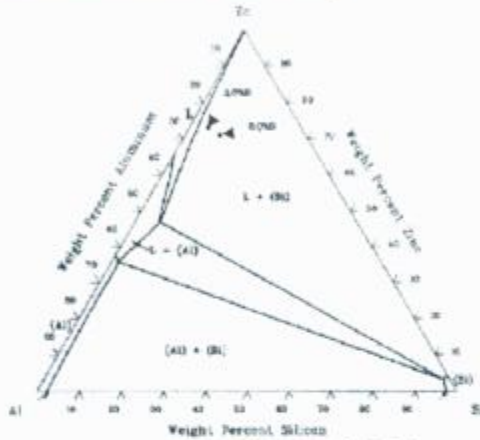


Figura 4-6 Micrografías de diferentes secciones longitudinales de la probeta (N°14) obtenidas mediante SEM. ZA27 + Si.

Aleaciones ZA27 con contenidos variables de Silicio

Las muestras 14 y 15, conteniendo 3,5%Si y 8% Si respectivamente, fueron solidificadas bajo condiciones similares a los efectos de analizar la distribución de Si en la microestructura obtenida.

Al-Si-Zn isothermal section at 527 °C [86Mey]



Al-Si-Zn isothermal section at 357 °C [86Mey]

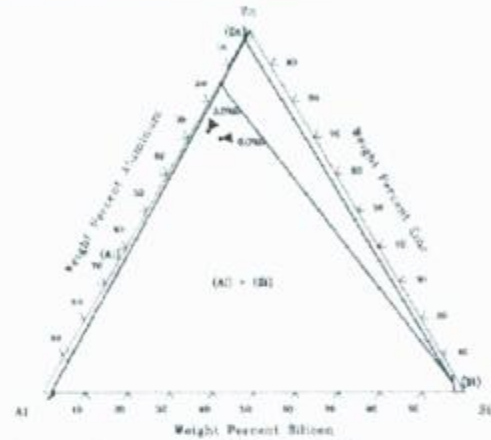


Figura 4-7 Diagrama de fases ternario Al-Zn-Si⁸¹

Los análisis de la microestructura muestran que el Si se encuentra tanto en la matriz de la solución sólida α , como precipitado en el centro de las dendritas α . El Si se observa que además de presentarse en solución, precipita como elemento puro siguiendo el diagrama de fases ternario de la figura 4-7. Las aleaciones con contenidos de 3,5%Si, presentan menor proporción de precipitados que las que contienen 8%Si.

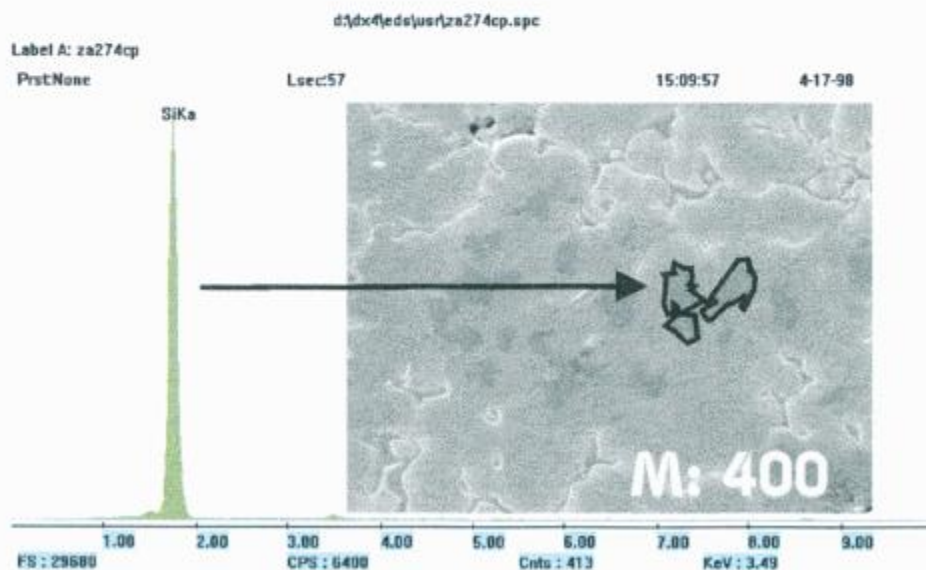
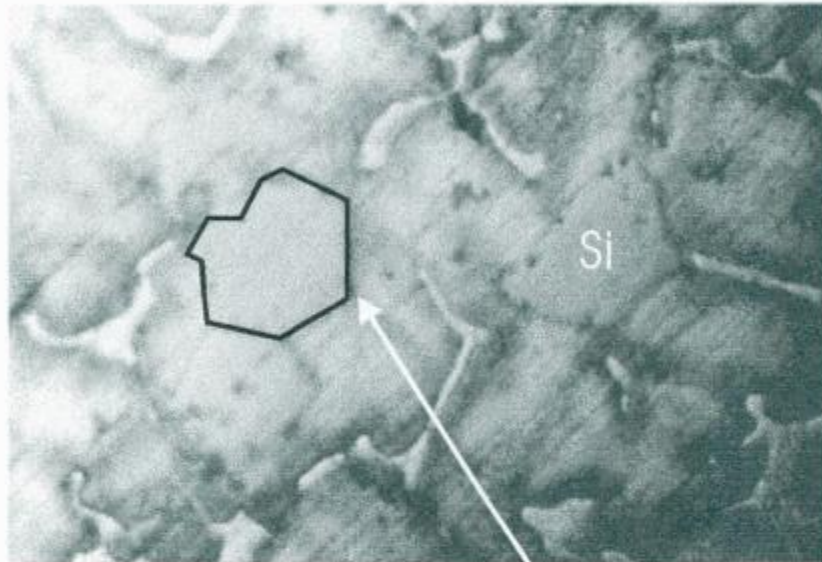


Figura 4-8 Espectro de energía de los precipitados de Si. (SEM-CNEA)

Los precipitados de Si pueden observarse en la figura 4-8 en la que se aprecia que los mismos están compuestos por Si como único elemento.

En la figura 4-8 podemos observar que los precipitados de Si se distribuyen preferentemente en la matriz de la aleación, inclusive en el caso de precipitados de mayor tamaño como se observa en la figura 4-9 donde un precipitado se localiza en el centro de una dendrita.



Muestra ZA27 +3,5 %Si en un caso se remarcó el precipitado para distinguirlo y en el otro se remarcó con el símbolo del elemento

Figura 4-9 Muestra ZA27 +3,5 %Si con precipitados de Si. Micrografía óptica 400X .

Fueron realizados estudios de difracción de los precipitados de Si, obteniendo el siguiente parámetro de red del elemento en la aleación.

Muestra	Estructura	Si
Elemento puro	fcc	$a=5,4309 \text{ \AA}$
En la ZA27 +3,5 %Si	fcc	$a= (5,4329 \pm 0.002 \text{ \AA})$

Estudios más detallados de las aleaciones ZA27 con diferentes contenidos de Silicio fueron realizados para investigar cómo el precipitado se presenta en las probetas dependiendo de las diferentes variables: dirección de solidificación y composición en la aleación.

ZA27 +3,5 %Si

Se realizaron mapeos de distribución de elementos en distintas posiciones de la aleación ZA27 + 3,5 %Si (probeta 14) para poder observar la variación en la distribución de los precipitados de Si. En la figura 4-9 podemos notar que la distribución de los precipitados de silicio, representados en la parte derecha de la figura, en las posiciones 1, 2 y 3, van aumentando en tamaño según estas posiciones, que corresponde a la dirección de solidificación y que los mismos quedan atrapados según avanza el frente de solidificación.

En la figura 4-10 observamos que en la parte inferior de la probeta la composición del interdendritico de la aleación es la del eutéctico, pero tan solo con una diferencia de 1 cm en el sentido de solidificación vemos que la composición varía dado que no observamos la presencia del eutéctico en el interdendritico y se produce un aumento en la cantidad de precipitados en las zonas caracterizadas, como se ve en las posiciones 2 y 3 de la figura 4-10.

Zonas originales en la probeta

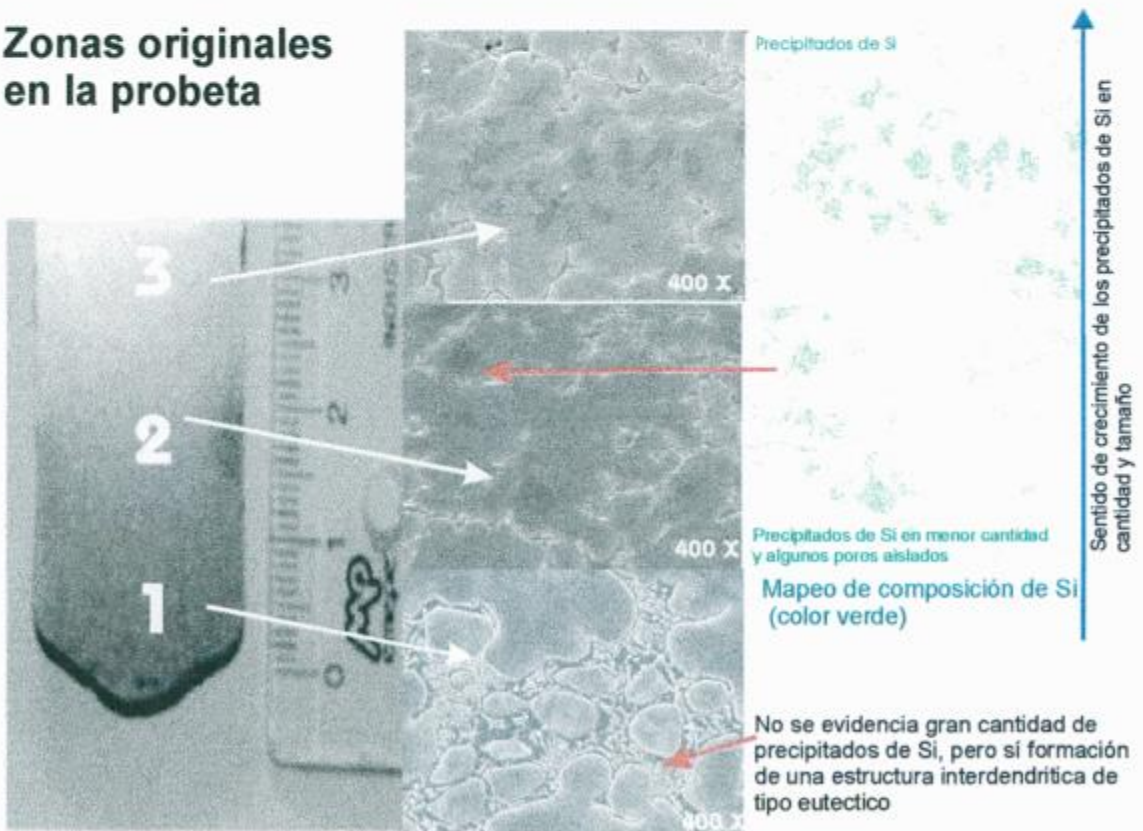


Figura 4-10 Variación de los precipitados en la muestra 14 (ZA27 + 3,5 Si)

Los mapeos de composición de Al, Zn y Si en distintas posiciones de la probeta 14 fueron realizados por lapsos aproximados de 1 hr para determinar la distribución de los distintos elementos en la aleación. Los resultados muestran que el Al se encuentra principalmente en la matriz, el Zn se distribuye mayormente en la zona interdendrítica, como ya se mostró en las aleaciones ZA27, y por último, los precipitados de Si se encuentran en el centro de las dendritas. En la figura 4-11 se puede observar que la región 3 contiene una mayor concentración de Si que la región 2. Los precipitados de Si comienzan a agruparse en colonias y aumentan de tamaño.

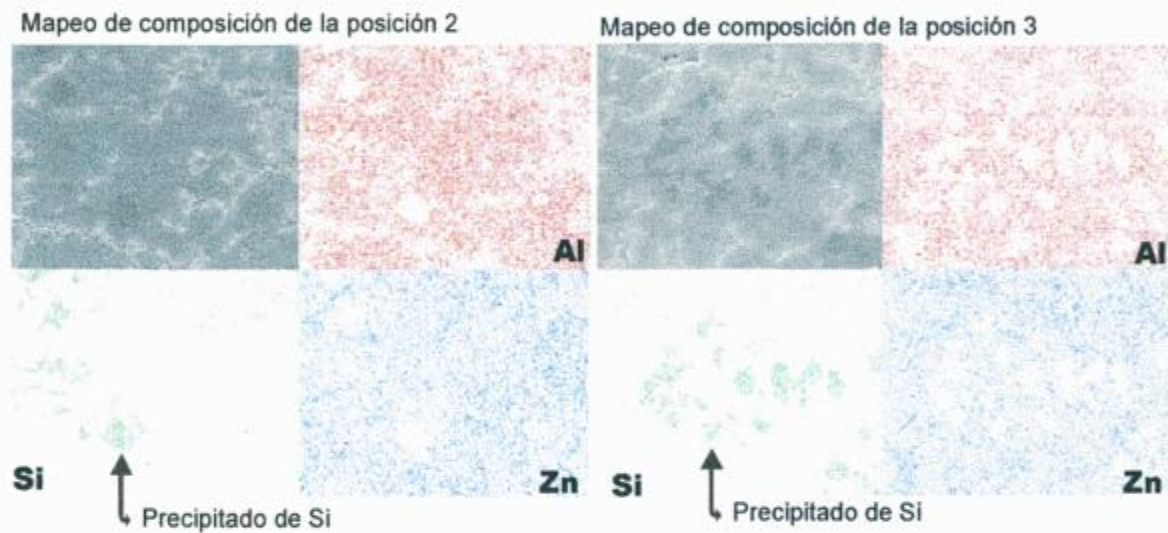


Figura 4-11. Distribución de Si, Zn y Al en las regiones 2 y 3 como se indica en la figura 4-10 de la probeta 14.

Los mapeos de composición de Si concuerdan con el diagrama de fases de la aleación que indica que el Si es poco soluble tanto en Al como en el Zn, por lo tanto, el mismo precipita como Si casi puro, y se encuentra distribuidos en la fase rica en aluminio principalmente.

ZA27 + 8 %Si

Estudios similares a los que fueron realizados en la muestra 14 se realizaron en la muestra 15 (ZA27 + 8% Si). En la misma se encontraron precipitados de mayor tamaño que en la misma región de la probeta 14, lo cual se

observa en la figura 4-12 la cual muestra como varía el contenido y el tamaño de los precipitados de Si según la dirección de solidificación(derecha de la figura 4-11).

Las micrografías electrónicas realizadas sobre la muestra 15 muestran que los precipitados de Si se presentan en la región 1 como pequeñas placas del elemento que se están agrupando. Ya en la región 2 se puede observar una mayor cantidad del mismo en precipitados de tamaños mayores, y en la región 3 se encuentra una mayor cantidad de estos precipitados. Además, a medida que avanza la dirección de solidificación de la región 1 a 3, se incrementa el número de precipitados que se agrupan en las colonias.

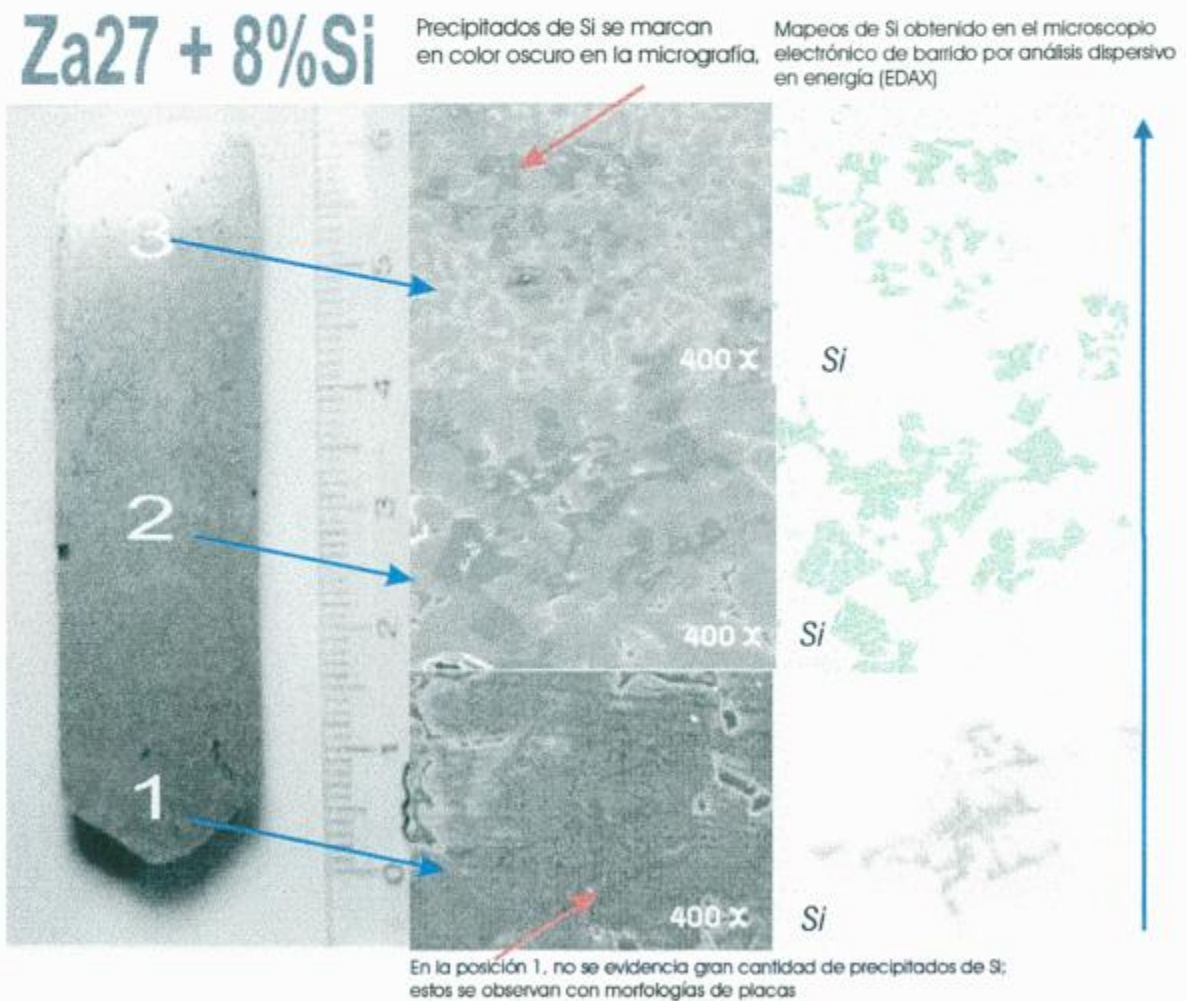
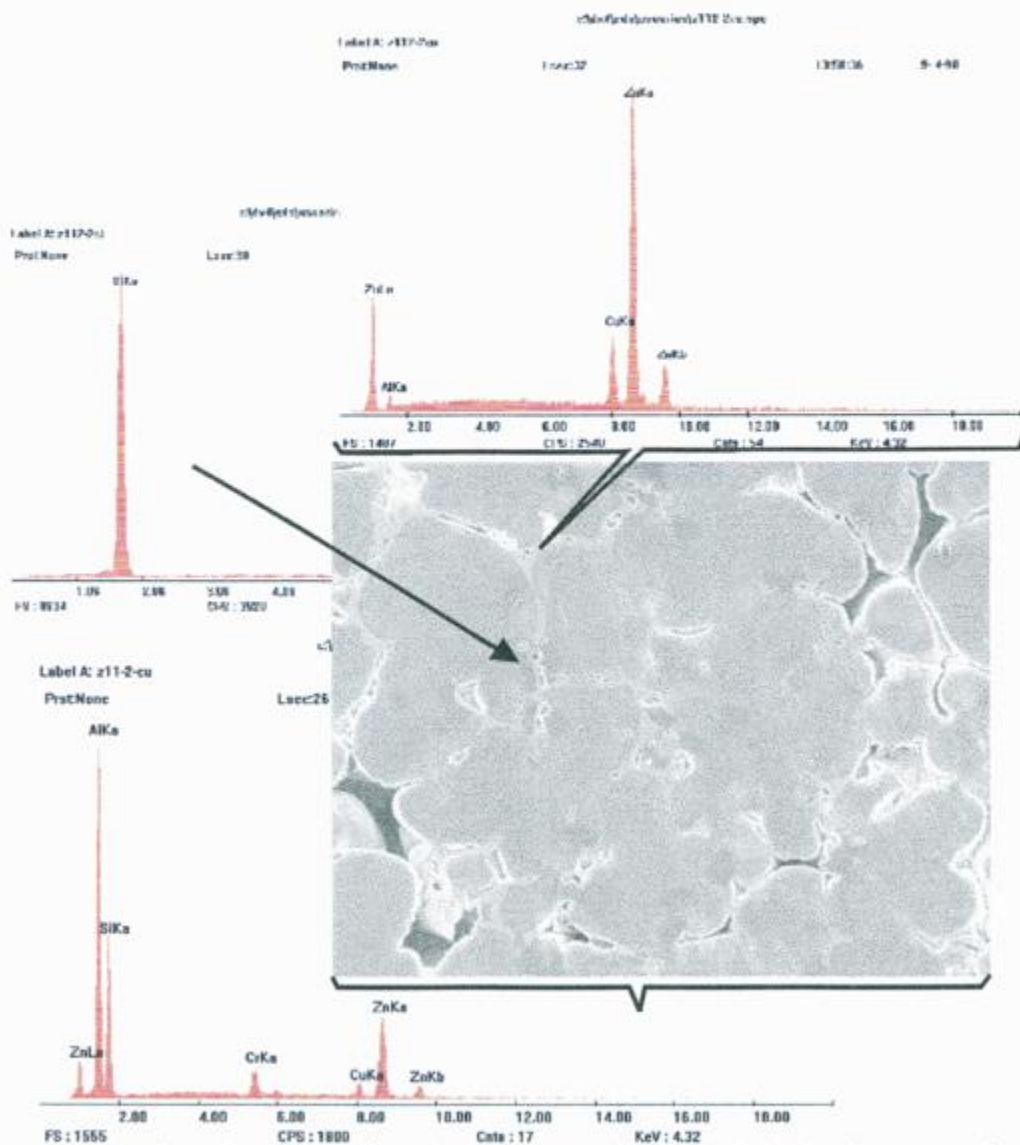


Figura 4-12. Variación de los precipitados en la muestra 15 (ZA27 + 8%Si)

4-1-3- Aleaciones ZA27 + Si + Cu

Identificación de los precipitados de Cu

Se realizaron estudios de composición y distribución de Cu sobre dos muestras con dos concentraciones diferentes de Cu; muestra 10 (ZA27 + 0,037%Cu), muestra 11 (ZA27 + 2%Cu). Primero resultó necesario diferenciar los precipitados de Si de los correspondientes de cobre. Para ello se obtuvieron los espectros de energía correspondientes a cada uno de estos precipitados y fueron comparados con las observaciones al microscopio óptico para identificar a cada uno de ellos.



Espectro de energía de composición total de la muestra.
Figura 4-13 Diferenciación de precipitados de Si y Cu, en la muestra 11

Como resultado se pudo establecer que al microscopio los precipitados de Si, son de color gris oscuro y los precipitados de Cu tienen una tonalidad gris clara.

De las observaciones también surge un resultado complementario y de importancia respecto a que la porosidad de la aleación se incrementa con el contenido de Cu, ya que la presencia de mayor cantidad de precipitados de Cu se corresponde con zonas interdendríticas con mayor porosidad.

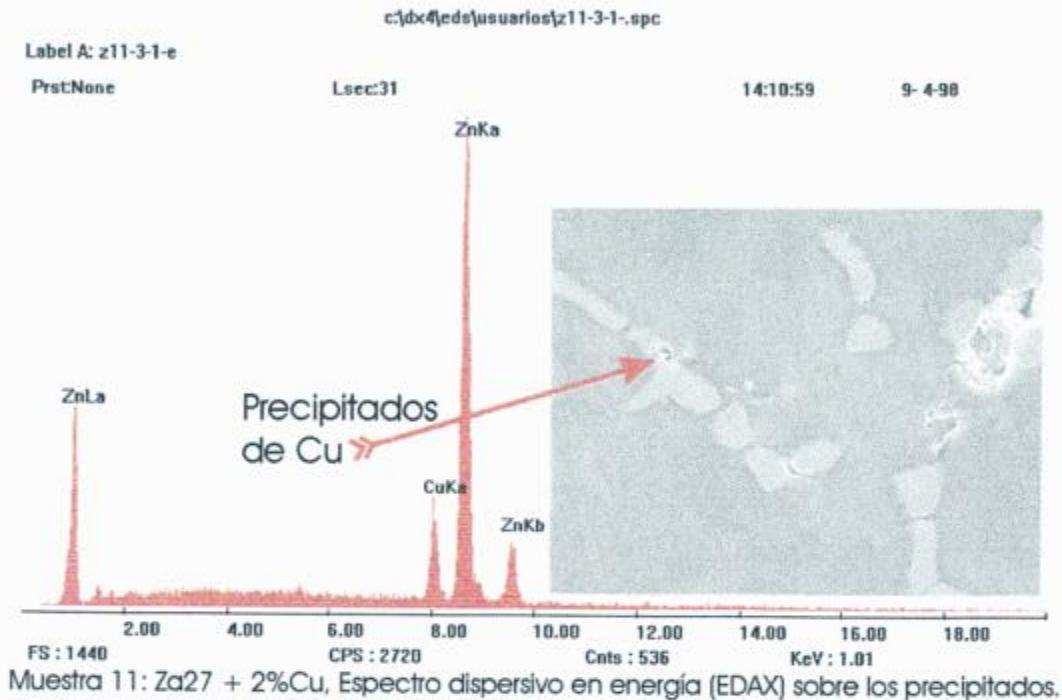


Figura 4-14 Espectro de Energía sobre precipitados de Cu

Mapeos de distribución de los precipitados de Cu

Los mapeos de Cu demuestran que este elemento se distribuye en solución sólida aproximadamente homogénea para concentraciones nominales menores al 1%. Para concentraciones mayores como la de la muestra 11, con 2% de Cu, se observa Cu precipitado en el interdendrítico.

Esto puede ilustrarse con ayuda de la figura 4-15 que muestra los mapeos de composición de las muestras 10 y 11, en las que los precipitados de Cu, se encuentran principalmente en la zona interdendrítica.

Esta es una característica distintiva respecto a los precipitados de Si los cuales, como ya se indicó anteriormente, se encuentran en las dendritas (intradendrítico).

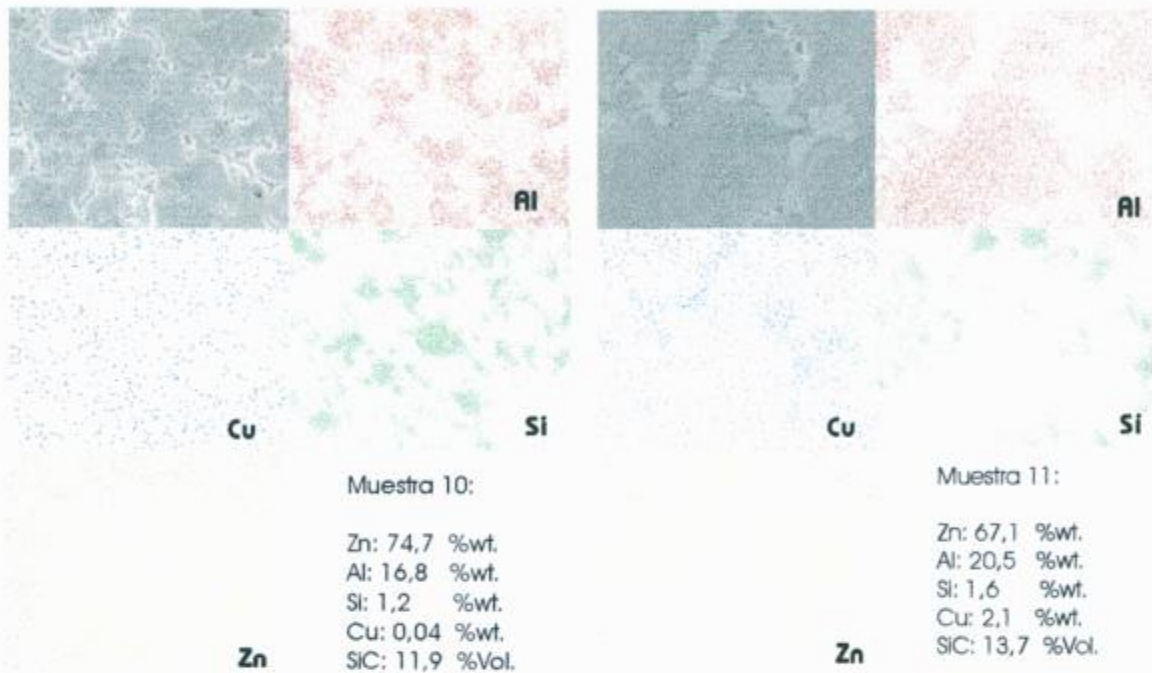


Figura 4-15 Mapeo de composición de Al, Cu, Si, Zn de la muestra 10 y 11

Por otro lado, en la micrografía 4-16 podemos ver cómo en la probeta 11 existen zonas donde se forman cavidades, las cuales están rodeadas por precipitados de Cu, precipitados de Si y en este caso, partículas de SiC.

Estas cavidades son mucho mayores que los poros que normalmente se encuentran en aleaciones con porcentajes de Si de 3,5% a 8% wt.

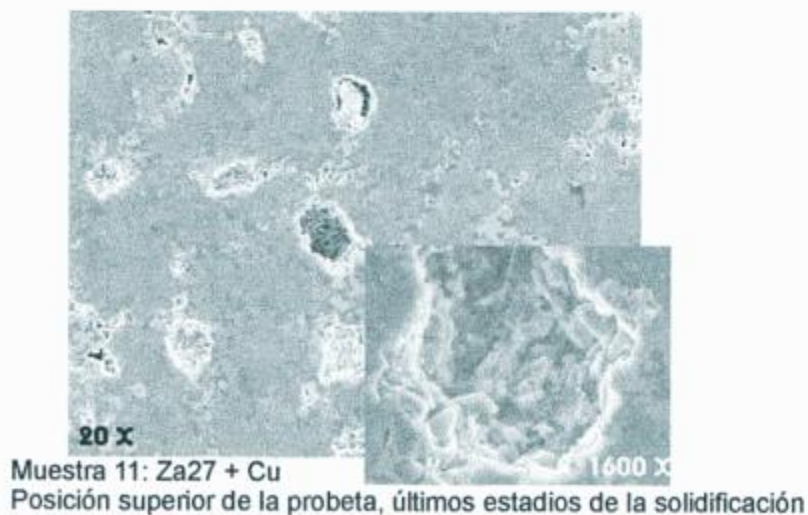


Figura 4-16 Micrografía SEM de poros formados en las probetas con 2% wt. Cu

4-1-4- Aleaciones ZA27 + Si + SiC

Condiciones óptimas de solidificación:

Las condiciones de solidificaciones fueron las mismas que para las probetas anteriores.

Distinción entre precipitados de Si y partículas de SiC.

La presencia simultánea de precipitados de Si y de partículas de SiC de características similares requirió un análisis que permitió una precisa identificación mediante microscopía. Para ello se tomaron fotografías ópticas y electrónicas de los precipitados y de las partículas de Si para poder diferenciarlos en cada caso. Los espectros de energía no permiten realizar una identificación precisa ya que el componente en ambos casos es el Si, como se observa en la figura 4-17.

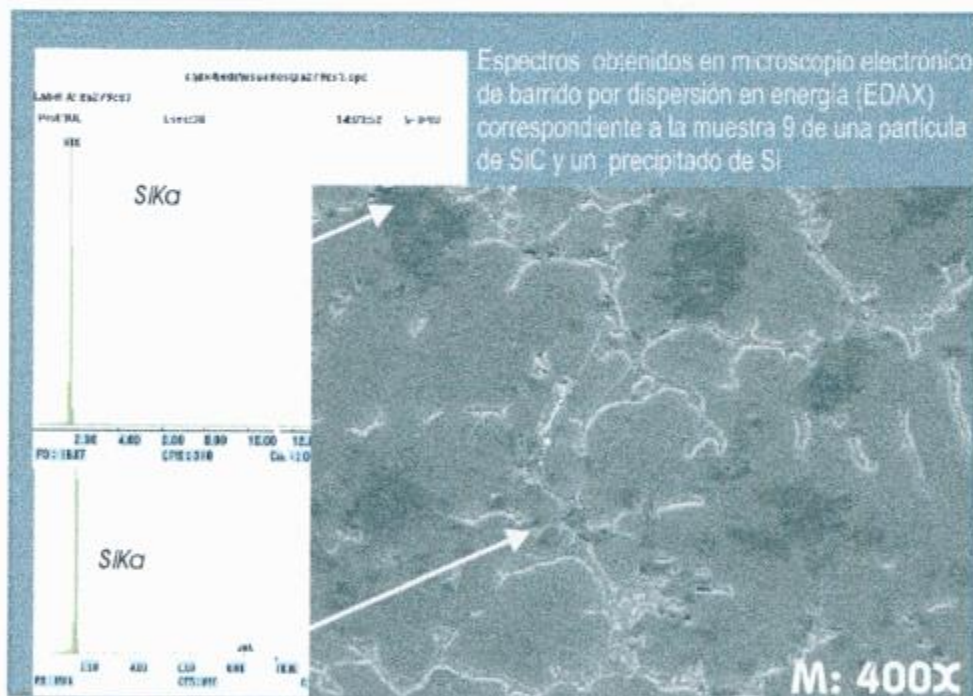
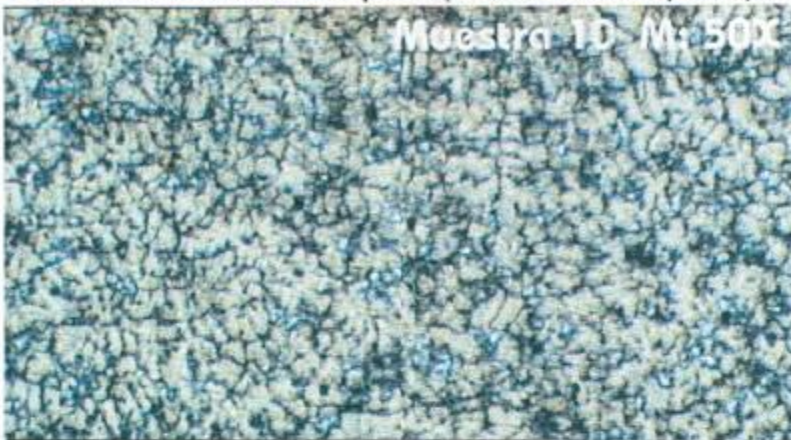


Figura 4-17 Espectros obtenidos de precipitados de Si y partículas de SiC correspondiente a la muestra 9.

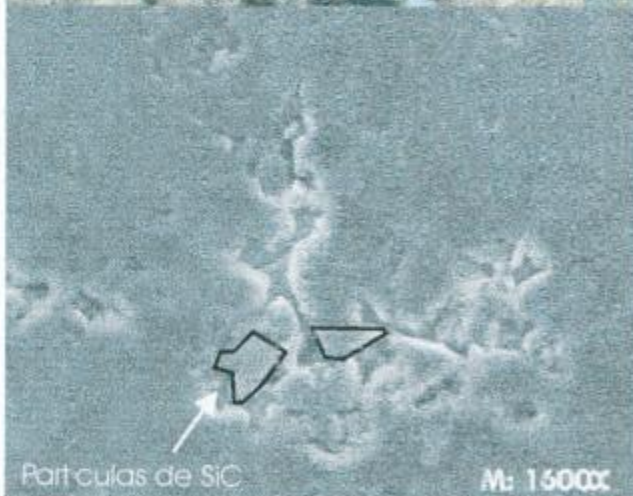
Por lo tanto, se hace necesario una diferenciación visual de las partículas y de los precipitados. En la figura 4-18 se muestra una serie de micrografías en las cuales podemos ver las partículas de SiC o los precipitados de Si.

Diferenciación de los precipitados de Si y las partículas de SiC



Micrografías ópticas

Detalle de la distribución de las partículas y los precipitados, en la fotografía 50X podemos ver que en esta posición de la probeta los precipitados y las partículas se encuentran preferencialmente en la zona interdendrítica



Micrografía electrónica

Caracterización de partículas de SiC, y precipitados de Si.

Figura 4-18 Caracterización de partículas y precipitados.

Vemos en la figura 4-18 en las fotografías ópticas que los precipitados de Si son de una tonalidad gris claro, sus contornos son irregulares y se presentan principalmente en la matriz de la aleación, en tanto que las partículas de SiC presentan cortes rectos, y de una tonalidad gris oscuro, lo que los hace fácilmente diferenciables uno de otro.

Aleaciones ZA27 con contenidos variables de refuerzos de SiC

En micrografías SEM, de la muestra 12 (ZA27 + 15%SiC) podemos observar la presencia de partículas de SiC en la zona interdendrítica y un precipitado de Si en la matriz.

En la figura 4-19 observamos esta distribución y como el precipitado de silicio está en el centro de la dendrita donde vemos que los bordes de la aleación perfectamente adheridos al precipitado. Sería un punto importante determinar si el precipitado de Si fue capturado por la dendrita o si la aleación nucleó en la partícula. Por estas razones se podría deducir que la aleación núcleo en el precipitado de Si, y que las partículas de SiC son segregadas al interdendrítico.

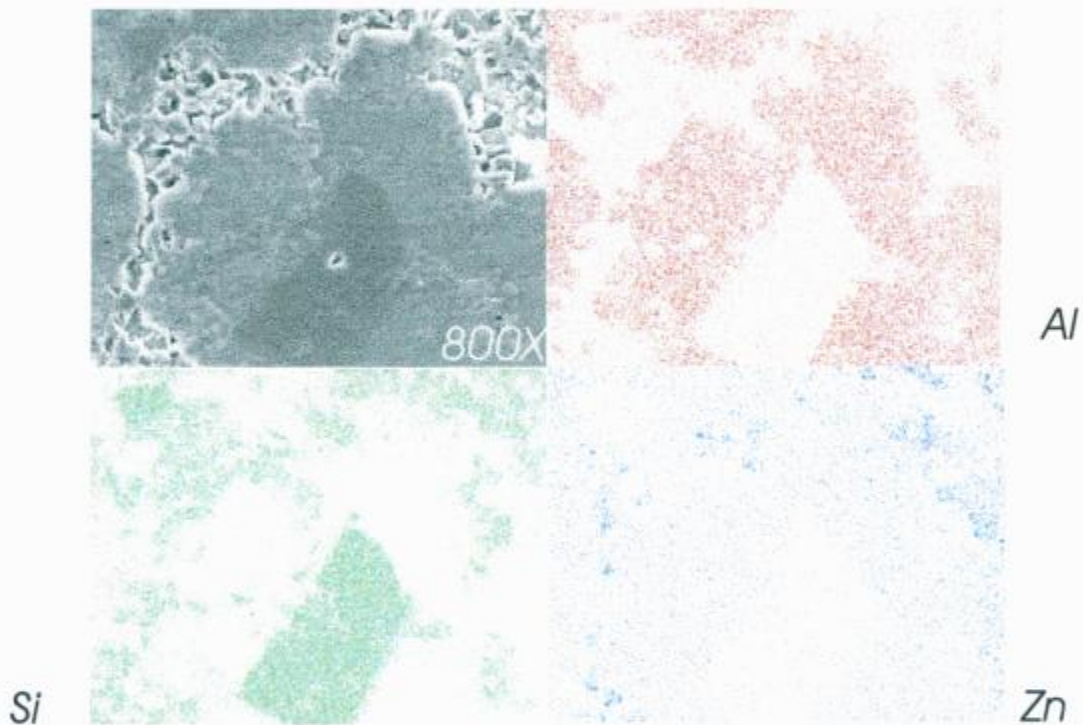


Figura 4-19. Mapeo de composición de Al, Si, Zn de la muestra 12.

En las micrografías obtenidas se observó que las partículas de SiC se distribuyen preferentemente en la región interdendrítica y los precipitados de Si de mayor se ubican en el centro de la dendrita.

Esta distribución de partículas y precipitados se repitió en la muestra 10 (ZA27 + 15%SiC).

4-1-5 Aleaciones ZA27 + Al₂O₃

Las aleaciones con contenido de Al₂O₃ fueron preparadas de la misma manera que las aleaciones con partículas de SiC tal como se indica en el capítulo 3 inciso 3-1-1. Cuando estas aleaciones eran solidificadas desde el estado líquido se observaba un desprendimiento de una especie de algodón blanco, el cual sobrenadaba la aleación.

Después al solidificar la misma, se procedía al revelado de las estructuras tal como se mencionó en el capítulo 3 inciso 3-2-1, para después realizar estudios de microscopía óptica, electrónica y de espectros de energía. En estos estudios se observaron que las partículas de Al₂O₃ no quedaban retenidas en la aleación, lo que daba a suponer que esta especie de algodón blanco que se forma cuando se produjo la aleación provenía de alguna reacción que ocurría entre las partículas de Al₂O₃ y la aleación de Al – Zn, la cual no permitía que las mismas queden retenidas.

Se realizaron sucesivas pruebas con esta aleación variando: las formas de los moldes, de manera de obtener mayores gradientes de solidificación, las temperaturas de vertido, las formas de homogenización de la aleación, (natural con altos y bajos tiempos de reposo al estado líquido, agitación forzada con varillas de nitruro de boro), de manera poder lograr incluir las partículas de Al₂O₃ en la aleación, pero esto no fue posible y no se lograron incluir las partículas.

4-1-6- Aleaciones ZA50 + SiC

Las aleaciones ZA50 fueron preparadas de la misma manera que las aleaciones ZA27, solo que las temperaturas de vertidos fueron superiores a 560°C cercanas a los 600°C, las técnicas utilizadas para la preparación de las mismas se indicaron en el capítulo 3 inciso 3-1-1.

Después de solidificar las aleaciones, se procedía al revelado de las estructuras tal como se menciona en el capítulo 3 inciso 3-2-1, solo que en estos casos se obtuvieron inconvenientes en las técnicas de revelado de la estructura, dado que no se lograba poder revelar toda la estructura de la aleación y los contornos y detalles de las partículas, diferentes variaciones en las técnicas de revelado fueron realizadas sin lograr un revelar la estructura completamente.

4-2- ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS DE LAS ESTRUCTURAS

Estructura de las aleaciones.

Las aleaciones ZA27 como se observó en el punto 4-1-2 presentan una estructura dendrítica con una matriz rica en aluminio y un interdendrítico rico en zinc. Según el diagrama de fases de la figura 4-3 se observa que las fases presentes se originan de las dendritas α y del peritético β que se comienza a formar a los 443°C. El interdendrítico en forma de eutéctico que se encuentra en por ejemplo en la figura 4-4, se forma a 380°C. También observamos que la región del borde de la matriz aparece con una fina estructura laminar, correspondiente a la descomposición del eutéctico a 275°C, como lo indica el diagrama y que se observa en el borde de las dendritas de la matriz (figura 4-20).

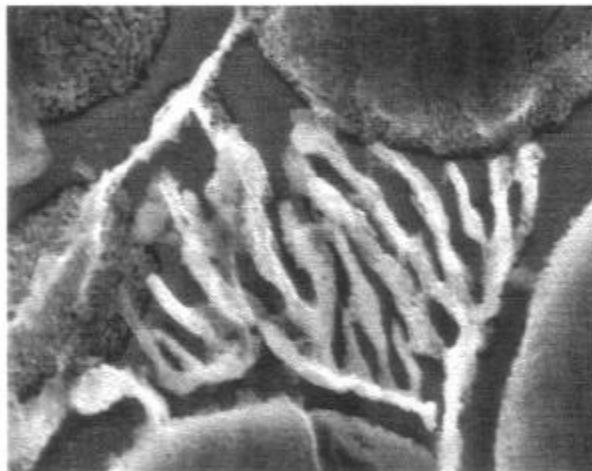


Figura 4-20: Estructura de la aleación ZA27, descomposición del eutéctico. (Micrografía SEM-CNEA 3200X)

En la figura 4-5 se observó que las aleaciones ZA27 presentan las zonas de la matriz con composiciones mayores de Al, y que las zonas interdendríticas presentan mayores composiciones de Zn.

Los procesos que tienen lugar durante la solidificación han sido descritos en el capítulo 2.

En cuanto a las estructuras de las aleaciones ZA27 solidificadas, con contenidos variables de Si 3,5%Si para la muestra 14 y de 8% Si para la muestra 15, hemos mostrado que se forman precipitados de Si, que se distribuyen en la

matriz de la aleación. Cuando los precipitados son de mayor tamaño los mismos se encuentran en el centro de la aleación, como se observa en la fotografía de la figura 4-9. El mecanismo por el cual los precipitados de Si quedan capturados en el centro de las dendritas, no resulta bien claro, ya que, aunque la adhesión del Si a las aleaciones de Al-Zn es muy baja en estos casos podemos observar que de algunos precipitados se desprenden brazos dendríticos de la aleación, por lo que podría pensarse que la matriz habría nucleado en estos precipitados. El hecho que esta situación se observa para precipitados de mayor tamaño no favorece esta hipótesis.

Se ha informado incrementos del tamaño de los precipitados con el aumento en el contenido de Si, y atribuyen una mejor distribución de tamaños de precipitados a menores contenidos de Si, como observamos en los mapeos de las aleaciones muestra 14 (3,5%Si) donde se obtiene una distribución más homogénea en toda la aleación de los precipitados de Si, en el caso de la muestra 15 (8%Si), figura 4-12, observamos una mayor aglomeración local de los precipitados de Si, y un mayor tamaño de precipitados. Reportes similares fueron realizados por Pekwah, P.L. et. al. (1987)¹⁰. En las dos aleaciones podemos ver la diferencia en la distribución de precipitados según el sentido de solidificación y podemos notar que los mismos se aglomeran a medida que avanza el sentido de solidificación y pasan de ser finas placas a formar precipitados de volúmenes considerables.

Los mapeos en las aleaciones ZA27 con contenidos menores al 1% de Cu, muestran que el Cu se distribuye en solución sólida aproximadamente homogénea a estos contenidos, en contenidos mayores como el de la muestra 11 (ZA27 + 2%Cu), observamos que se encuentra precipitado en el interdendrítico. Debido a la coincidencia en la morfología, distribución y color los mismos podrían ser los precipitados enunciados en el trabajo de Murphy, S.²⁰ que se presentan en forma de CuZn_4 . En los mapeos de composición de la figura 4-15 de las muestras 10 y 11, se evidencia la presencia de estos precipitados los cuales están compuestos únicamente por Cu y Zn por lo tanto lo más probable es que se traten de dichos precipitados. Los precipitados de Cu se encuentran siempre en la zona interdendrítica, al contrario de los de Si.

Una diferenciación de la morfología de los precipitados y las partículas se llevó a cabo como se describió en el punto 4-4-2, esto permitió realizar posteriormente los estudios de distribución de partículas, los cuales fueron realizados mediante técnicas de observación visual. Así queda marcado que los precipitados de Si se presentan con una tonalidad gris más clara que las partículas de SiC a la observación óptica y no presentan recortes angulosos.

Además las partículas de SiC se distribuyen preferentemente en la región interdendrítica. Las zonas irregulares que se observan en el borde de las matriz, por ejemplo en la figura 4-21 denotan la presencia de las partículas de SiC como lo marcaron los mapeos que fueron realizados en estas muestras.

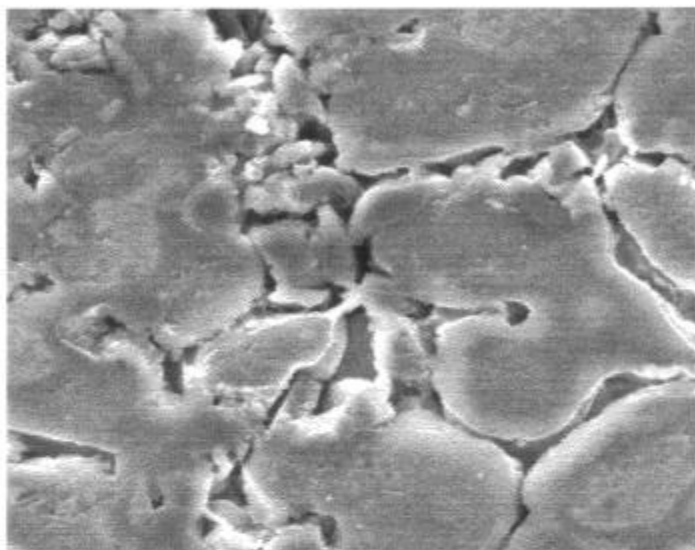


Figura 4-21 Micrografía electrónica de la Muestra 10, (800X) se pueden ver en el interdendrítico la cantidad de partículas de SiC.

En los distintos trabajos encontrados en la bibliografía ^{82,83,84,85} no se reporta la ubicación de las partículas, pero en los estudios realizados por Karni, N. et al. (1994)¹² indican que la presencia de las partículas de SiC en las aleaciones ZA27 no afecta las características de la estructura y la distribución de elementos en la aleación.

Condiciones de solidificación de las aleaciones, porosidad e incidencia de los elementos en las mismas.

Las aleaciones ZA27 presentan defectos inferiores de contracción conocidos como USD (Underside Shrinkage Defects). Estos defectos como se vio en el capítulo 2 son minimizados por vertidos a baja temperaturas las cuales no superen los 560 °C, y la adición de algunos elementos.

En este caso las aleaciones ZA27 fueron vertidas a temperaturas máximas de 560 °C, con la cual no se observó presencia de defectos inferiores, por lo tanto se adoptó esta temperatura como la máxima temperatura de vertido de la aleación en los moldes. La temperatura de vertido de 560 °C es aproximadamente 60 °C superior a la temperatura media del líquido cuando está sobrecalentado por lo que el tiempo en estado líquido de la aleación es bajo, y los defectos por USD se ven

reducidos. Estos resultados coinciden con los resultados reportados en la literatura^{17,18} sin embargo los resultados obtenidos aquí muestran que existen casos como los de las aleaciones ZA27 con contenidos de Si, Cu y SiC en que al verter la aleación con bajo sobrecalentamiento se obtienen probetas con porosidad interdendrítica.

En las figuras 4-1, se observan porcentaje de porosidad interdendrítica en las aleaciones ZA27. Los análisis de las micrografías muestran que los poros se encuentran en el interdendrítico, lo que daría a suponer que la aleación cuando se encuentra en estado pastoso, no llega a rellenar todos los espacios interdendríticos por lo cual se forman cavidades en los mismos, que no contienen aleación. En la misma figura observamos la punta de una dendrita formada en una cavidad en la parte inferior de la probeta. Explicación de los mecanismos de solidificación de las aleaciones ZA27 y de cómo se forman los defectos de USD y porosidad se encuentran en la bibliografía tal como se mencionó en el capítulo 2 en el punto 2-2, pero todavía estas explicaciones no logran dar un completo entendimiento del proceso involucrado en la solidificación de esta aleación.

Inclusive en trabajos realizados por Savaskan, T. et al. (1987)¹¹ se observa en las micrografías que las aleaciones ZA27 presentan una distribución de porosidad interdendrítica, aún cuando la temperatura de vertido es tan baja como 460 °C.

Los defectos de porosidad se ven acentuados en las aleaciones ZA27 + Si donde hemos observado en el punto 4-2-2 y en la figura 4-5 que se produce un aumento de porosidad local con la aglomeración de precipitados de Si, en las zonas superiores de la aleación. La baja adhesión entre los precipitados de Si y la aleación líquida producen el aumento de porosidad en las zonas de mayor contenido de Si, aunque sigue siendo difícil de explicar el mecanismo que lo produce, dado que los precipitados de Si se encuentran principalmente distribuidos en el centro del corte de las dendritas, mientras que los poros se ubican en los espacios interdendríticos de la aleación.

En el caso de las aleaciones ZA27 + Si + Cu, hay que diferenciar dos situaciones; en las aleaciones que presentan composiciones de Cu menores al 1%, la cantidad de poros en el interdendrítico es pequeña; en el caso de las aleaciones ZA27 con contenidos de cobre mayores al 2%, donde se evidencian la presencia de precipitados de Cu en el interdendrítico, observamos que los poros, (figura 4-13 y 4-16), se encuentran en la región interdendrítica, los poros que se producen en estas aleaciones son mayores a los observados en las dos aleaciones anteriores (ZA27 y ZA27 + Si). Esto indica que se produce un aumento de la porosidad interdendrítica por la adición de este elemento, además la porosidad aumenta localmente con la presencia del Cu. El mismo efecto fue también observado en las

aleaciones con diferentes contenidos de Si, encontrando que la cantidad de poros aumenta con una mayor concentración de Si, además encontramos un aumento de la cantidad de poros según el tamaño de las colonias de Si.

Para las aleaciones con partículas de SiC, con contenidos de Cu menores del 1% no se observa gran presencia de poros, solamente encontramos en la zona interdendrítica una distribución de partículas de SiC no bien adheridas las cuales dejan zonas del interdendrítico sin rellenar.

La formación de porosidad en las aleaciones ZA27 y ZA27 con aleantes en principio puede ser explicado por la presencia de gas disuelto y/o defectos de porosidad ocasionados por diferentes factores en la solidificación, enunciado por Fleming, M (1974)⁸⁶. Aunque en estas aleaciones en particular los mecanismos puestos en juego en la formación de poros no son sencillos de dilucidar. Uno por la forma de solidificar de estas aleaciones que aún necesita de mayor trabajo de investigación (capítulo 2) y otro por la presencia de los diferentes elementos aleantes que se encuentran en solución sólida y precipitados con diferentes morfologías en diferentes zonas de las aleaciones.

5- RELACIONES ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA ESTRUCTURA DE LA ALEACIÓN

5-1 Mediciones de durezas y metalografía cuantitativa.

Ensayos de durezas fueron realizados en la muestra 10 (ZA27 + 15%SiC), en distintas posiciones en la dirección de solidificación. En estas mismas posiciones se realizó metalografía cuantitativa según las técnicas indicadas en 3-2-5 de la distribución de partículas de refuerzos.

En la figura 5-1 se muestran imágenes adquiridas digitalmente mediante microscopio óptico en cuatro posiciones de la probeta donde fueron realizados los ensayos, en la misma figura se puede observar en todas las posiciones la presencia de las partículas de SiC y la forma que de los granos de la aleación. El tamaño de partículas presente varía entre 1,76 μm a 15,79 μm de diámetro promedio.

En cuanto a las diferentes posiciones podemos ver que:

En la posición 1 vemos que no se observan partículas de tamaños mayores a 8,77 μm . En tanto que en las otras posiciones vemos que estos tamaños ya comienzan a presentarse con mayor importancia, siendo la posición 3 y 4 las que tienen mayor porcentaje de los mismos.

En la posición 2 la distribución de partículas presenta una distribución más homogénea que en las otras posiciones.

En tanto que en la posición 3 observamos una gran presencia de partículas de 3,51 μm de diámetro promedio, siendo esta cantidad unas tres veces mayor con respecto a las que encontramos en las otras posiciones.

En la tabla 5-1 se presentan los datos para los correspondientes estudios metalográficos realizados, en la misma se encuentran los datos condensados del proceso de adquisición, donde puede observarse en la columna 1 las diferentes posiciones, en la dos el tamaño de grano (Abrams) según norma ASTM, por otro lado en la columna 3 se presentan los valores de la fracción de volumen interdendrítico que encontramos en cada posición de la aleación. En las siguientes columnas se presentan los datos de los diámetros promedio de partículas, el N° de partículas/mm², la fracción en volumen calculada en las distintas posiciones de partículas, tamaño de grano promedio en (μm), y la dureza Brinell tomada en cada posición.

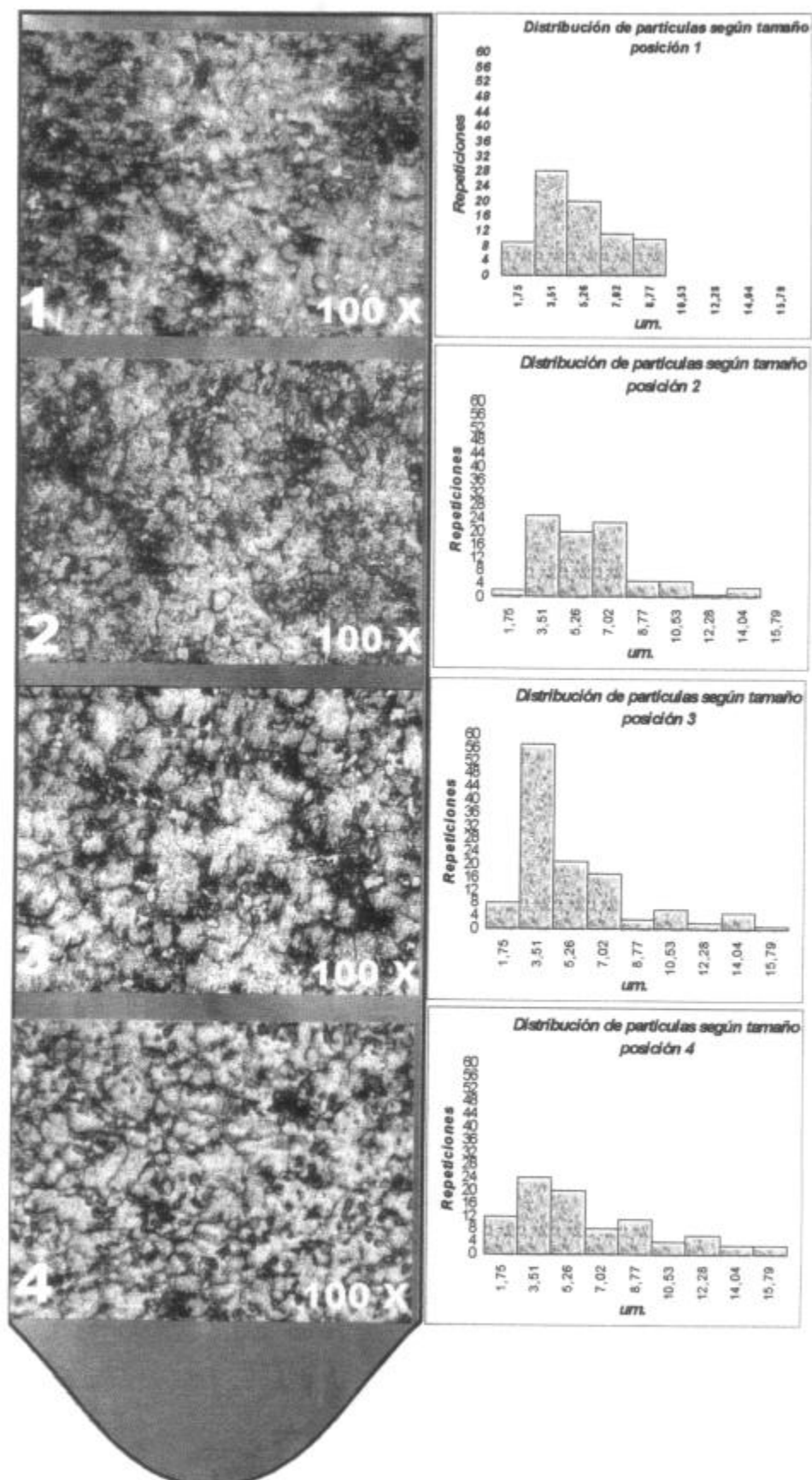


Figura 5-1. Distribución de partículas según la posición

Tabla 5-1 Datos obtenidos de la estructura de la aleación por metalografía cuantitativa

Posición	Abrams ASTM N°	Fracción en Volumen Interdendrítico	Diámetro promedio partícula ($\mu\text{m.}$)	N°partículas/ mm^2	Fracción en vol. calculada	Tamaño de grano promedio ($\mu\text{m.}$)	Dureza promedio HB
1	5,1	29,38	4,08	1142	1,49	50,15	65,5
2	5,2	32,5	5,41	1079	2,48	38,94	72
3	4,86	30,94	4,93	1828	3,49	41,64	68,05
4	5,1	28,13	6,65	1155	4,01	39,34	76,55

5-2 Análisis de resultados.

Los ensayos de dureza realizados en las cuatro posiciones donde se realizó metalografía cuantitativa se muestran en la tabla 5-1.

En la figura 5-2 la dureza promedio se grafica en función de la fracción de volumen de partículas. En la figura se observa un leve aumento de la dureza con el aumento de la dureza con el aumento en el volumen de partículas.

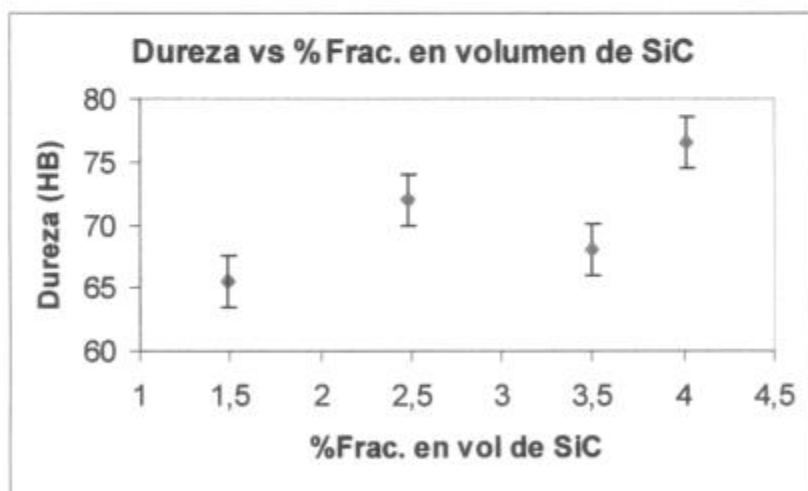


Figura 5-2 Dureza vs % fracción en volumen de partículas de SiC.

Aunque vemos que una correlación no tan directa se da en contenidos de 2% a 4% en volumen de partículas de SiC. En la tabla 5-1 vemos que en la posición 2 el diámetro promedio es mayor que en la posición 3, aunque en la posición 3 el N° de partículas/mm² es mayor que en la dos, lo que le da en definitiva un mayor porcentaje en volumen de partículas de SiC en la posición 3. Aunque pese a este mayor porcentaje en volumen de partículas el valor de la dureza no es mayor que en la posición 2, lo que lleva a suponer que puede existir una relación entre el diámetro promedio de partículas y la dureza.

En la figura 5-3, se presenta esta relación de la dureza en función del diámetro promedio de partícula, podemos notar un aumento lineal de la dureza en función del diámetro, quizás debido a que la dureza es una medida superficial de un material donde la presencia de partículas incide directamente.

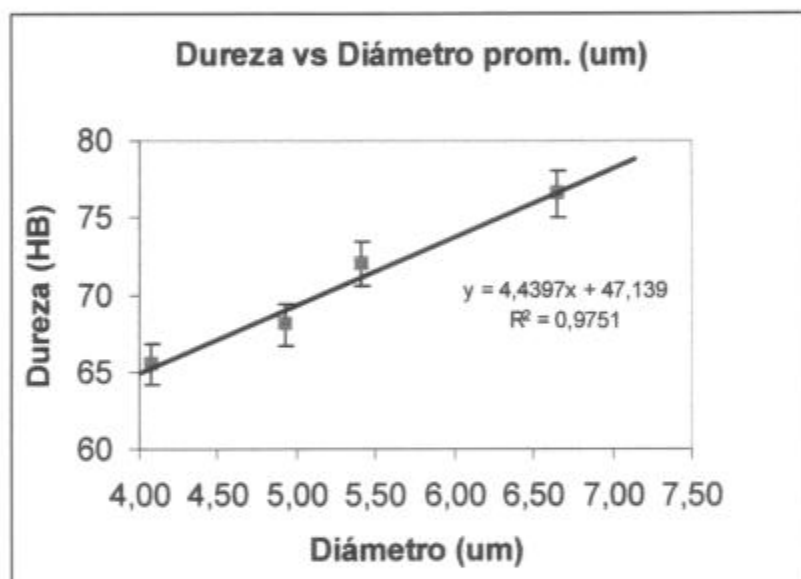


Figura 5-3 Dureza (HB) vs Diámetro promedio de partícula en μm .

Otros análisis realizados del tamaño de grano en función del porcentaje en fracción de volumen de las partículas se presentan en la figura 5-4, donde se observa que hay una relación entre estas variables, que marcan un descenso del tamaño de grano con respecto al % en volumen de partículas de SiC.

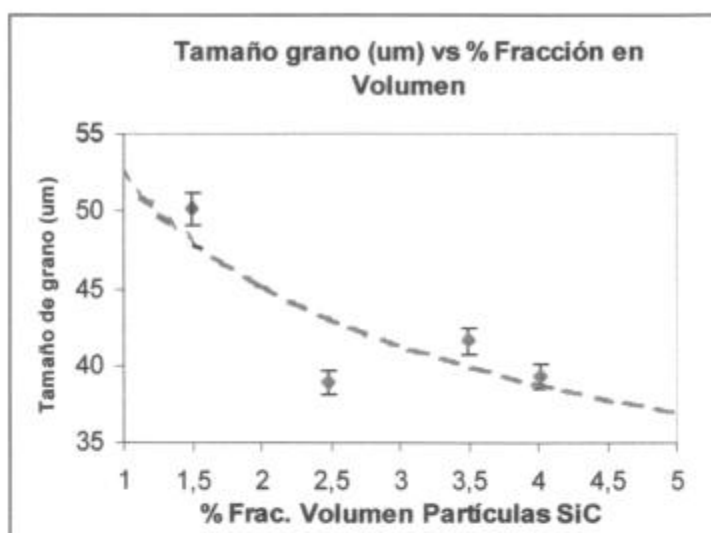


Figura 5-4 Tamaño de grano (μm) vs % Frac. Volumen de Partículas de SiC

6- ESTABILIDAD DIMENSIONAL y DESGASTE

6-1- Estabilidad dimensional

Ensayos de estabilidad dimensional fueron realizados en una mufla a las muestras:

- 16- ZA27
- 17- ZA27 + 3,5% Si
- 18- ZA27 + 3,5%Si + 1% Cu
- 19- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% vol Csi.
- 20- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 15% vol Csi.

Por periodos mayores a 1000 hr a temperaturas de $160 \pm 2,5$ °C en los mismos no se observaron cambios en las dimensiones de las distintas muestras con el transcurso del tiempo con el equipo medido, por lo tanto se puede asegurar que la estabilidad dimensional se mantiene en el rango de 0,25%.

Después de ser ensayadas las probetas, se observaron la microestructura, para determinar la evolución de las mismas. En estas observaciones se encontró un pequeño engrosamiento de los brazos dendríticos, lo cual no fue traducido en una variación en el tamaño de la aleación.

6-2- Test de desgaste

Ensayos de desgaste fueron realizados a diferentes cargas (3, 5, 8 kg) en condiciones secas y lubricadas de las mismas aleaciones en las que se realizó los ensayos de estabilidad dimensional; 16, 17, 18, 19 y 20:

Se realizaron ensayos de desgaste en un equipo de fabricación propia y en un equipo Dow- Corning

6-3- Ensayos realizados en el equipo de fabricación propia.

Los ensayos realizados con el equipo de fabricación propia se llevaron a cabo según se detalla en la sección 3-3-1 de técnicas experimentales, se realizaron ensayos en seco y lubricados por períodos de tiempos de una hora y por el mismo período subdividido en 4 subperíodos. En la tabla 6-1 se puede observar las pérdidas de peso de cada aleación en las diferentes condiciones de ensayos. En la misma se muestra la pérdida de peso obtenida cuando las muestras fueron ensayadas a diferentes cargas y además cuando fueron sometidas a diferentes condiciones de ensayo, por ejemplo en el caso que se indica 4X15 implica que el período total de ensayo de una hora fue dividido en cuatro sub-periodos entre los cuales las probetas eran pesadas.

En el caso de las probetas ZA27 + 3,5%Si y 1%Cu ensayadas a seco con cargas de 8kg. el ensayo no pudo ser completado, por lo que se indica >5%, debido

a que las pérdidas de peso fueron masivas y la aleación quedaba adherida al disco lo que impidió que el ensayo pudiera continuar, aunque se presentan las tasas promedio de estas aleaciones en la sección de discusión de resultados.

Tabla 6-1 Pérdidas de peso en los diferentes ensayos

Cond. De Lubricación	Seco				Lubricado		
Cargas	3	5		8	5		8
Periodos de tiempos	1	1	4x15	1	1	4x15	1
	Delta %wt	Delta %wt	Delta %wt	Delta %wt	Delta %wt	Delta %wt	Delta %wt
ZA27	2,1120	3,6490	4,3292	3,4742	0,0177	0,0026	0,0074
ZA27 + 3,5%Si	-	2,4129	-	>5	0,1538	-	0,0281
ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu	-	1,0216	-	>5	0,0665	-	0,0071
ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC	-	0,7303	-	4,0203	0,0148	-	0,0232
ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC	-	1,6123	-	2,1665	0,0654	-	0,0000

En la figura 6-1, se gráfica la pérdida de peso en seco para las diferentes aleaciones y cargas de 8 y 5 kg., en la misma se puede observar que la aleación base (ZA27) presenta alta pérdida de peso al desgaste, la cual es seguida por las aleaciones reforzadas por precipitados de Si y una baja reducción en la pérdida de peso al desgaste se da en las probetas con precipitados de Cu.

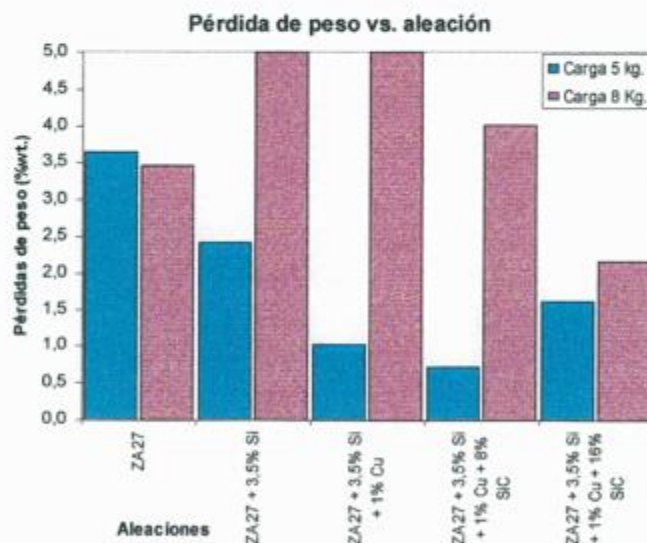


Figura 6-1- Pérdida de peso (wt%) de las diferentes aleaciones en seco.

De las observaciones, puede concluirse que bajo estas condiciones las aleaciones reforzadas con 8% SiC presentan las mejores propiedades al desgaste a cargas bajas(5 kg) respecto a las demás aleaciones, incluyendo la aleación con

mayor contenido de refuerzo de SiC. Con respecto a esta última aleación se podría suponer que un cambio en los mecanismos de desgaste se lleva a cabo, debido que a cargas elevadas las aleaciones con mayor % de refuerzos presentan mejor resistencia al desgaste.

En el caso de los ensayos realizados bajo condiciones de lubricación se observa que todas las aleaciones presentan pérdidas de peso menores al 0,1%wt. Excepto la aleación que contiene Si con un valor levemente mayor. Sin embargo en todos los otros casos las pérdidas son pequeñas como para considerarlas significativas, además de estar en el rango del error experimental de trabajo.

Se puede concluir que bajo condiciones de ensayo lubricados las 5 aleaciones presentan pérdida por desgaste despreciable.

A continuación se detallarán los resultados para cada aleación en lo que respecta a las observaciones realizadas en microscopios ópticos y en SEM de las superficies de desgaste.

6-3-a- Ensayos en seco – Estudios de la superficie de desgaste

6-3-a-1- Aleación ZA27

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones ZA27 ensayadas en seco con cargas de 5 kg. se puede observar que en el borde de entrada del disco en la muestra el material es desprendido del borde de la misma, y en el borde de salida se encuentra un depósito de material como vemos en las figuras.

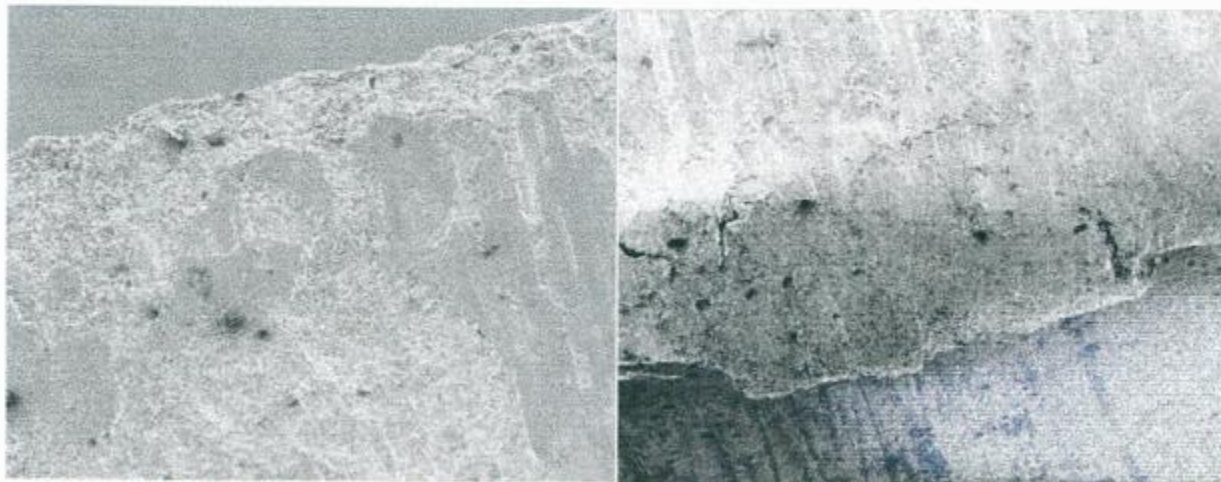


Figura 6-2 Lado de entrada del disco, se observa una zona donde el material fue arrancado de la muestra. Fotografía obtenida en SEM a 100X (CNEA).

Figura 6-3 Salida del disco de la muestra, zona donde fue el material desplazado a la zona de salida. Fotografía obtenida en SEM a 100X (CNEA).

Esto indica la presencia de una alta deformación plástica y remoción de material en la probeta desde la entrada del disco a la salida del disco.

En la figura 6-4 se observa un surco de aproximadamente 25 μm en el centro de la muestra, el cual pudo haberse formado por vestigios de material adheridos al disco y que volvieron a pasar por la superficie de la probeta. En la micrografía se presenta la composición de los elementos en el surco y fuera de él

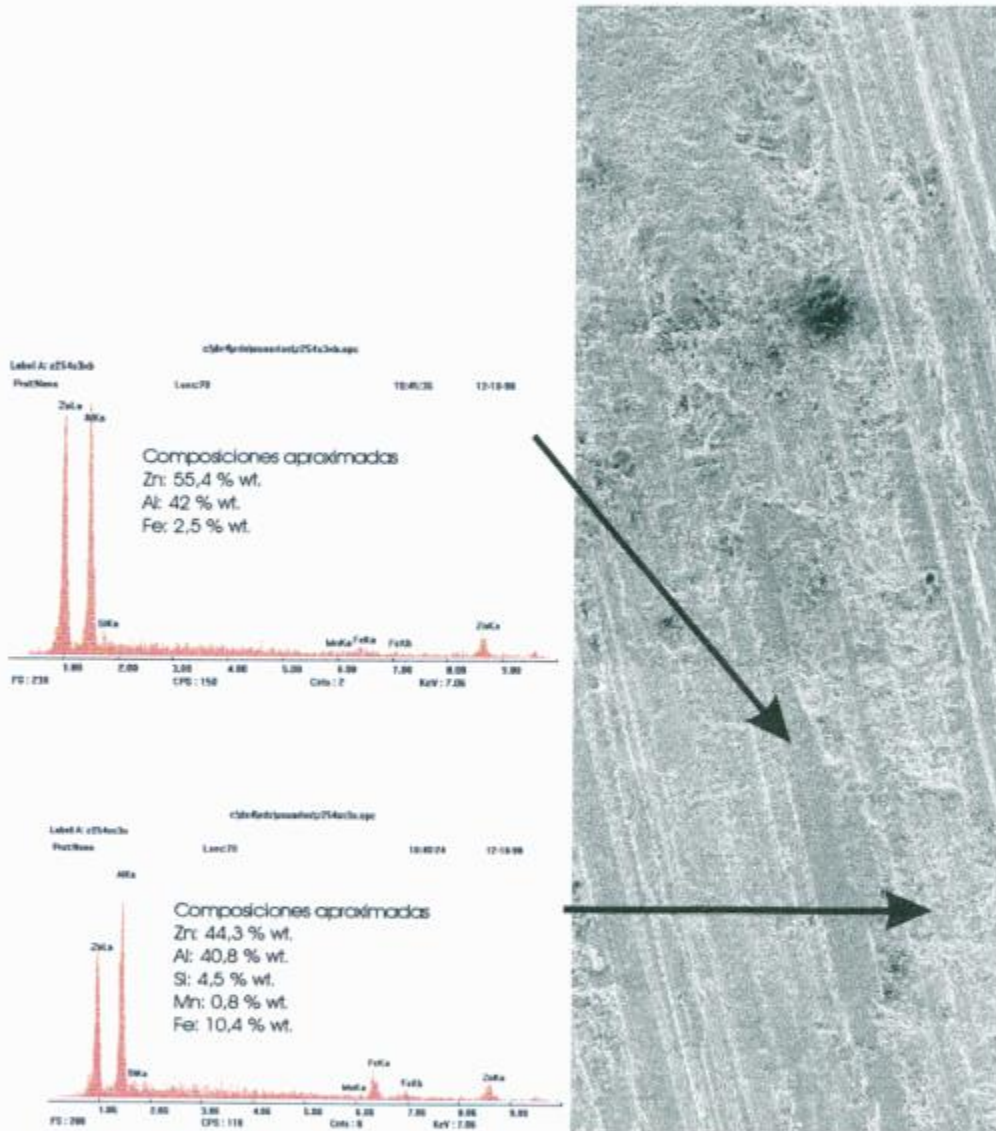


Figura 6-4- Detalles de la composición en las zonas cercanas al surco

Se pueden ver distintas zonas, una zona de gran deformación plástica, una de decohesión, y formación de cavidades; una segunda zona de líneas de material extruido en la dirección de deslizamiento de la aleación. Mientras que los espectros de composición muestran que hay una transferencia de elementos del

disco a la muestra, en este caso podemos observar que en la zona de extrusión donde se formo el surco solo encontramos transferencia de hierro, mientras que en la zona de cavidades se puede observar transferencia de Fe, Si y Mn. Esto confirma que se lleva a cabo una transferencia desde el disco a la muestra, ya que la probeta no contiene Fe, Si, ni Mn, y por otro lado su presencia se observa solamente preferentemente en la zona de fractura.

Carga 8 kg.

Con respecto a las probetas ensayadas con cargas de 8 kg, se observa un mayor daño en la superficie de las mismas respecto a las probetas ensayadas bajo cargas de 5 kg., un mayor daño también se observa en el surco de entrada donde existe un mayor desprendimiento de material

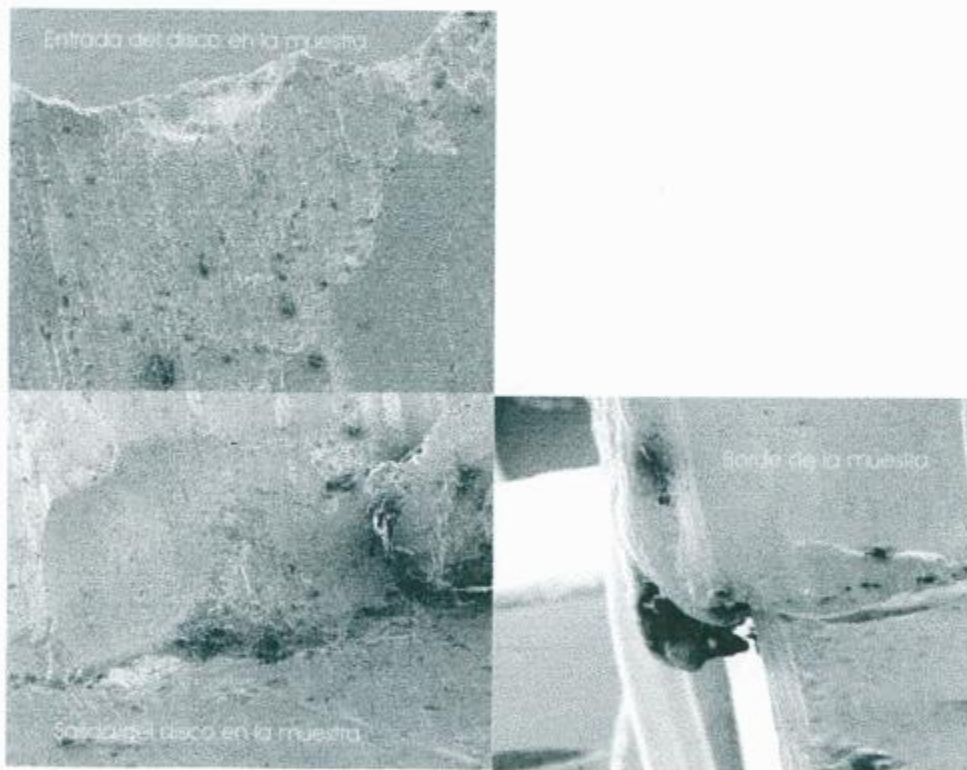


Figura 6-5 Muestra 16 carga 8 kg. se observa mayor daño sobre la superficie.
Micrografía electrónica SEM 100X

En la figura 6-6 se presentan los resultados de la composición del material en un surco. Dado la mayor concentración de los elementos Fe, Mn y Si se infiere que existe una mayor transferencia desde el disco a la probeta.

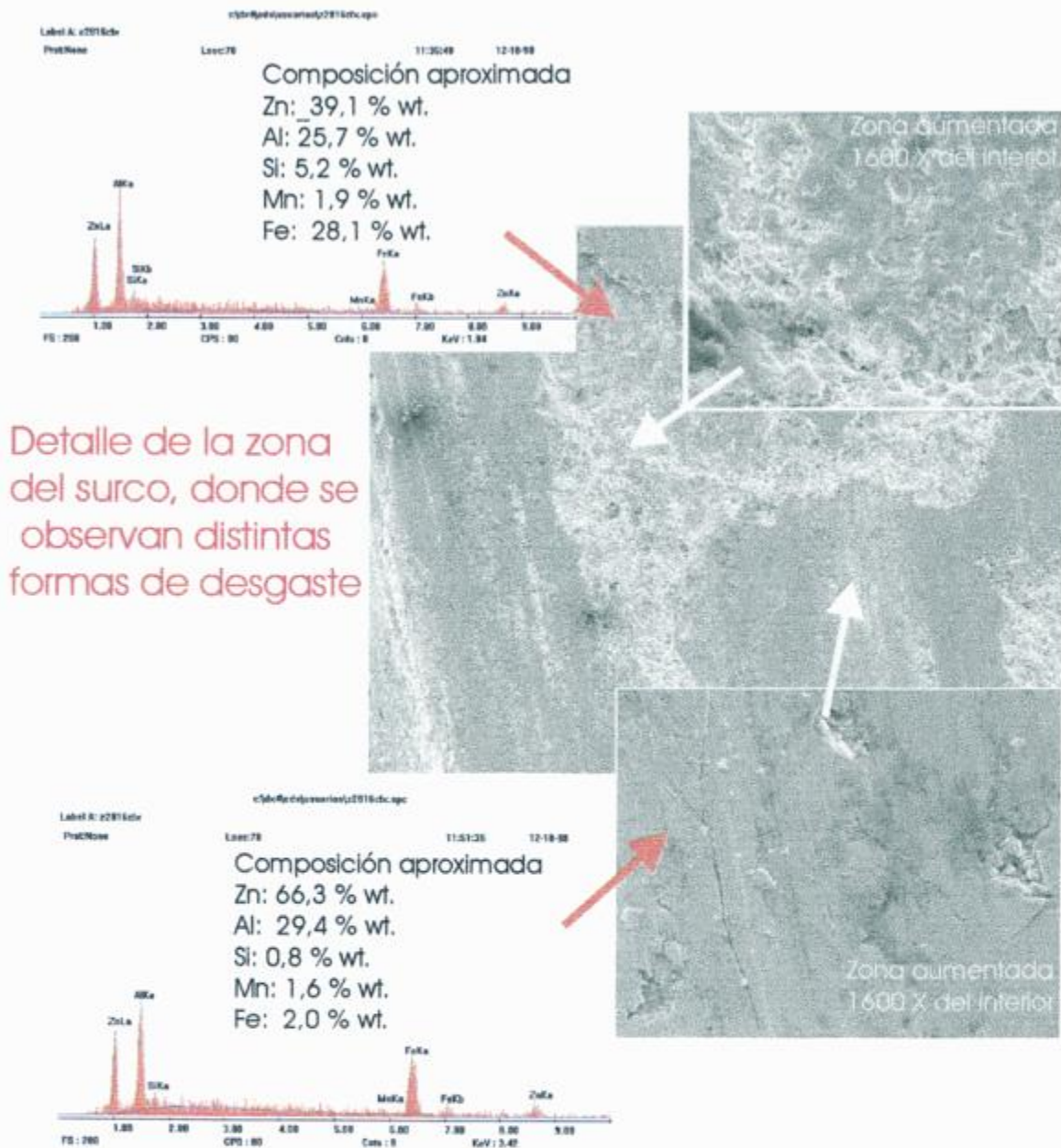


Figura 6-6 Detalle del surco y la composición de las diferentes zonas a 100X

Mas aún, como en el caso del hierro, el porcentaje presente en la zona de cavidades es de 28 % wt. y en la zona lisa del surco es de 2% wt.

Se desprende que la mayor transferencia de material del disco a la probeta se produce en la zonas decohesionadas. Similar comportamiento se observa en el caso del elemento Si, pero no en el caso del Mn.

Debris

En la tabla 6-2 se pueden presenta la composición semicuantitativa obtenida mediante EDAX de los debris. La primera observación es que los mismos presentan una composición homogénea, de mayor a menor la concentración mayor es la del Zn, seguido por el Fe, Al, y una baja composición de Si.

Tabla 6-2 Composiciones aproximadas de los debris ZA27 en seco con carga 5 kg.

	Zn(%wt.)	Fe(%wt.)	Al(%wt.)	Si(%wt.)
Debris 1	78.483	14.097	7.025	0.395
Debris 2	83.847	12.239	3.565	0.349
Debris 3	77.839	15.421	6.325	0.415

En la figura 6-7 donde se presentan los diferentes espectros EDAX obtenidos de los debris recogido de la aleación ZA27 ensayada a 8 kg, (Se nota una diferencia entre la composición puntual y promedio de las distintas zonas de los debris), en la micrografía 1 tomada en el SEM se puede observar dos partes en los debris una parte lisa y otra porosa (similar a la zonas decohesionadas en las probetas), como si fueran dos las zonas de formación de los debris. Observaciones más precisas, por ejemplo como de la micrografía 2, muestran que los diferentes debris están formados por pequeñas partículas, los cuales se aglutinan para formar los debris de tamaños mayor. En la micrografía 3 se pueden observar dos partículas de tamaños promedios de 10 μm y 15 μm de las cuales la partícula mayor más rica en Fe que la de menor tamaño. Estos conjuntos de pequeñas partículas, o polvo metálico, están aglomerados y compactados para formar los debris de diferentes tamaños. Las composiciones generalmente se mantienen en un rango donde los debris formados y aplanados son más ricos en Zn, como se detallo en la tabla 6-2, en menor proporción en Fe, y seguidos por el Al, y porcentajes menores de Si.

Aunque resulta difícil explicar las diferencias de composiciones encontradas en los polvos que todavía no están compactados, con las zonas compactadas, sin embargo teniendo en cuenta que las temperaturas adquiridas a cinco milímetros de la superficie de la probeta llegan a los 150 °C, sería posible atribuirle a las altas temperaturas encontradas en las zonas de las crestas y compactación de los debris, una reacción de no equilibrio que forman algún compuesto como los atribuidos aquí.

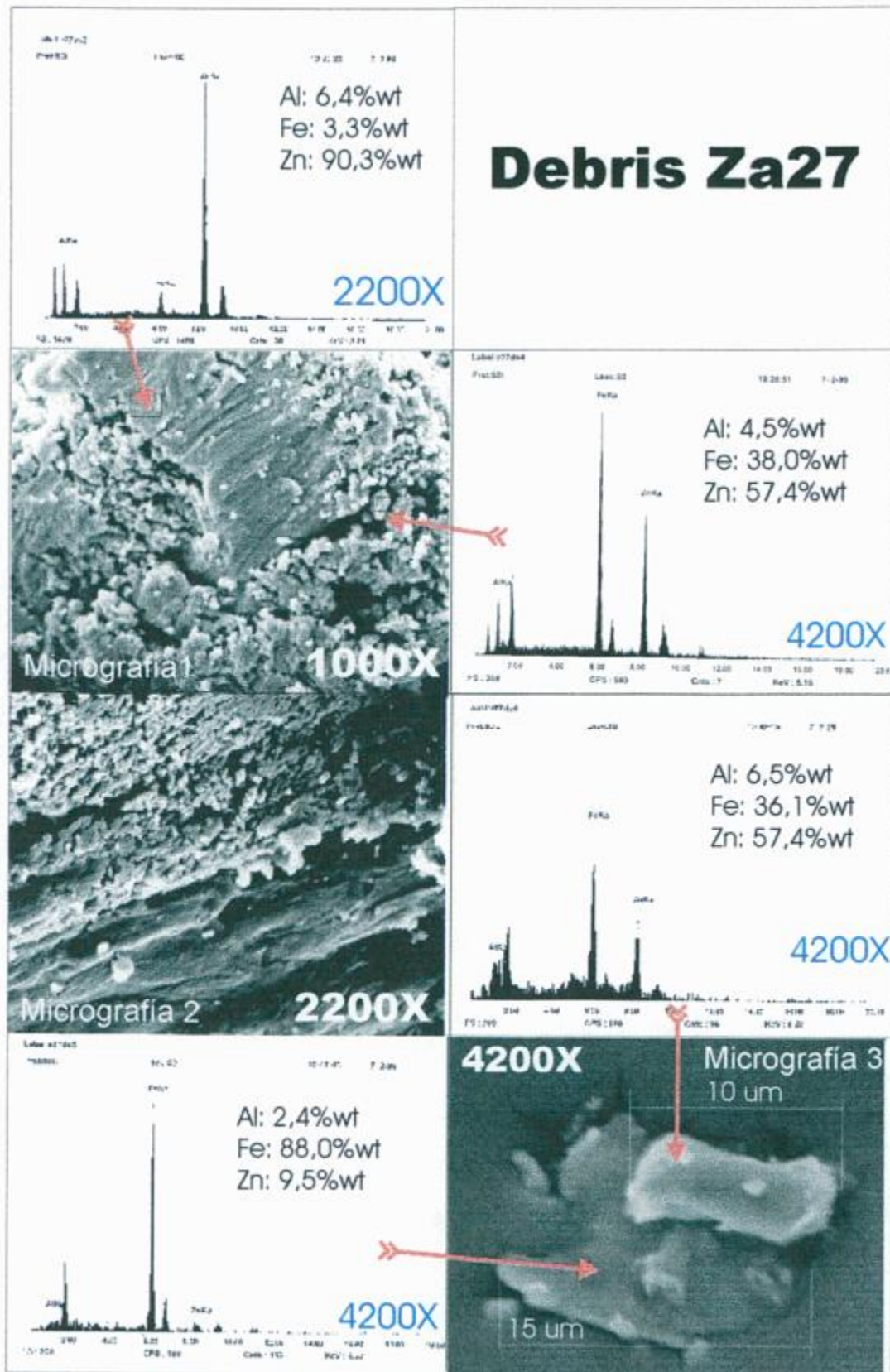


Figura 6-7 Debris de las aleaciones ZA27 (SEM – CNEA), composiciones cualitativas.

6-3-a-2- Aleación ZA27 + 3,5 %Si

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si ensayadas en seco con cargas de 5 kg. se observan las dos mismas zonas vista en las probeta ZA27 una zona de decohesión y una de extrusión lineal del material (lisa).

En la figura 6-8 observamos la presencia de surcos en la superficie del material, en los cuales encontramos las dos zonas mencionados, las cuales se encuentran distribuidas de forma homogénea en la superficie desgastada.

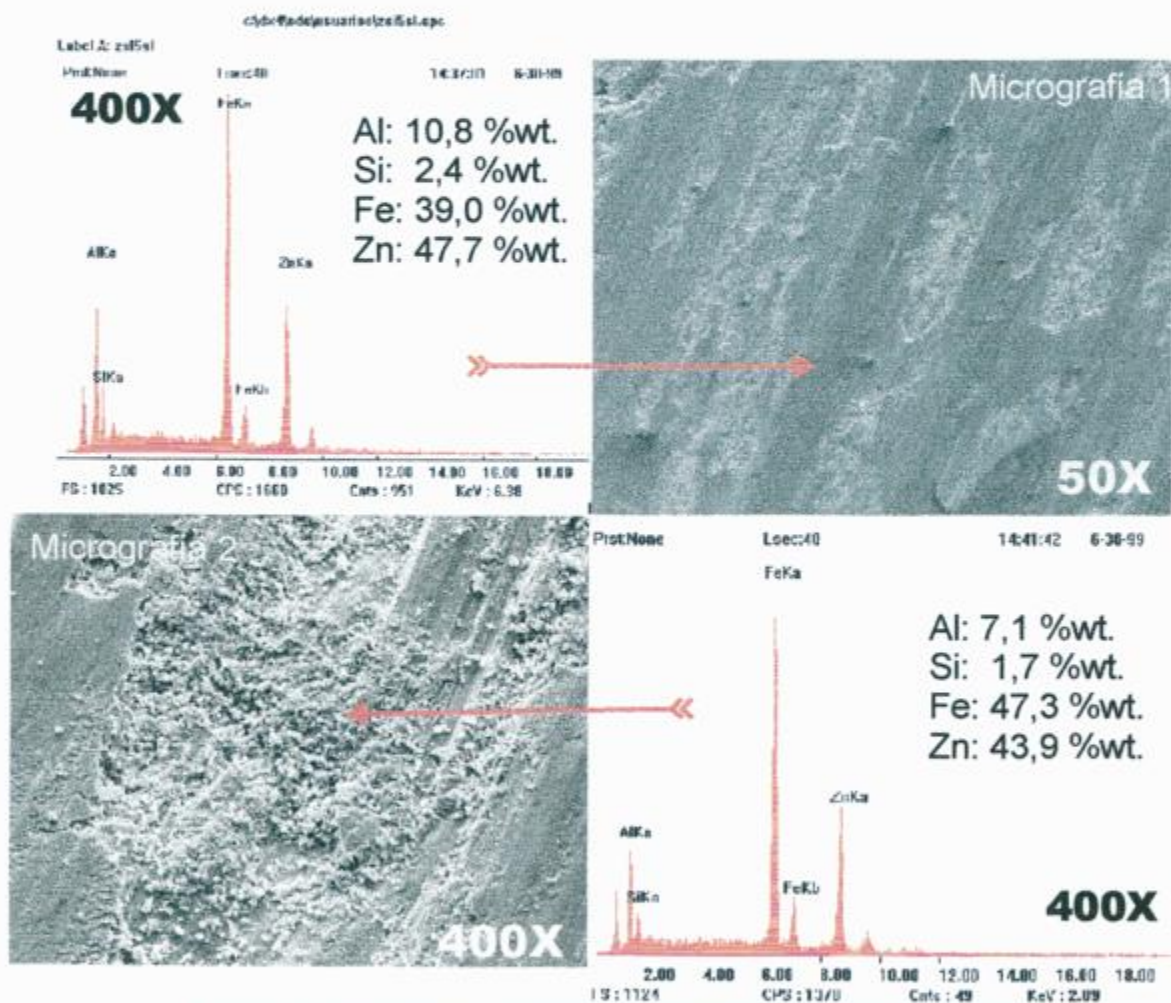


Figura 6-8 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste.

Las zonas lisas que se observan en la figura 6-8 (micrografía 1) como superficies lisas son zonas con menores contenidos en Fe y las zonas decohesionadas que tienen una superficie rugosa (micrografía 2), presentan mayores contenidos de este elemento. Aunque en las dos zonas los contenidos de

Fe son mayores, que en las aleaciones ZA27, ensayadas con la misma carga. Un aumento en la composición de Si también fue encontrado en las dos zonas

Carga 8 kg.

En este caso las probetas ensayadas perdieron gran cantidad de material por el desprendimiento de fragmentos de aleación, esto llevó a discontinuar los test de ensayos.

Debris

Los debris formados tenían forma de láminas trapezoidales, como se observó en los debris de la aleación ZA27, se observaron dos zonas, una zona rugosa más pobre en Zn y Si y una zona lisa compactada más ricas en dichos elementos.

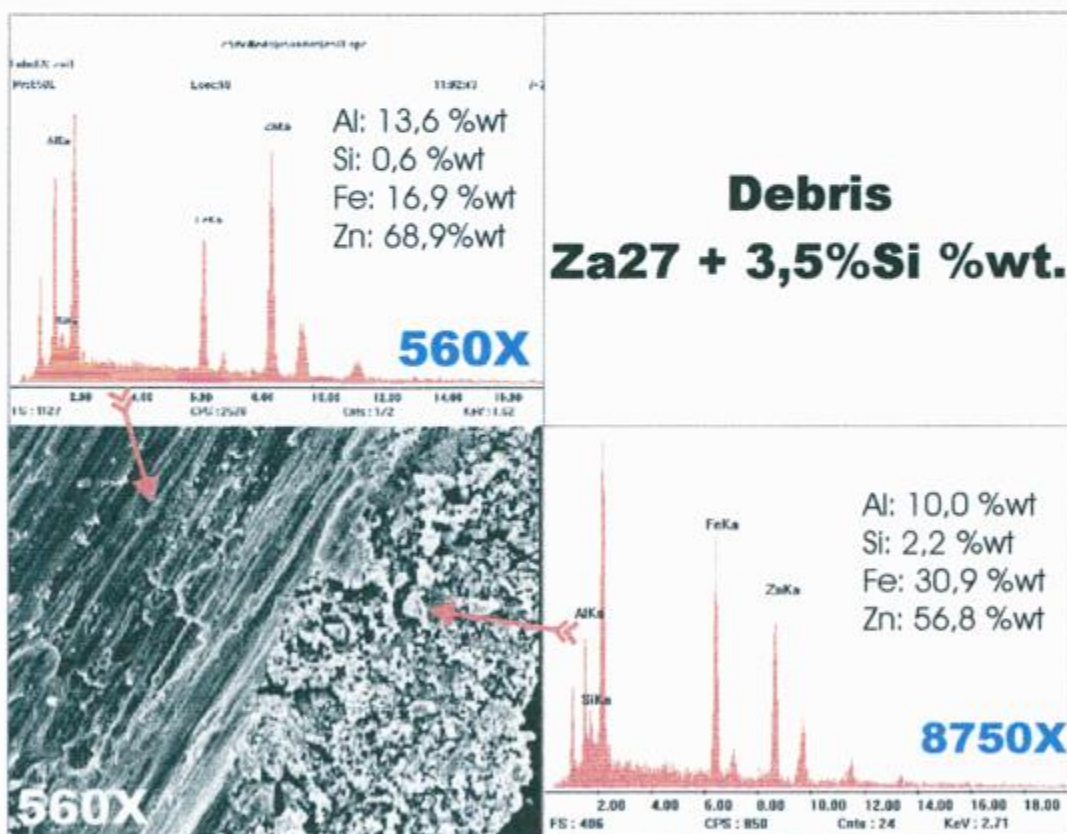


Figura 6-9 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si wt. (SEM – CNEA), composiciones cuantitativas.

De los análisis de los diferentes espectros EDAX se obtiene que los valores promedios de Al se mantuvieron constante en todos los debris analizados y que los mismos tenían composiciones similares.

6-3-a-3- Aleación ZA27 + 3,5 % Si + 1 % Cu

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones con contenidos bajos de Cu, ensayadas en seco con cargas de 5 kg. se observa en las superficies de desgaste elevaciones en los contenidos de Al.

Además se observa en las superficies ensayadas un menor número de zonas decohesionadas (superficie rugosa) y sí un aumento de las zonas lisas o de extrusión lineal de material (superficie lisa) respecto a las aleaciones ZA27 y ZA27 + 3,5%Si.

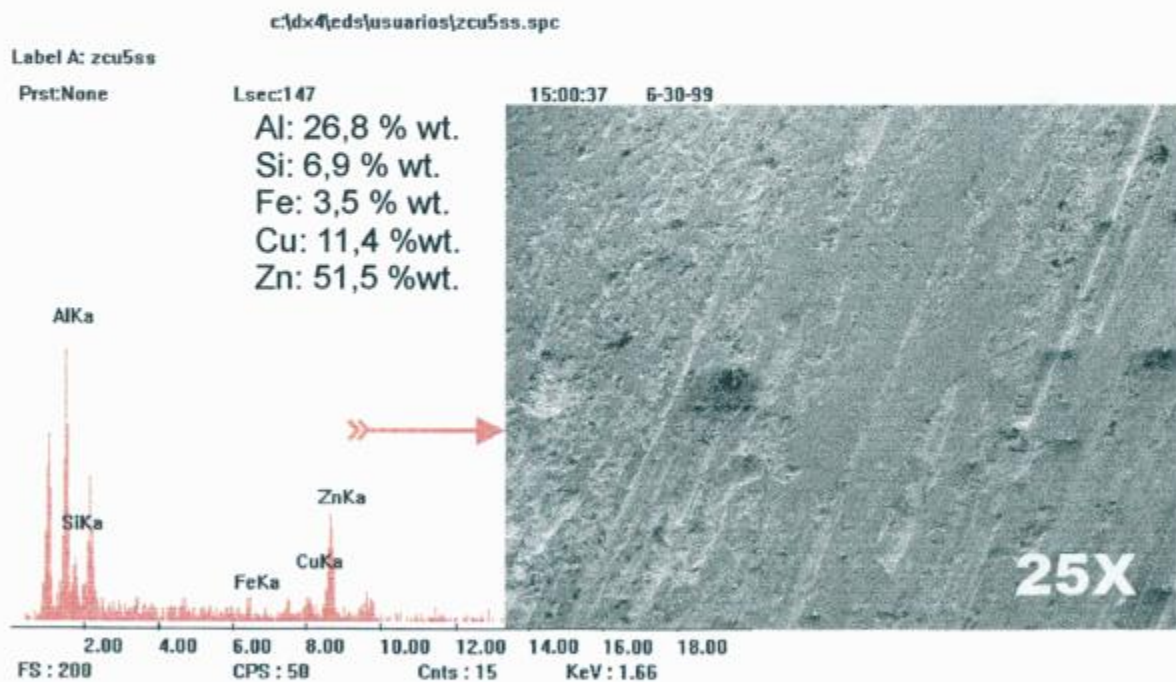


Figura 6-10 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste.

Carga 8 kg.

En este caso nuevamente las probetas ensayadas perdieron gran cantidad de material por el desprendimiento de fragmentos de aleación, esto llevó a discontinuar los test de ensayos

Debris

Los debris presentaban una forma diferente a los debris de las aleaciones que contenían Si, teniendo una forma más compacta y rectangular, Tal como se observa en la figura 6-11. Los análisis de composiciones muestran que los debris contienen Fe, las concentraciones de Si es la misma que en la probeta, y las composiciones de zinc son más elevadas que la concentración nominal de la probeta.

No se observaron como en los debris de las aleaciones anteriores las zonas de rugosas con menor contenido en Zn y Si y la zona lisa compacta con mayor composición en estos elementos, si no más bien zonas con caras recortadas y angulosas, las dos con altas composiciones en Zn.

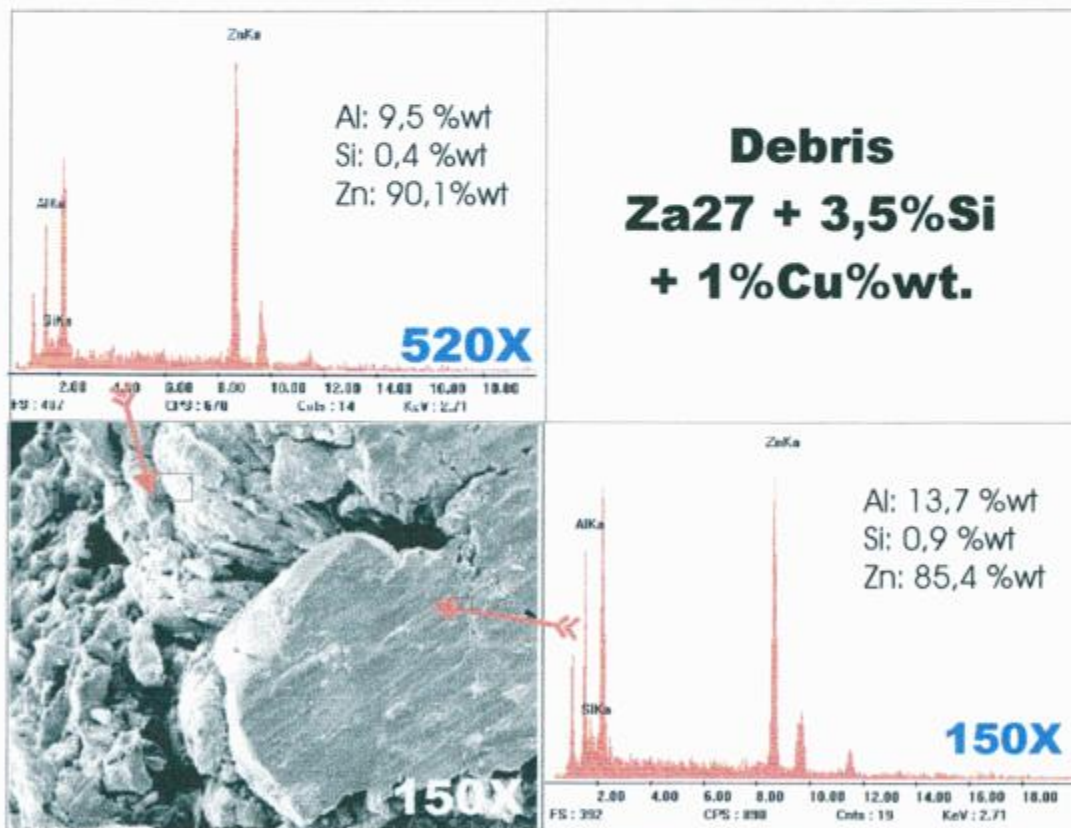


Figura 6-11 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu wt. (SEM – CNEA), composiciones cualitativas.

6-3-a-4- Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 8%SiC

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones ZA27 con 8% SiC de refuerzo las estructuras difieren mucho de las anteriores, en estos casos observamos por ejemplo en la figura 6-12, micrografía 1 el borde de la rebarba del material deformado plásticamente y acumulado en los laterales de las muestras. En la micrografía 2 se observa una vista general de las caras después del proceso de desgaste, observando la presencia de surcos también en estos casos.

En todos los casos el contenido de Al permanece aproximadamente constante, pero se observa una gran variación en el contenido de Si, Fe, y Zn en todas las micrografías.

En la micrografía 3 observamos la presencia de dos partículas una de 15 μm y otra de 27 μm , las cuales tienen composiciones diferentes y se observan a simple vista por sus características rectangulares, formas no observadas con anterioridad, es interesante recalcar la formación del bastoncillo formado de 15 μm que es rico en Fe, además la placa inferior de mayor tamaño presenta una composición cercana al del bastoncillo.

Por ultimo en la micrografía 4 observamos una partícula rectangular, rica en Fe y con mayor contenido de Si.

Es interesante notar que en estos casos las caras superficiales del desgaste difieren en gran medida de las observadas previamente, y la presencia de partículas sueltas sobre la superficie de desgaste, lo cual no fue observado en las otras condiciones de desgaste donde el material aparecía adherido a la superficie de desgaste sobre las muestras.

En todos estos casos las temperaturas de ensayos aumentaban a medida que los ensayos progresaban.

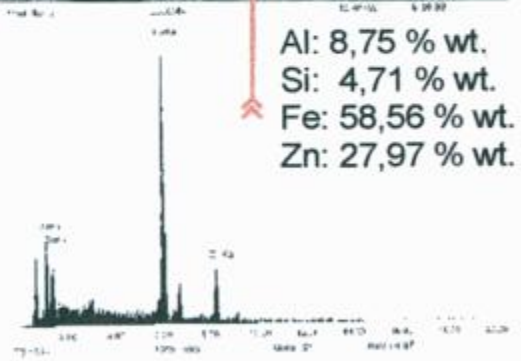
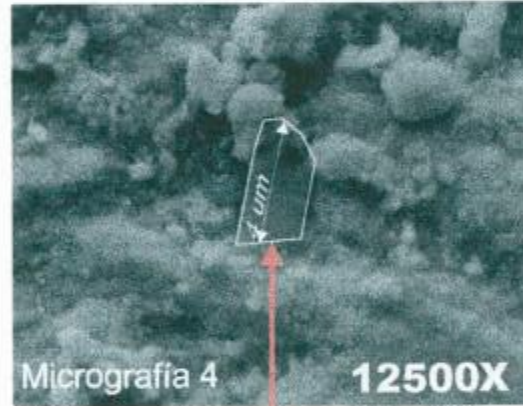
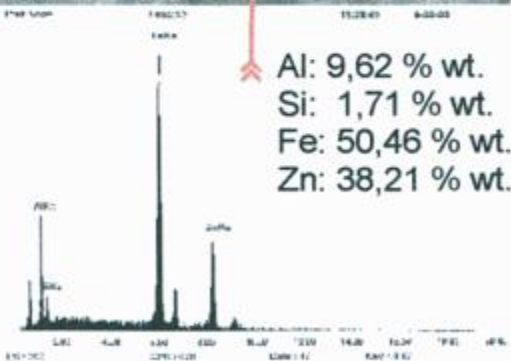
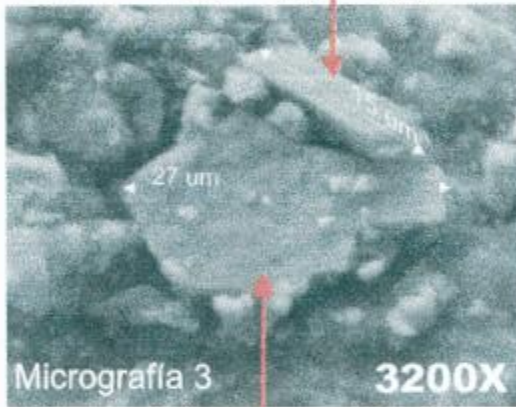
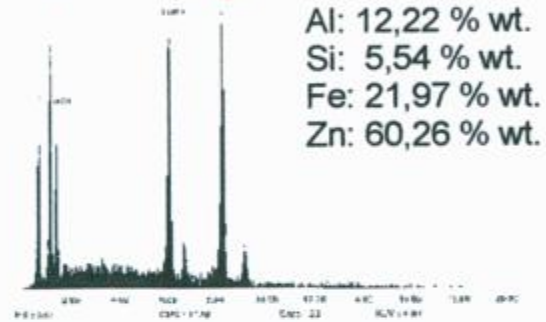
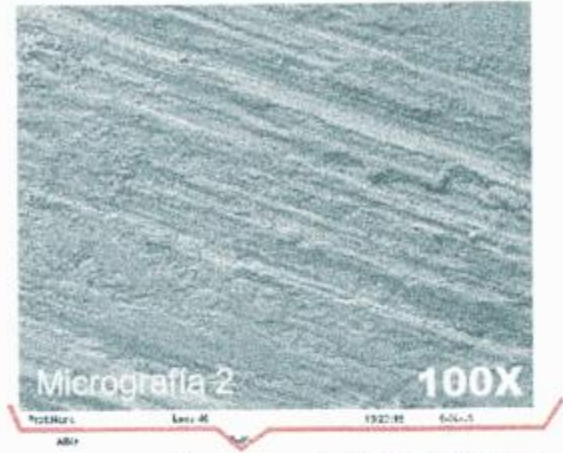
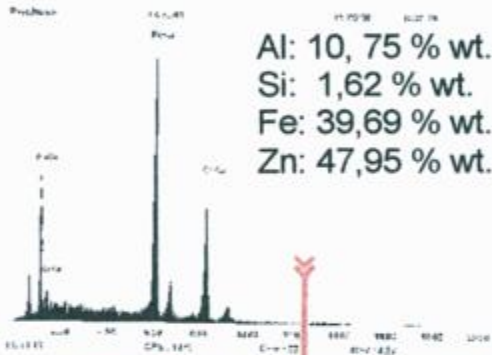


Figura 6-12 Muestra 19 características de las zonas de desgaste.

Carga 8 kg.

En este caso las probetas ensayadas perdieron material en forma de agujas discretas, al contrario de los casos anteriores de las aleaciones ZA27, y las ZA27 con contenidos de Si y Cu, donde la pérdida de estos materiales era en forma masiva.

Las aleaciones en estos casos presentaron mejor resistencia al desgaste y los ensayos podían ser realizados por el tiempo estipulado de una hora, aunque se alcanzaron temperaturas de hasta 200 °C a 5 mm de la superficie.

Debris

Los debris formados como se mencionó tienen forma de agujas, y sus superficies son rugosas pero requebrajeada como podemos observar en la figura 6-13, en la que se muestra la superficie de un debris. Se puede observar además, la unión de pequeñas partículas que van agrupándose y formando las posteriores agujas.

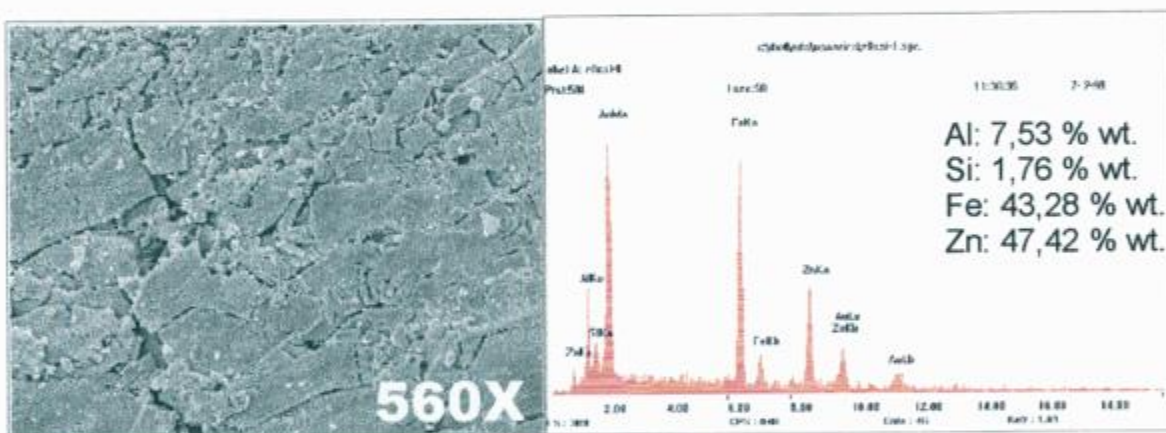


Figura 6 -13 Debris de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC wt. (SEM – CNEA), composiciones cualitativas.

6-3-a-5- Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 16%SiC

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones de la muestra 20 se observa un comportamiento similar al. En la figura 6–14 volvemos a observar la composición de las diferentes zonas de las probetas.

Encontrando la presencia de partículas, las cuales tienen composiciones altas en Fe.

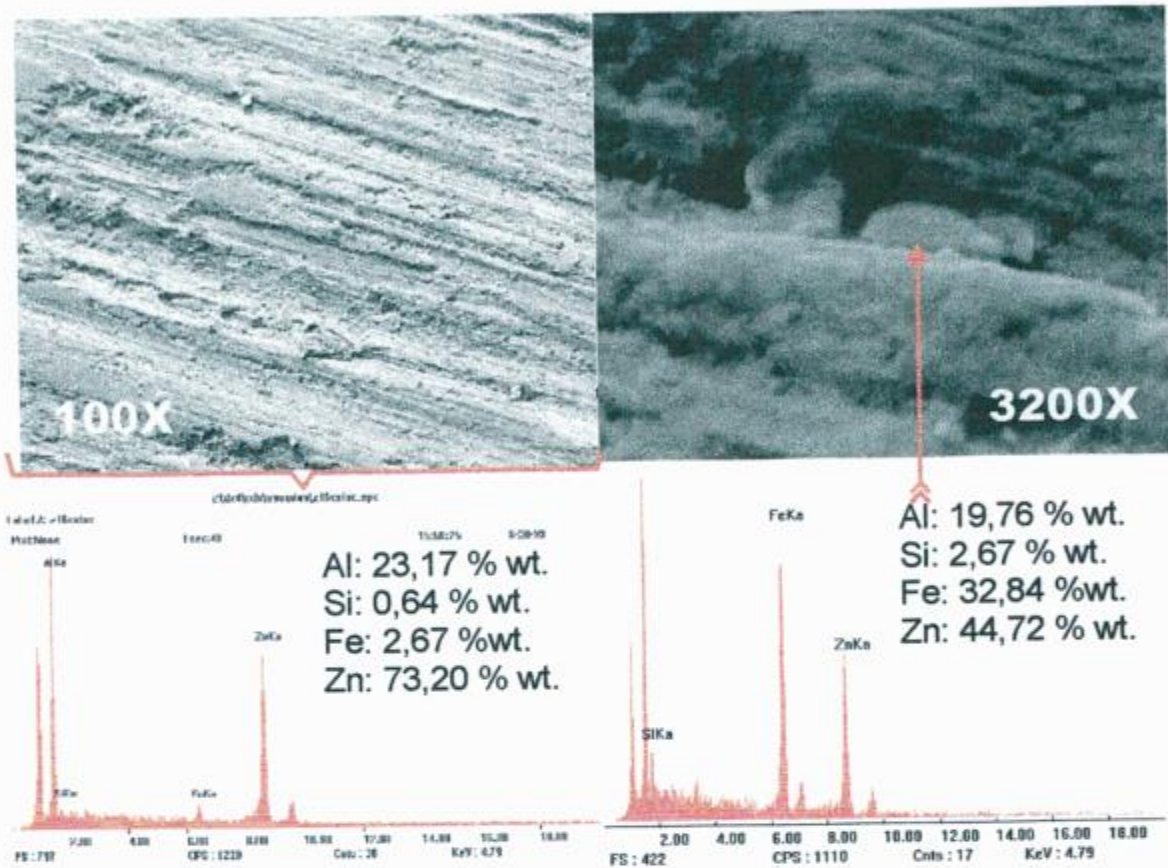


Figura 6-14 Muestra 17 diferenciación de zonas de desgaste.

Carga 8 kg.

En este caso las probetas ensayadas perdieron menos peso que las aleaciones que no contenían refuerzos y los ensayos fueron realizados por el período de una hora. Es interesante notar como ya se mencionó que, aunque estás aleaciones perdieron más pesos a menos carga que las aleaciones con menor % de refuerzo, al aumentar la carga de ensayo estás aleaciones presentaron menor desgaste, y las superficies de estas aleaciones fueron las que presentaron menos alteraciones al finalizar los ensayos.

Debris

Los estudios de los debris formados de esta aleación mostraron que las composiciones de los mismos eran similares a las obtenidas en las aleaciones con 8% SiC.

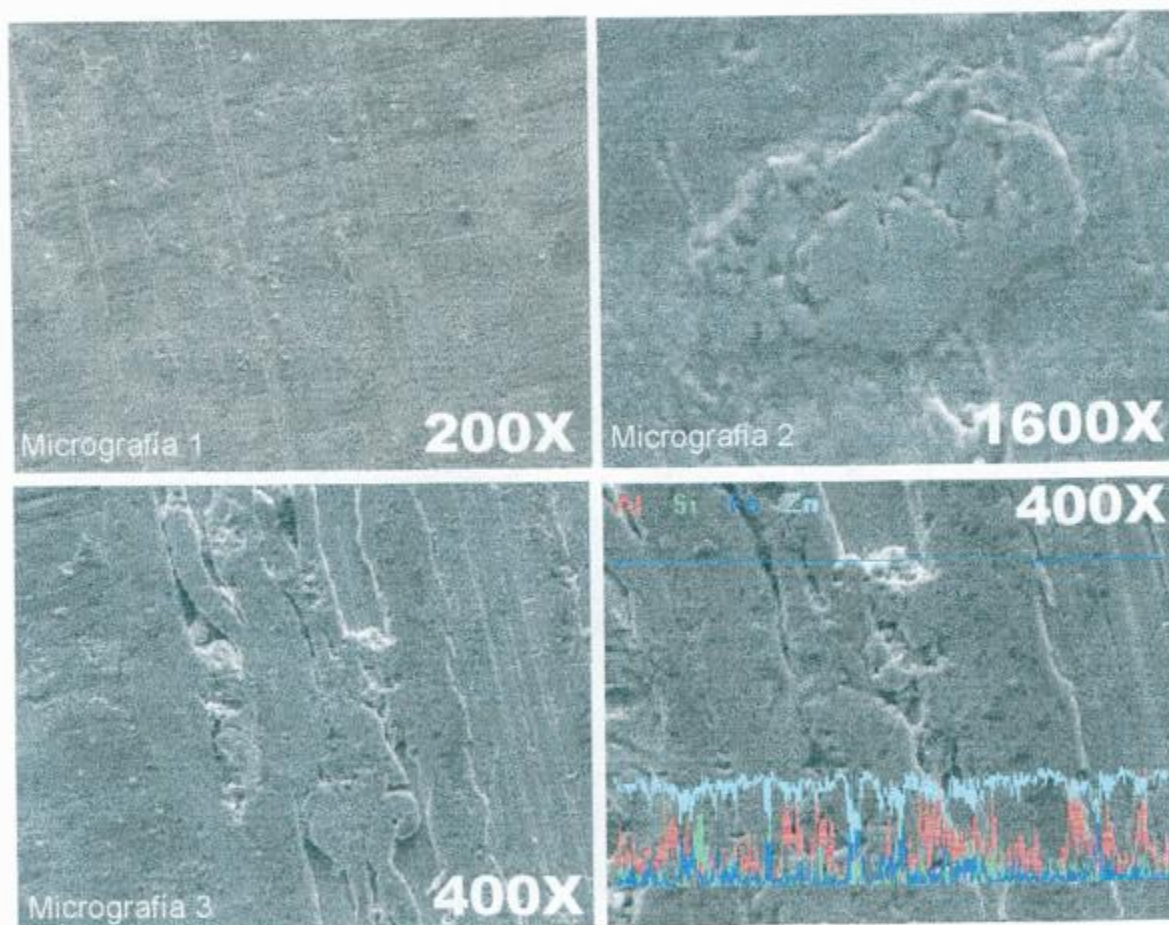
6-3-b- Ensayos lubricados- Estudios de la superficie de desgaste

6-3-b-1- Aleación ZA27

Carga 5 kg.

Las aleaciones ZA27 ensayadas bajos condiciones de lubricación fueron observadas mediante SEM, en donde aunque la pérdidas de peso fueron muy pequeñas, se observa remoción y movimiento de material de la superficie del disco a de la probeta.

En la micrografía 1 de la figura 6-15 se observa el rayado producido sobre la superficie de las muestras después de 1 hora de desgaste continuo, si se realiza un aumento como se observa en la micrografía 2 (1600X) podemos encontrar fragmentos de material de diferentes composiciones pegadas a las muestras.



	Zn (%wt.)	Al (%wt.)	Si (%wt.)	Fe (%wt.)
Micrografía 1	54,54	39,17	1,58	4,71
Micrografía 2	45,62	20,01		34,37
Micrografía 3				

Figura 6-15 Micrografías obtenidas en SEM – CNEA, a diferentes aumentos.

Debido a que los demás elementos proceden del disco de desgaste no es sencillo deducir cual es el proceso de formación de los fragmentos. En el caso de la micrografía 3 observamos un surco realizado sobre la probeta en donde posteriormente fue adherido material de diferentes composiciones como se detalla en la micrografía continua a la tres donde se superponen los espectros obtenidos.

Carga 8 kg.

Las aleaciones ensayadas con esta carga, presentaron pérdidas pequeñas de la aleación, y un comportamiento no esperado al presentar menor pérdida de peso que las aleaciones ensayadas con 5 kg.

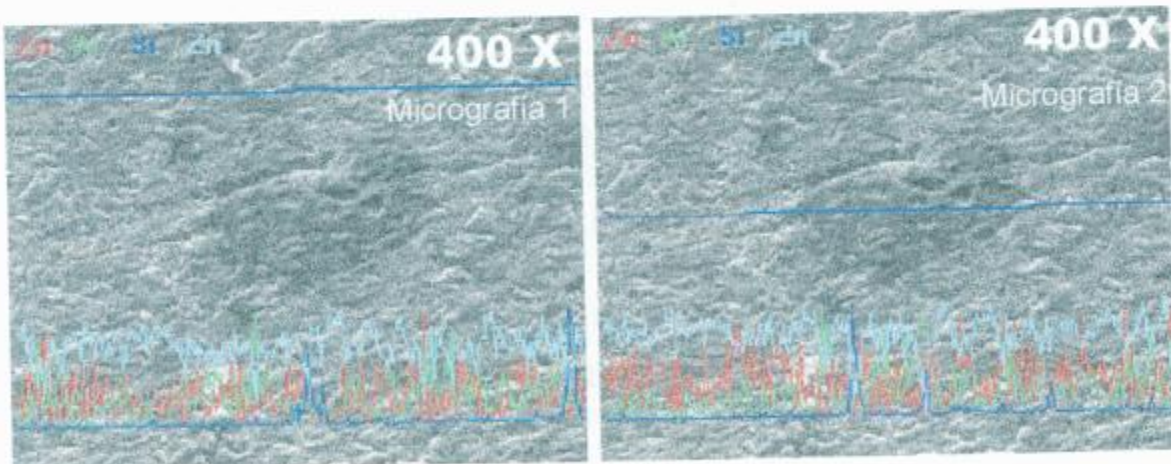
Debris

Los debris de las aleaciones ensayadas en condiciones de lubricación no fueron posibles recogerlos debido a que la pérdida de peso fue muy pequeña y no se obtuvo material desprendido.

6-3-b-2- Aleación ZA27 + 3,5 %Si

Carga 5 kg.

Las aleaciones ZA27 + 3,5%Si ensayadas bajo condiciones de lubricación no presentaron grandes cambios en su superficie, tampoco se observa transferencia de elementos, figura 6-16.



	Al	Zn	Si
Micrografía1			
Micrografía 2	10,59	88,24	1,15

Figura 6-16 Aleación ZA27 + 3,5%Si, zonas de desgaste

Carga 8 kg.

Nuevamente en este caso de la aleación ensayada bajo cargas de 8kg, se observa una menor pérdida de peso, lo cual induce a suponer una probable transferencia de material a medida que se aumenta la carga de ensayo, que compense la pérdida de peso de la probeta.

6-3-b-3- Aleación ZA27 + 3,5 % Si + 1 % Cu

Carga 5 kg.

En el caso de las aleaciones con contenidos bajos de Cu, ensayadas bajo condiciones de lubricación figura 6-17, se notan surcos producidos sobre las mismas que recorren toda la superficie desgastada. En la micrografía 2 se observan algunas zonas de la probeta donde se presentan algunos surcos y zonas erosionadas.

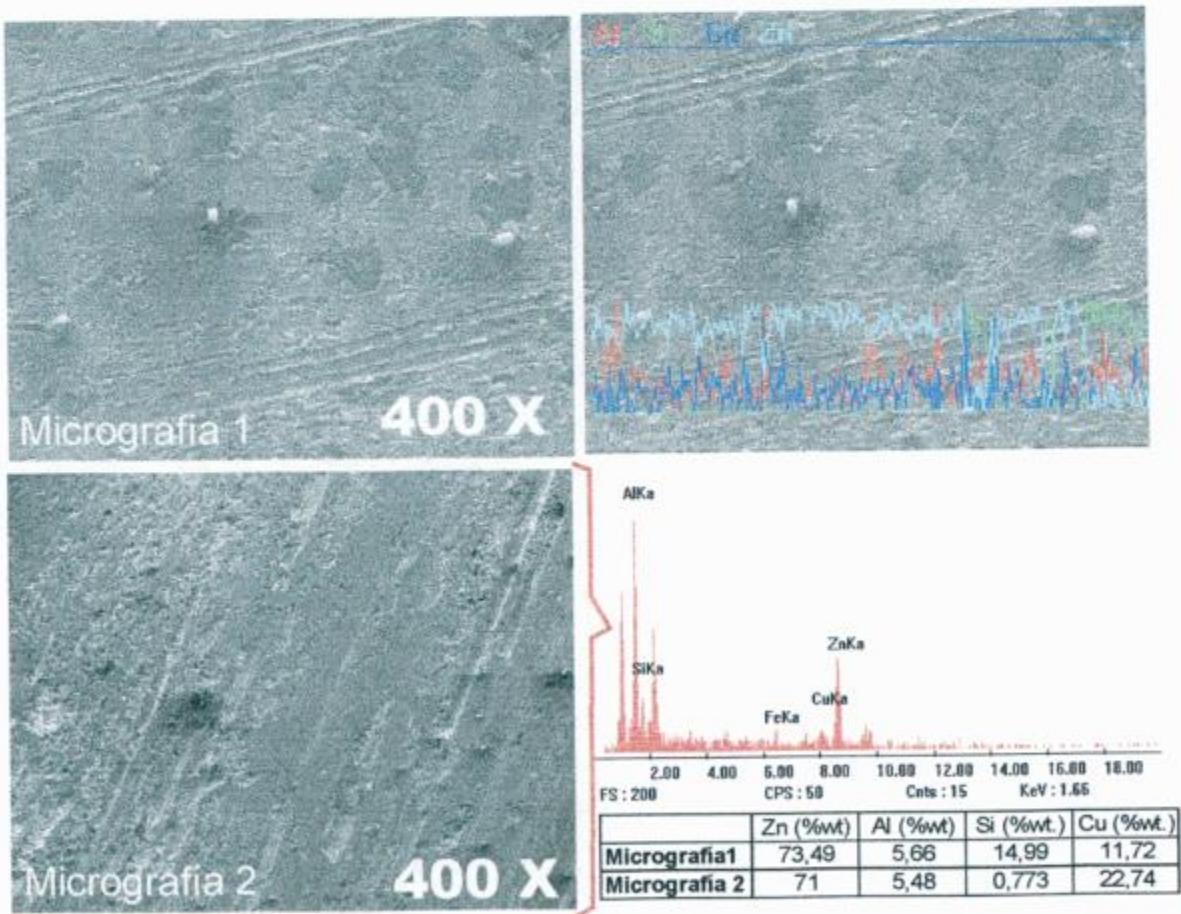


Figura 6-17 Zonas desgastada de las aleaciones **ZA27 + 3,5 % Si + 1 % Cu**.

Carga 8 kg.

En las muestras ensayadas con cargas de 8 kg. se observa menor pérdida de peso respecto a las mismas muestras ensayadas con cargas de 5 kg. y en la superficie de desgaste vemos que estas muestras presentan muy pocos detalles que pueden indicar algún proceso de desgaste en la superficie.

6-3-b-4- Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 8%SiC

Carga 5 kg.

En el caso de las superficies de las aleaciones que contenían refuerzos, también podemos observar los surcos realizados sobre las superficies de las caras desgastadas, y como los mismos tienen un inicio y un final, por lo que se suponen fueron realizados por partículas abrasivas (SiC). No se observa presencia de Fe en las caras desgastadas de las probetas.

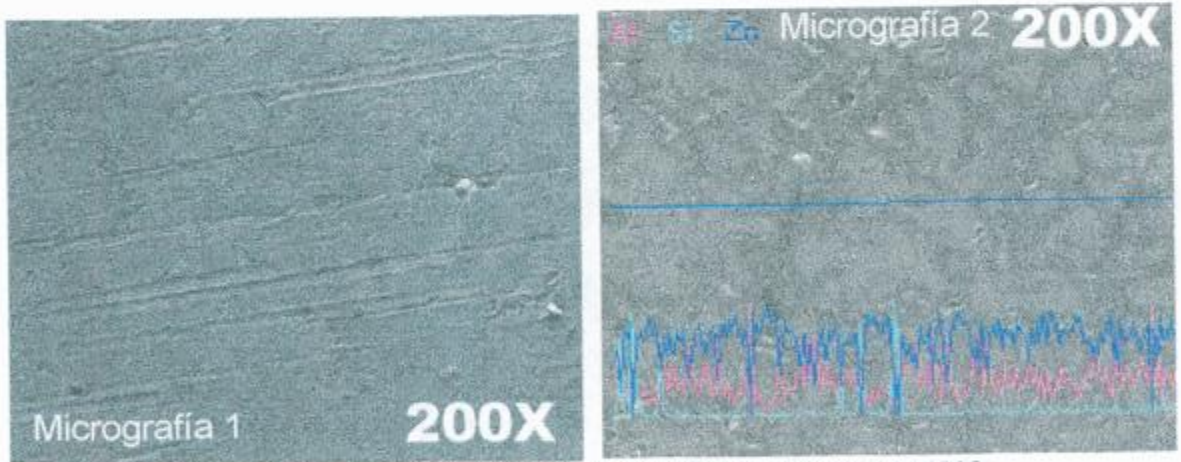


Figura 6-18 Aleaciones ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 8%SiC

Carga 8 kg.

En este caso se da una pequeña inversión en la pérdida de peso dado que es mayor que con una carga de 5 kg, pero debido a que estas pérdidas son tan pequeñas es difícil determinar cual es la magnitud de desgaste real, pero como se ve en las muestras ensayadas con una carga de 5 kg, una pequeña cantidad de surcos podríamos suponer que la mayor pérdida de peso se pudo deber a un mayor desprendimiento de partículas.

6-3-b-5- Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 16%SiC

Carga 5 kg.

En las aleaciones con 16 % de refuerzos de SiC se encontraron algunos surcos sobre las superficies desgastadas, y estudios realizados en dispersión de energía no mostraron transferencias de elementos de una superficie a otras, además de que las pérdidas de peso fueron demasiado pequeñas nuevamente para tenerlas en cuenta.

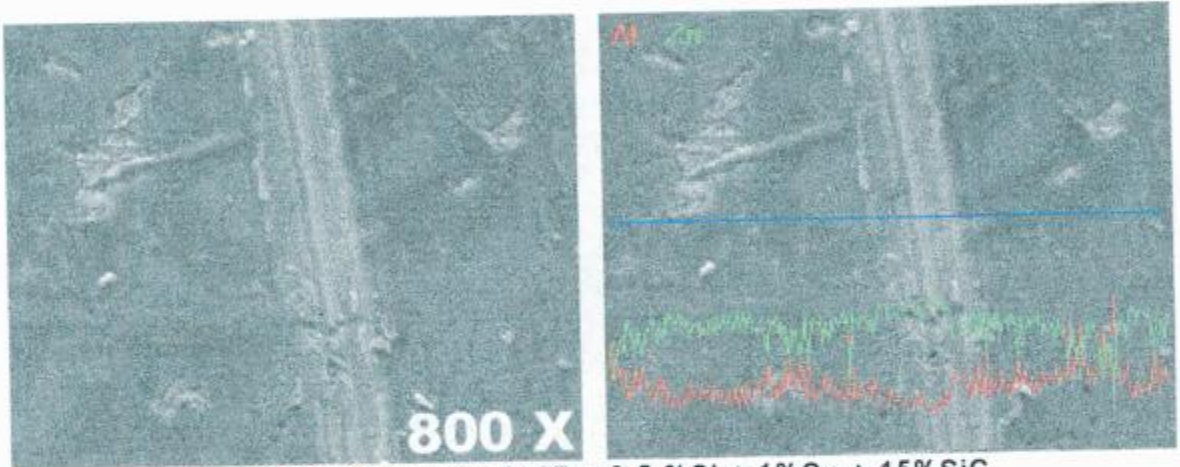


Figura 6-19 Aleación ZA27 + 3,5 %Si + 1%Cu + 15%SiC

Carga 8 kg.

En este caso nuevamente no obtenemos una reducción en la pérdida de peso con respecto a la misma aleación ensayada con menores cargas, debido a que las muestras fueron pesadas y la diferencia de peso fue menor que la precisión del instrumento utilizado. De todas las aleaciones, las reforzadas con 16%SiC presentaron las mejores las mejores performance al desgaste.

6-4- Ensayos realizados en el equipo Dow-Corning

Las mismas aleaciones analizadas en el equipo de fabricación propia fueron ensayadas en un equipo Dow-Corning con el cual se realizaron ensayos en seco y lubricados con los parámetros de ensayo que se listan en la tabla 6-3, el coeficiente de fricción fue determinado en cada ensayo y se recogieron los debris.

16- ZA27

17- ZA27 + 3,5% Si

18- ZA27 + 3,5%Si + 1% Cu

19- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% vol Csi.

Tabla 6-3- Detalles generales de ensayo

Aleación	Vel. (rev/min)	Vel. (m/seg)	Carga (Kg)	Tiempo (seg)	Distancia (m)	Lubricante (μ)	%H.
ZA27	200	0,367	27	600	219,73	-	63
ZA27	200	0,367	27	1800	659,73	75 cstks	63
ZA27 + 3,5% Si	200	0,367	27	1800	659,73	75 cstks	63
ZA27 + 3,5%Si + 1% Cu	200	0,367	27	1800	659,73	75 cstks	63
ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% vol Csi	200	0,367	27	1800	659,73	75 cstks	63

6-4-a- Ensayos en seco – Estudios de la superficie de desgaste

6-4-a-1- ZA27

Ensayos en seco fueron realizados a esta muestra para observar la deformación a altas cargas y tratar de seguir la evolución del coeficiente de fricción en el transcurso del ensayo. En la figura 6-20 se incluyen las micrografías ópticas de las probetas antes y después de ser ensayadas. Se puede ver la superficie previa al desgaste de la muestra 16 donde se detalla el acabado superficial de 7 μm de pasta diamante, en la fotografía de la derecha observamos la muestra ya desgastada, en la misma se ve que a altas cargas las deformaciones

plásticas producidas en los ensayos en seco deforman y dañan la superficie de ensayo.

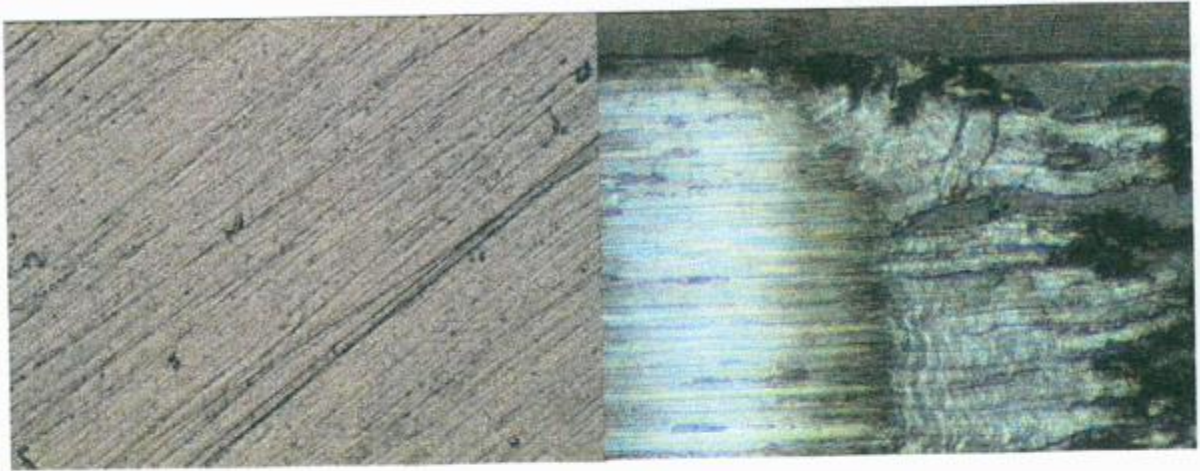


Figura 6-20 Probeta 16 ZA27 en la figura de la izquierda se observa la superficie de la probeta antes de ser desgastada y en la derecha la misma después de ser sometidas a altas cargas.

Debris

Estudios semicuantitativos de un fragmento de material desprendido de la zona de la muestra deformada figura 6-21, mostraron que las composiciones de los elementos en esta zona eran mayoritariamente Zn y Al, no se encontró presencia de Fe.

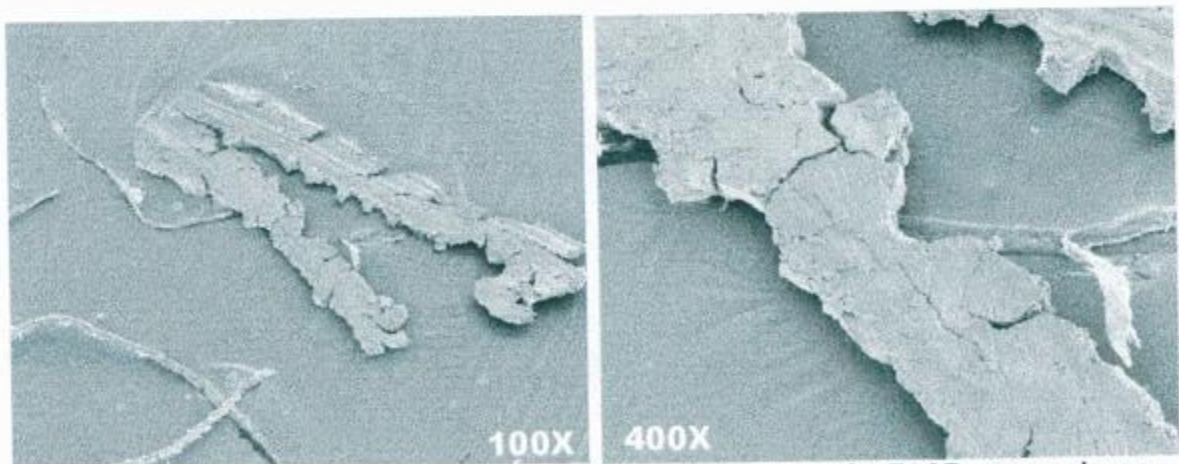


Figura 6-21 Detalle de las debris desprendidos de la aleación ZA27 ensayada en seco.

Coeficiente de fricción

El coeficiente de fricción de la aleación ZA27 vario entre 0,05 a 1,2 a los 600 segundos de ensayos y un aumento permanente del coeficiente se produjo durante el tiempo de ensayo. El ensayo se discontinuó prematuramente debido a la alta deformación plástica y al gran desprendimiento de material. En la figura 6-22 observamos las gráficas obtenidas del coeficiente de fricción en función del tiempo.

La misma está representada hasta los 300 seg. debido a que después de este lapso de tiempo el coeficiente de fricción aumentaba en forma gradual y ya no era posible cuantificarlo.

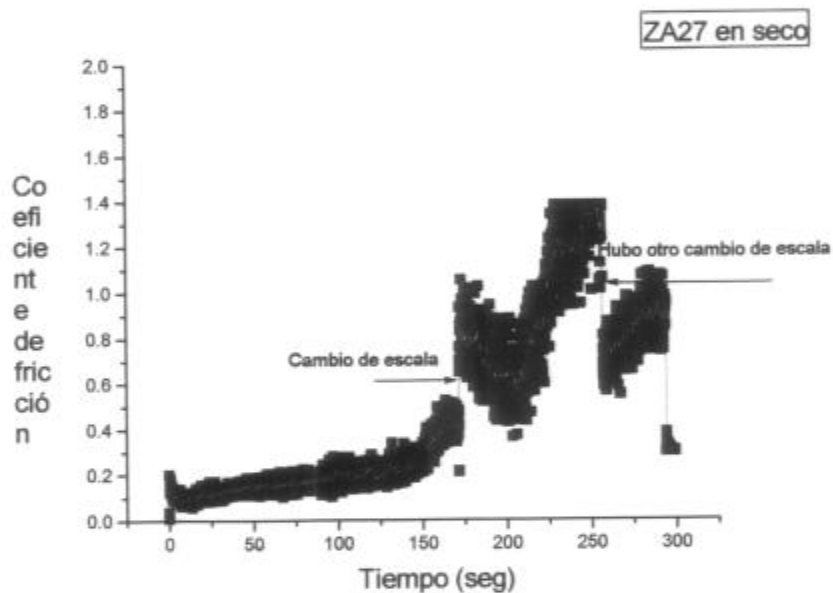


Figura 6-22 Coeficiente de fricción en función del tiempo(seg)

6-4-b- Ensayos lubricados– Estudios de la superficie de desgaste

6-4-b-1- ZA27

La aleación ZA27 (muestra 16) fue ensayada bajo condiciones de lubricación.

En la figura 6-23 se presenta la escara formada en la aleación 17 después de ser desgastada por un período de 30 minutos a una carga de 27 kg, bajo condiciones de lubricación y en la superficie de desgaste de la misma observamos material deformado plásticamente.

En el espectro (EDS) podemos observar solo la presencia del Al y Zn.

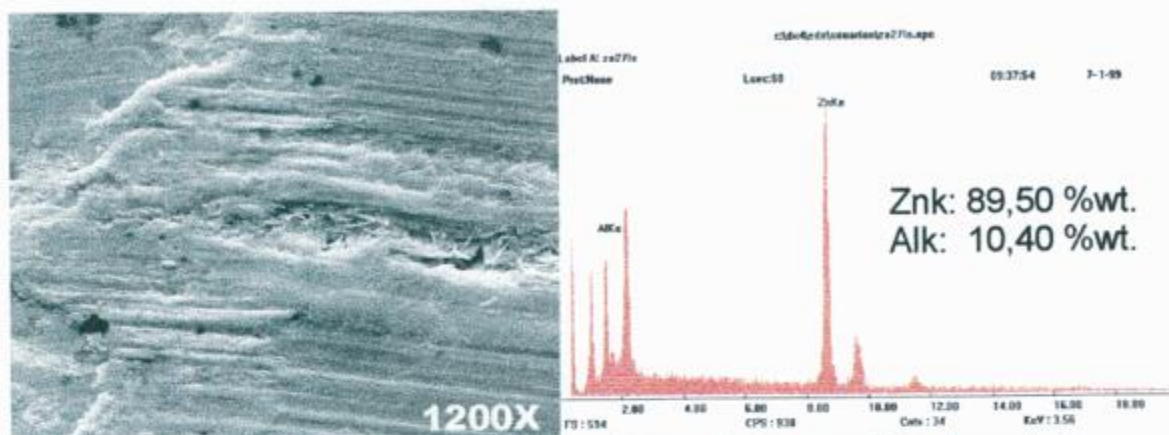


Figura 6-23 Probeta 16 Micrografía electrónica, de la superficie desgastada.

Debris

Los debris de estas muestras fueron recogidos con papel tissue de manera que elementos extraños no produzcan interferencias en los análisis, los valores de la composición de las partículas y del fondo del papel fueron analizados:

Tabla 6-4 Composición semicuantitativa de los debris desprendidos de la aleación ZA27 ensayada bajo condiciones de lubricación.

	Al (%wt)	Si (%wt)	Zn (%wt)	Fe (%wt)	Au (%wt)	Ca (%wt)
<i>Partícula</i>	7,89	19,11	0,72	0,41	70,06	1,83
<i>Fondo papel</i>	8,8	1,43	9,22	0,43	79,82	0,29

En la tabla podemos observar que en los debris desprendidos de dicha aleación se observa la presencia de Fe, tanto en el fondo del papel como en los fragmentos de material, aunque en la superficie analizada no se encontró presencia del mismo. El Ca presente corresponde al papel.

En la tabla 6-4 también se observa la baja composición de Zn, presente en las partículas, sin embargo en el papel analizado se encuentra una mayor composición del mismo, lo interesante de ver es la alta composición de Al y Si encontrados en la partícula, siendo que la muestra 16 no tenía Si presente.

Coeficiente de fricción

En el caso de las muestras ensayadas bajo condiciones de lubricación podemos observar como las mismas presentan coeficientes de fricción mucho menores que las ensayas en seco, como era de esperar. En la figura 6-24 se puede observar el coeficiente de fricción de la aleación ZA27 ensayado bajo estas condiciones en este caso el coeficiente promedio de esta aleación ronda los μ : $0,100630 \pm 0,00056$, con límites inferiores y superiores del coeficiente de fricción de $\Delta\mu$: $0,025 - 0,175$, lo que implica una gran dispersión en la medida del mismo, tal vez debido al proceso de desgaste en esta aleación.

Un análisis más detallado sobre estos datos, mediante un análisis estadístico de los mismos, indican que es posible realizar un desdoblamiento de los mismos de una gaussiana normal, al ajuste de una gaussiana doble, la cual presenta menor error experimental de ajuste, esto nos daría dos valores de coeficientes de fricción para esta aleación. Uno con un valor similar al anterior y otro casi la mitad de este.

Para representar el coeficiente de fricción en función del tiempo, se tomo la gráfica original, figura 6-24 izquierda y se realizó una interpolado de 1 de cada 5 datos y se extrapolaron los datos intermedios mediante softw de manera de disminuir la dispersión en la presentación de los datos. Las siguientes gráficas del coeficiente de fricción vs tiempo serán representadas como la figura 6-24 derecha.

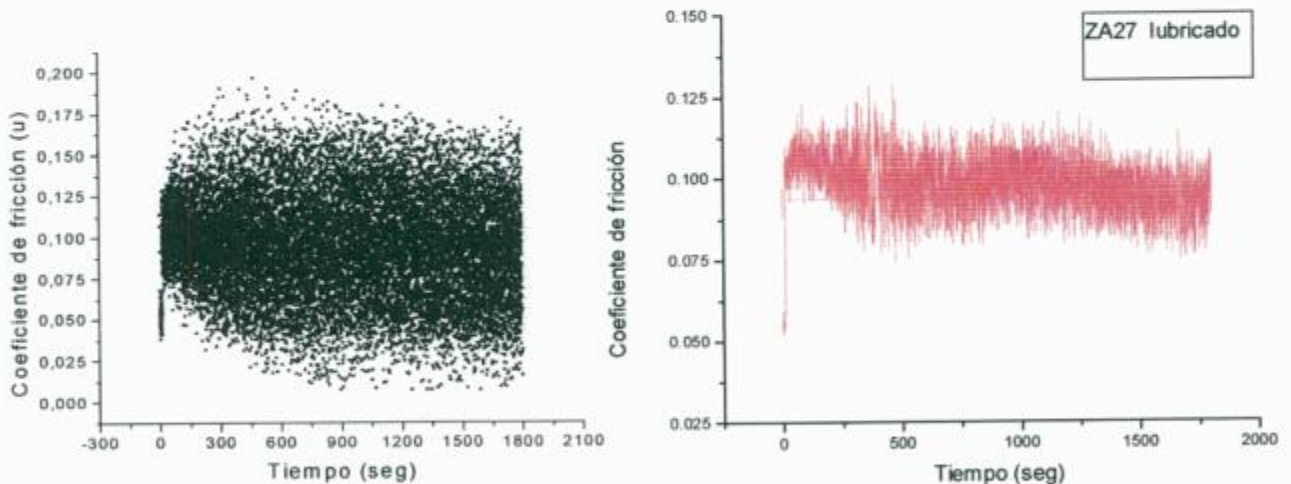


Figura 6-24 Coeficiente de fricción vs tiempo (seg.) de la muestra 16 bajo condiciones de lubricación.

6-4-b-2- ZA27 + 3,5 %Si.

La probeta 17 fue ensayada bajo condiciones de lubricación solamente. En la figura 6-25 observamos una micrografía (izquierda) de la superficie de la probeta antes de ser ensayada, en la misma se observan los precipitados de Si en la superficie pulida, a la derecha observamos la entrada en el surco del disco y observamos también la presencia de la partículas en el borde de la aleación.

Podemos ver en la micrografía (derecha – figura 6-25) la forma irregular del borde de entrada que se produce al contacto del anillo thinken con la muestra.



Figura 6-25 Izquierda superficie de la muestra antes de ser desgastada, derecha escara formada por el disco al entrar a la muestra.

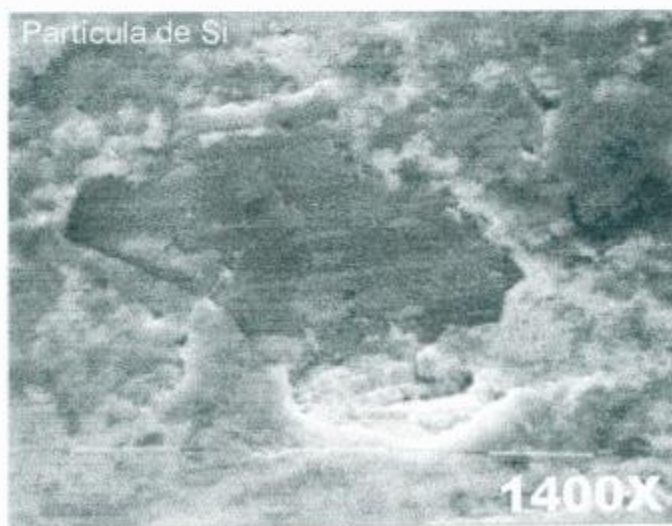


Figura 6-26 Partícula de Si en la aleación ZA27 + 3,5%Si (SEM - CNEA)

En la figura 6-26 se observa sobre la superficie desgastada de la aleación la presencia de una partícula de Si de aproximadamente 40 μm , en la misma vemos como la partícula queda ocluida y rodeada por la aleación que se encuentra deformada plásticamente.

Por otro lado se puede ver en la figura 6-27, micrografía 1 la superficie de la muestra después de haber sido desgastada por un período de 30 minutos, en la misma podemos observar la presencia de una geometría similar a poros, ampliada en la micrografía 2 y la presencia de algún tipo de partículas ampliada en la micrografía 3.

En el borde derecho de la micrografía 2 también se observa la presencia de una partícula de Si, a partir de la cual comienza la hendidura y en el borde izquierdo de la micrografía encontramos la presencia de otra partícula de Si, donde la hendidura finaliza, con un pedazo de material desprendido como solapa, lo que da a suponer que esta solapa de material fue formada por una partícula la cual se desplaza sobre la superficie, y como el material se encontraba a una temperatura suficientemente alta (mayor a 200 °C) fue posible que se produzca una deformación sobre la superficie del material.

En tanto que en la micrografía 3 observamos la presencia de una partícula la cual según se pudo determinar por los espectros semicuantitativos se trata de una partícula de Si, envuelta por una capa fina de aleación adherida a la misma.

En una de las micrografías se observó una partícula en la cual se evidencian dos puntos negros los cuales a mayor aumento se determinó que uno correspondía (micrografía 5) simplemente a una zona pigmentada por la presencia de una partícula de Si, en la capa inferior de la aleación, y el segundo a un poro formado en la superficie de la aleación, confirmado por el análisis del espectro de energía con el cual se determinó que este estaba compuesto mayormente por Si, además se puede llegar a definir el borde del mismo, lo cual nos permite debido al alto aumento una mayor confirmación de la presencia del mismo.

De esta sucesión de micrografías se puede suponer que las aleaciones con contenidos de Si, presentan una forma de desgaste en donde los precipitados de Si son desprendidos de la aleación base, y en el proceso de desgaste van teniendo sucesivos contactos con diferentes partes de la aleación. Así se producen los daños que en este caso encontramos en las diferentes muestras.

En este caso nuevamente no se observa presencia de Fe en la superficie de la aleación.

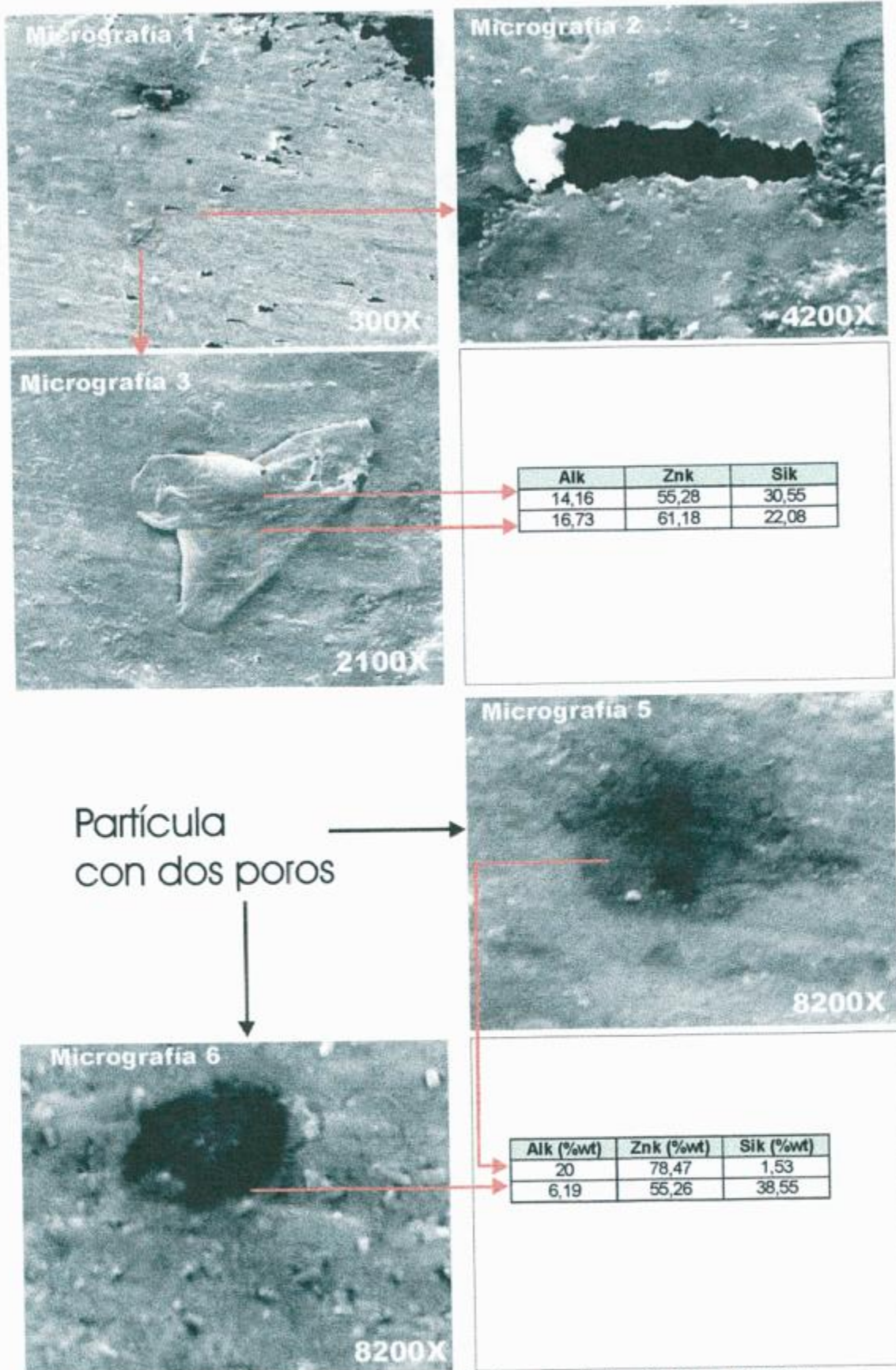


Figura 6-27 Micrografías electrónicas probeta 17 SEM (CNEA).

Coeficiente de fricción

Nuevamente se procesaron los datos del coeficiente de fricción de la aleación como en el punto 6-4-b-1, se puede observar que el mismo tiene un valor promedio de $\mu: 0,10897 \pm 0,06194$, un análisis más detallados vuelve a mostrar la presencia posible de dos coeficientes de fricción, uno con un valor de alrededor de los 0,11 y el otro 0,55 pero nuevamente una explicación física a este conflicto es difícil de realizar.

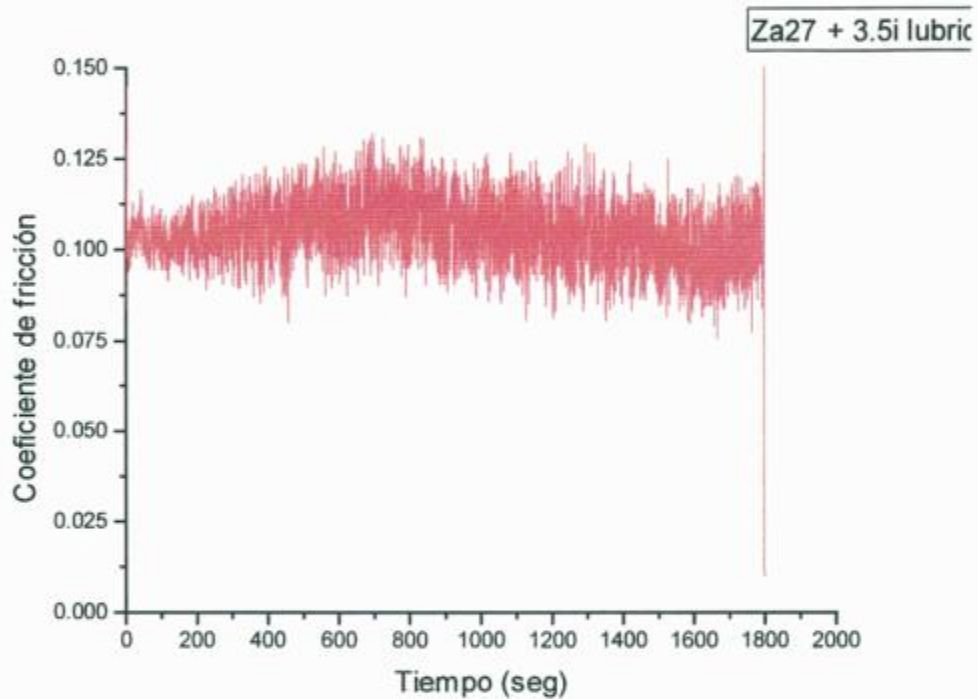


Figura 6-28. Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5 %Si lubricado

6-4-b-3- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu.

La muestra 18 fue ensayada bajo condiciones de lubricación similares a las anteriores, y se determinó los coeficientes de fricción y estudiaron los debris.

Debris

En la Figura 6-29 observamos un fragmento de material desprendido del ensayo, en el mismo vemos que la partícula no esta compuesta por Zn solamente vemos la presencia de Al y Si, en tanto que en el fondo del papel se observa que el mismo presenta la composición de los diferentes elementos, inclusive el hierro.

En este caso el tamaño aproximado del fragmento es de 10 μm , y la forma geométrica varia con respecto a las anteriores observadas, dado que en lugar de tener forma de agujas, se presentan más como fragmentos rectangulares.

En el análisis del fondo del papel, el cual fue pasado por el disco después de terminar el periodo de desgaste, muestra que los demás elementos se desprenden en forma de polvo, y pareciera ser que la formación de partículas o fragmentos está inducida por algún tipo de mecanismo.

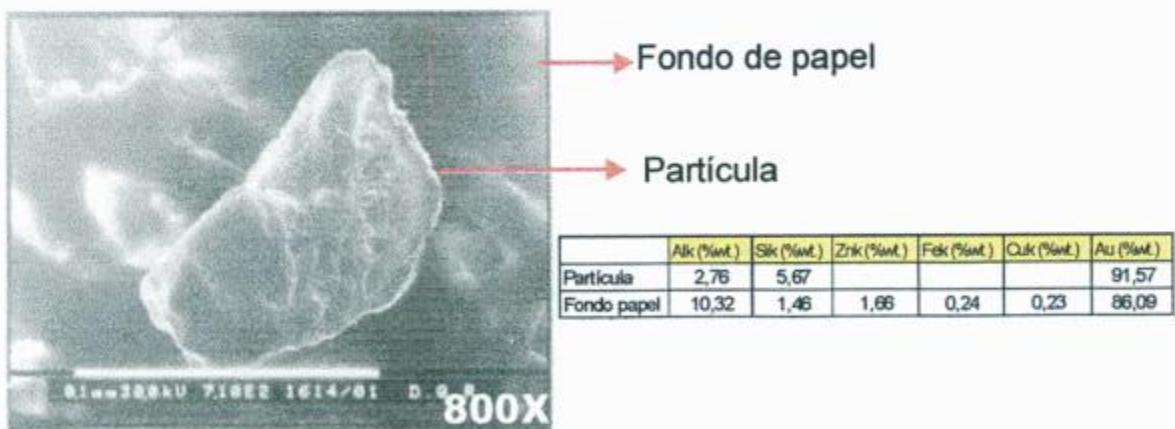


Figura 6-29 Debris desprendido de la aleación Za27 +3,5%Si + 1%Cu (SEM – CNEA)

Coeficiente de fricción

Los valores del coeficiente de fricción para la aleación ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu, fueron menores a los de las aleaciones anteriores, se encontraron entre $\mu: 0,078 \pm 0,0009$, además de observar un descenso marcado al inicio del ensayo a medida que el ensayo transcurre el coeficiente de fricción desciende. Podríamos establecer esta reducción del coeficiente de fricción de la aleación con respecto a las otras por el aumento de la dureza producido por la presencia del Cu en la aleación. En este caso la interpolación se realizó tomando 1 de cada 10 datos debido a que la dispersión de los datos originales era elevada, tal vez debido a la presencia de los debris en los ensayos, que producen condiciones muy variables en todo el transcurso del ensayo.

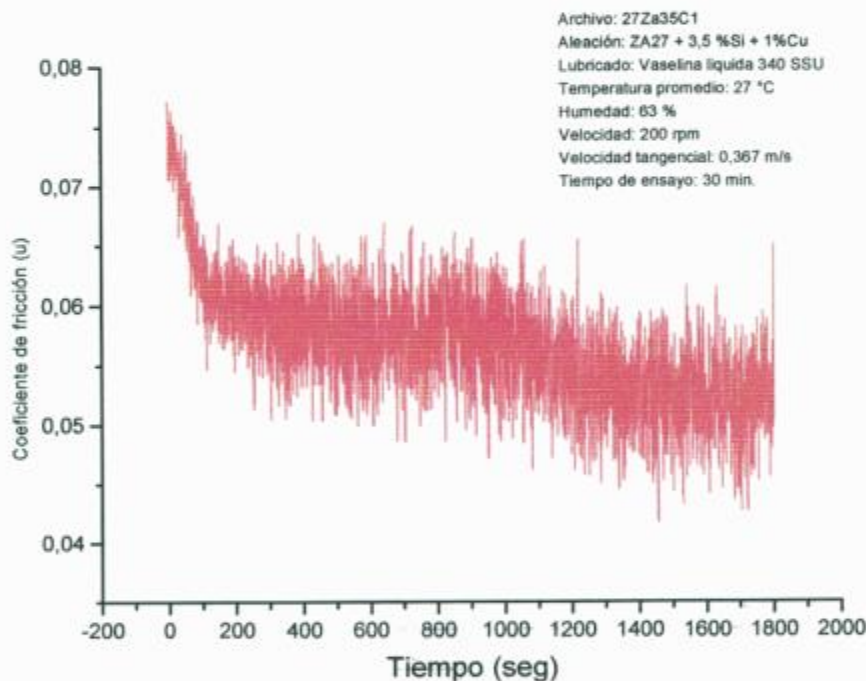


Figura 6-30. Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5 %Si + 1% Cu

6-4-b-4- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% SiC.

La aleación ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% SiC fue ensayada bajo condiciones de lubricación y el mismo período de tiempo que las demás muestras, en la figura 6-31 observamos dos micrografías de la misma después de ser ensayada, en la micrografía 1 observamos la superficie de la muestra desgastada, en la cual vemos la entrada del surco formada por el disco, y la irregularidad del borde de entrada, del cual se desprenden como grandes bandas de surcos, además observamos nuevamente como se encuentran huecos en el surco.

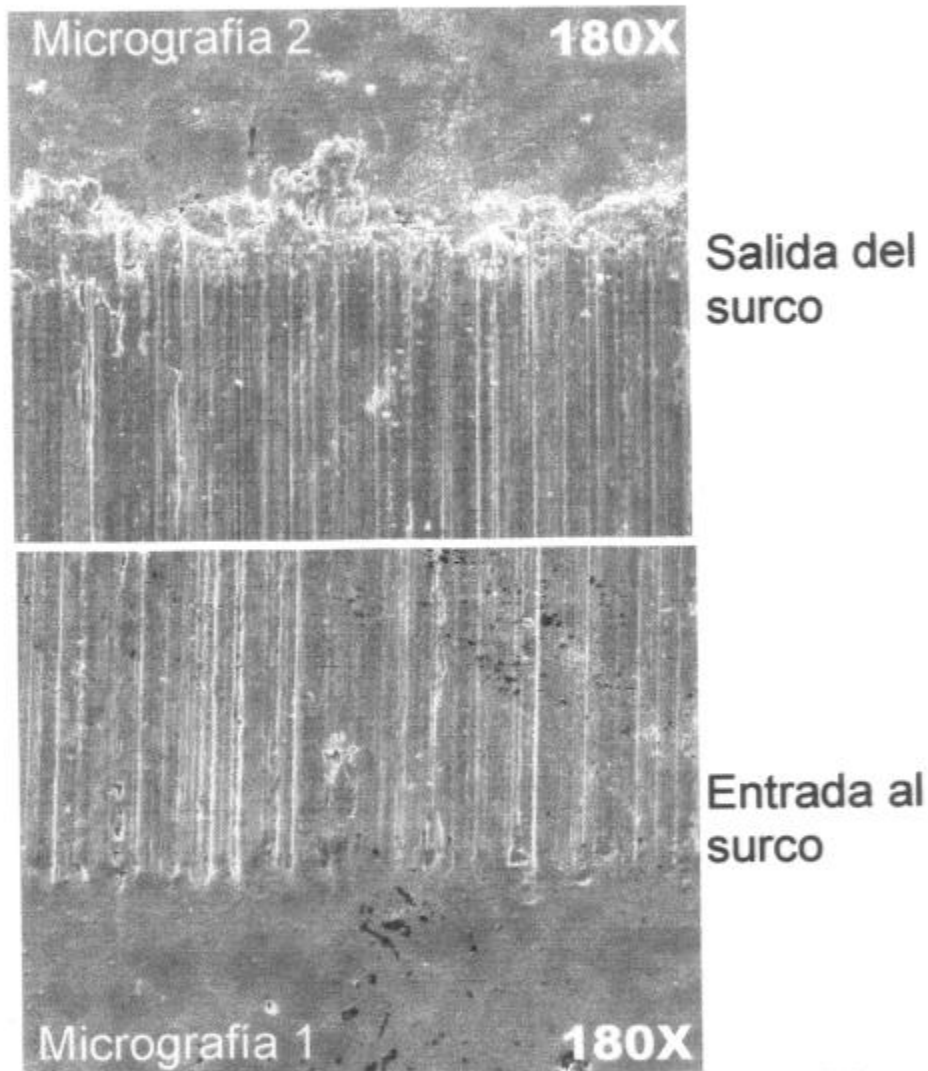


Figura 6-31 Micrografías del surco en la entrada y la salida

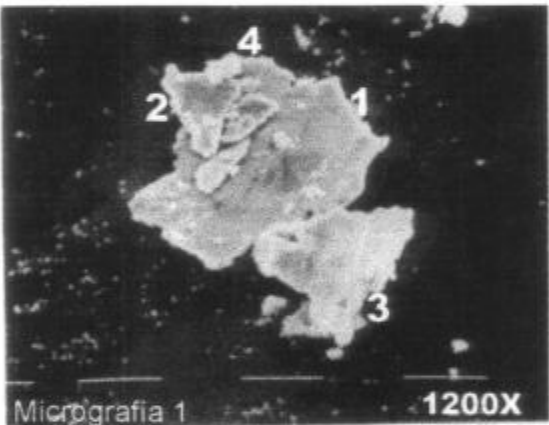
En la micrografía 2 observamos el surco de salida de la muestra donde una cantidad de material fue depositado por el disco, y vemos que aunque la aleación posee refuerzo se observa deformaciones plásticas pronunciadas a altas cargas (8 kg).

Debris

Los diferentes debris recogidos de la muestra tienen forma de placas y poliedros irregulares con aristas muy marcadas, como puede observarse en la figura 6-32.

El tamaño de los mismos es de entre 8 y 30 μm , superior al tamaño promedio obtenido con las otras probetas que era de alrededor de 10 μm , en la micrografía 1 observamos una agrupación de debris de composiciones promedios ricas en Al, seguidas por un % en Zn, luego en Si, sin embargo no se encontró Fe.

En las micrografías 2 y 3 se muestran composiciones similares a las mencionadas.



Valores de composición y tamaño de las diferentes partículas

Micrografía	Partícula	Znk (%wt.)	Alk (%wt.)	Slk (%wt.)	Tam. Prom. μm
1	1	20,72	77,215	2,013	30
	2	26	73	-	8
	3	17,7	80	1,8	15
	4	28	69,8	2,1	
2		23,6	70	6,2	
3		23	73	4	

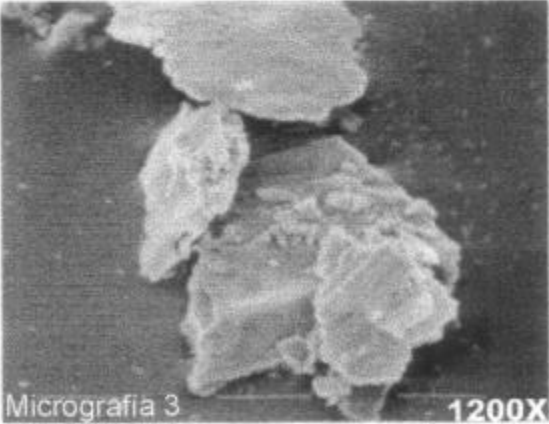
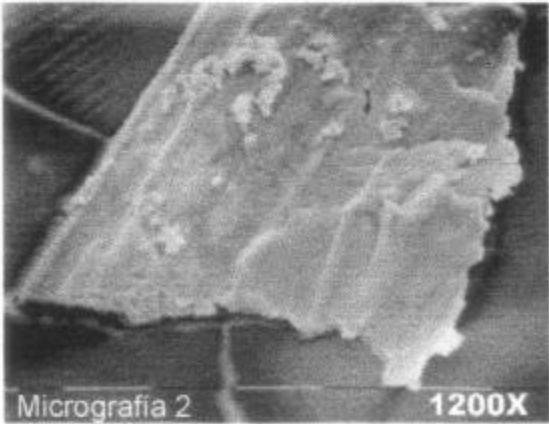


Figura 6-32 Debris desprendido de la aleación $\text{Za27} + 3,5\%\text{Si} + 1\%\text{Cu} + 8\%\text{SiC}$ (SEM – CNEA)

Coeficiente de fricción

El coeficiente de fricción de esta aleación presenta un comportamiento particular. En la primera mitad del ensayo se observa un leve y paulatino incremento del mismo, desde valores promedios de 0,07 hasta 0,10 para luego caer abruptamente durante la segunda mitad a valores promedios tan bajos como 0,03.

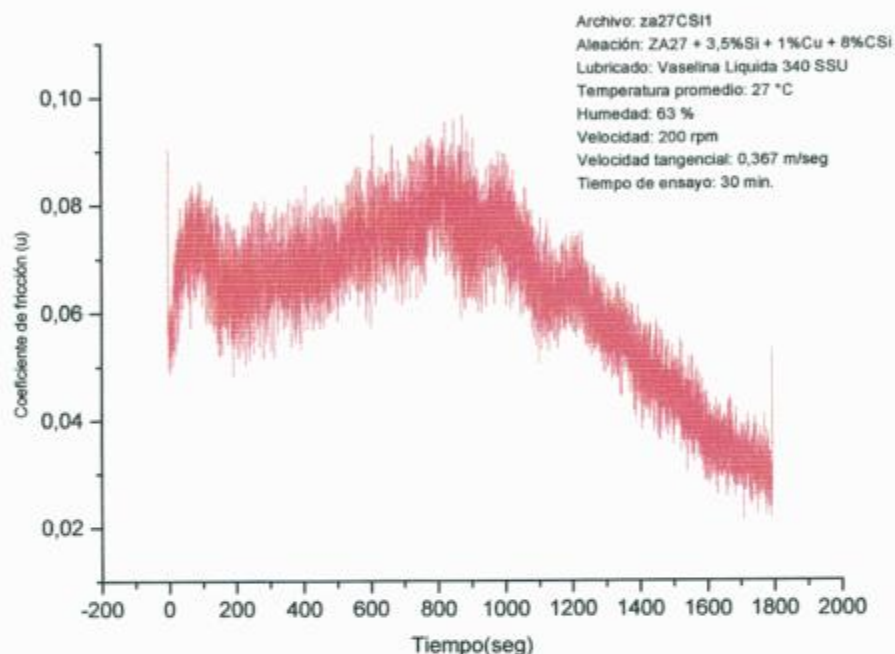


Figura 6-33. Coeficiente de fricción vs tiempo ZA27 + 3,5 %Si + 1% Cu + 8%SiC

6-4-c Tamaños de escara y pérdidas de peso.

Los tamaños de escara y la pérdida de peso no pudieron ser tomadas a todas las muestras debido a inconvenientes técnicos, aunque de algunas de ellas se marcan los primeros datos obtenidos.

En el caso de las medidas de escara se marca como un diámetro de una semiesfera, aunque en este caso es posible notar que la misma se forma como una semiesfera deformada, dado que en la salida del disco del surco el diámetro de la semiesfera es reducido y en la entrada del disco se encuentra una hendidura que aumenta el diámetro, además de estar la misma aplanada.

Es importante notar el alto valor de escara que se midió en la probeta con refuerzo de partículas de SiC, por lo que de la figura 6-31 y de la medida presentada en la tabla 6-5 podemos ver que el refuerzo de las partículas en esta aleación tiene un efecto importante cuando las cargas a la cual es sometida la misma supera los valores de los tensiones de fluencia.

Tabla 6-5 Valores medidos del tamaño de escara en las muestras y el delta de peso.

Aleación	Diámetro (mm)		Delta peso
	Lubricado	Seco	Lubricado(%wt)
ZA27	2,5	5,4	-
ZA27 + 3,5% Si	2,75	-	0,073
ZA27 + 3,5%Si + 1% Cu	-	-	0,192
ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% vol SiC	4,10	-	0,194

6-4-d- Medición de macrotensiones residuales en las probetas originales y las probetas desgastadas.

Las macrotensiones residuales se midieron en la fase Zn, con radiación de $\text{CrK}\alpha$, pico de difracción [112]. La profundidad media de la capa analizada fue de $\approx 4 \mu\text{m}$ (63,2% de la intensidad difractada). En todas las muestras el valor de las macrotensiones fue nulo, dentro del error de medición de $\pm 10\text{Mpa}$.

Además, en todas las muestras se observa una pequeña disminución en el ancho del pico de difracción en la zona desgastada, indicando una recuperación en la capa superficial de la muestra.

6-4-e- Discos ensayados.

Los discos utilizados para el ensayo fueron llevados a observación visual para notar las diferencias de los daños producidos en estos, los mismos fueron observados en una lupa y adquirida su imagen digitalmente a dos diferentes aumentos.

En todas las superficies de los discos se formaron óxidos de Zn blancos.

Secos

- ZA27: En la superficie del mismo se observa un daño generalizado de la superficie del disco, con desprendimiento de material y desgarrado del mismo de la superficie del material.

Lubricados

- ZA27: Presencia de surcos en toda la superficie del disco, de un ancho aproximado a 0,1 a 0,2 mm, surcos continuos en todo el diámetro y no muy profundos.
- ZA27 + 3,5% Si: Se observan surcos cortados de aproximadamente 0,5 a 1 mm de longitud por 0,1 a 0,2 mm de ancho los cuales se podrían suponer fueron producidos por algún tipo de partículas duras, en este caso Si.
- ZA27 + 3,5%Si + 1% Cu: Gran daño de la superficie del disco, con gran cantidad de surcos de longitud similares a la aleación previa citada, con profundidades en este caso mayores.
- ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8% vol SiC: Surcos más anchos que los producidos en todas las probetas anteriores, y un mayor daño superficial.

Micrografías de los discos

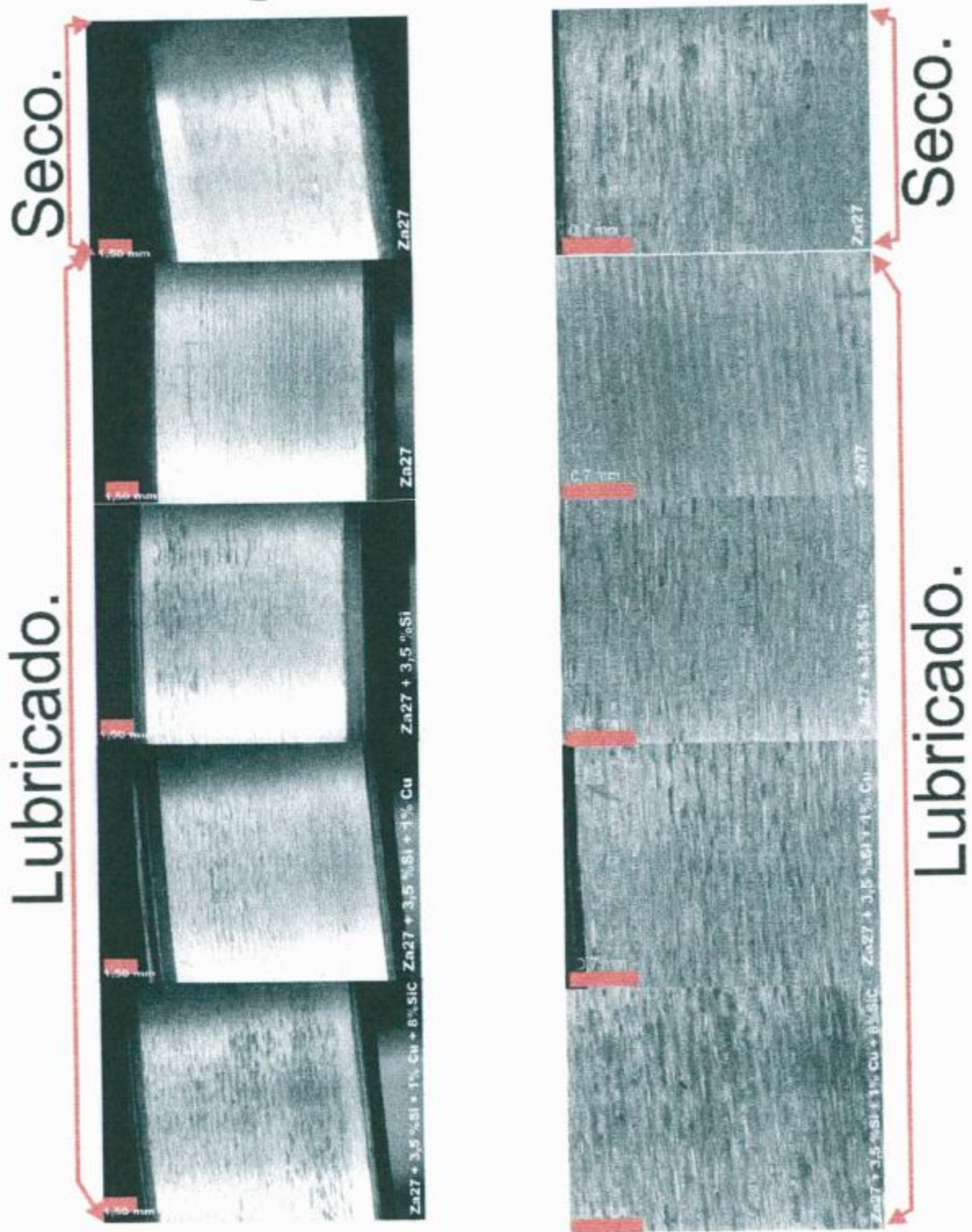


Figura 6-34 Micrografías de los discos de desgaste

Las observaciones de las superficies del disco de las aleaciones reforzadas con SiC, mostraron presencia de diferentes elementos en la mayoría de los casos se encontraron partículas ricas en Fe, donde las partículas promedios median entre 10 - 30 μm .

En la figura 6-35 se presentan las micrografías obtenidas mediante microscopio electrónico en la que observamos las diferentes morfologías y composiciones de las de las zonas analizadas.

En la micrografía 1 observamos la superficie del disco con largos surcos longitudinales los cuales muestran una deformación plástica de los anillos en el sentido de deslizamiento del mismo, en la misma también observamos la presencia de una partícula de 4 μm de diámetro la cual tiene como principal elemento constituyente el Zn, también debajo de esta se observan otras partículas que se encuentran aplastadas en la dirección de deslizamiento del anillo.

En la micrografía 2 también la presencia de surcos, en la parte superior derecha, observamos zonas fracturadas de la probeta, en este caso la partícula que se encuentra en el centro de la micrografía se encuentra aplanada según la dirección de deslizamiento y vemos que la misma presenta composiciones de mayoritarias de Fe y Zn y minoritariamente de Al y Zn.

En la micrografía 3 vemos la presencia de surcos, que aparentan surcos de material adherido, análisis EDAX muestra que hay una fina capa de aleación adherida a la superficies de los anillos, en el medio de la micrografía observamos una partícula rica en Fe, aunque la morfología de la misma es diferente a las previas encontradas, pero el tamaño en este caso es similar al anterior.

Por último en la micrografía 4 observamos la presencia de unas partículas ricas en Zn, que se encuentran aledañas a una superficie fracturada, de la cual se desprenden dichas partículas.

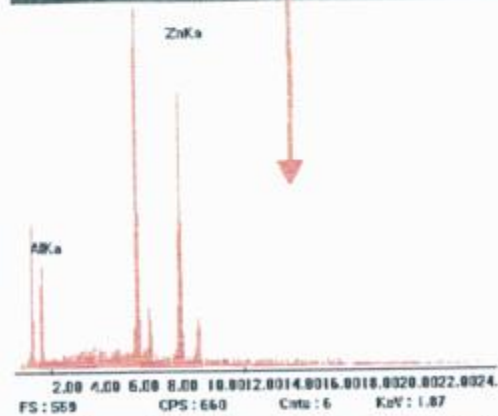
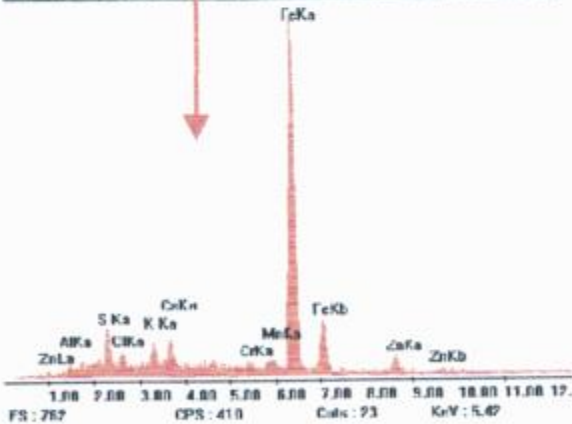
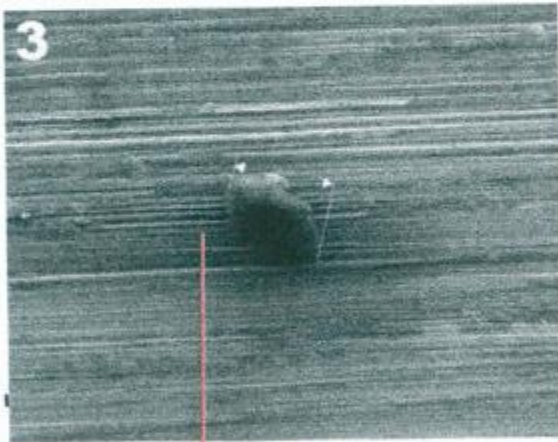
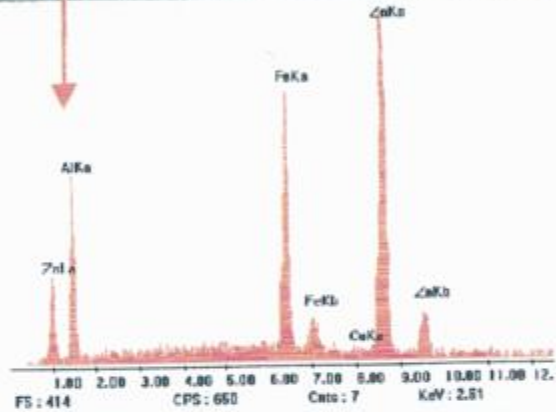
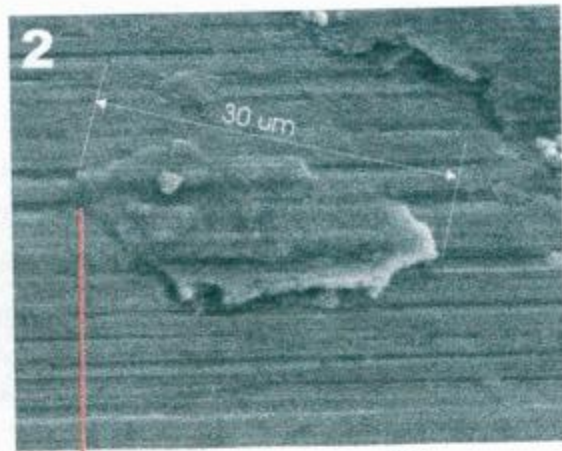
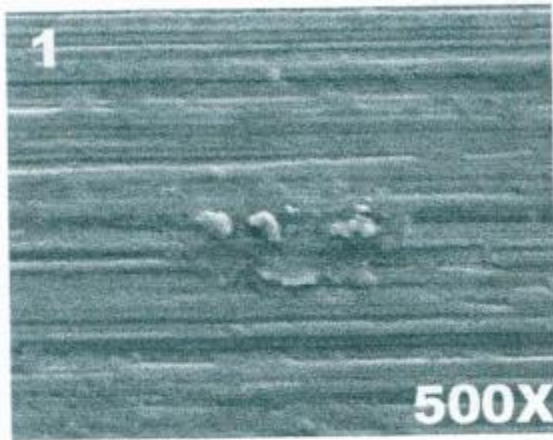


Figura 6-35 Detalles de las micrografías obtenidas de las superficies del disco desgastadas con la aleación ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC.

6-5- DISCUSIÓN DE RESULTADOS SOBRE ESTABILIDAD DIMENSIONAL Y DESGASTE

6-5-1- Estabilidad de las aleaciones

Las aleaciones analizadas ZA27; ZA27 + 3,5% Si; ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu, ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 8%SiC, ZA27 + 3,5% Si + 1% Cu + 16% SiC, por períodos de 1000 hr. a 160 °C no registraron variaciones en las longitudes medidas, dentro del error de medición (del 0,1 %). La temperatura de ensayo de 160 °C fue utilizada para simular un proceso acelerado de envejecimiento de la aleación de manera de que los cambios microestructurales que se dan en la vida útil de la misma, puedan ser testeados.

En investigaciones realizadas sobre estabilidad dimensional en aleaciones ZA^{10,11,19} se ha propuesto que la adición en conjunto de Si y Cu a estas aleaciones, debería mejorar las propiedades (de fluencia, dureza, etc), siempre y cuando la adición de Cu se realice en proporciones menores al 2%wt. En el presente trabajo se observa que en tanto que el porcentaje del Cu sea menor al 1%wt, la aleación es estable por largos períodos de tiempo. A estos porcentajes el Cu se distribuye en la aleación en solución sólida y no forma precipitados en el interdendrítico, que son los responsables de producir la inestabilidad dimensional de las aleaciones (punto 4-3)

6-5-2- Comparación entre las pérdidas de peso y tasa de desgaste de las distintas aleaciones.

Los procesos de desgaste generalmente debido a la complejidad de los mecanismos, deben ser analizados desde varios puntos de vistas, deben ser analizadas las superficies desgastadas, de las probetas y los discos, se debe analizar además los debris desprendidos de las dos superficies.

La gran cantidad de variables a tener en cuenta hace difícil encontrar una relación entre la resistencia al desgaste de la aleación y los factores microestructurales, los parámetros del proceso y los mecanismos particulares de desgaste.

En este caso se diferenció, el análisis de las cinco aleaciones según las cargas a la que fueron sometidas 5, 8 y 27 kg. (49,05; 78,5 y 264,87N) y si fueron

lubricadas o no, además se analizaron los debris y se analizaron la superficie de los discos ensayados con la probeta ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC.

Las diferentes pérdidas de peso y la determinación de las tasas de desgaste son presentadas en las figuras 6-36 y 6-37, donde observamos que la aleación ZA27 presenta un aumento de la pérdida de peso con el aumento de la carga de ensayo de 3 a 5 kg. pero este aumento en la pérdida de peso no es proporcional al elevar la carga a 8 kg. Esta condición muestra que al elevar la carga de 5 a 8 kg, la pérdida de peso y la tasa de desgaste se mantienen constante, indicando que estas variables tienen una dependencia con la carga la cual no es lineal, esta no linealidad con la carga podría deberse al cambio en los mecanismos de desgaste de las aleaciones. Investigaciones realizadas por Alpas A.T. and Zhang, J. (1992)⁴⁷ en aleaciones A356 indican que hay una dependencia en las pérdidas de peso y tasa de desgaste (gr/m) con la carga aplicada la cual no responde a una ajuste lineal en todo el intervalo de cargas ensayadas (1 N a 150 N). Aunque en investigaciones realizadas por Sharma, S.C. et. al. (1997)¹⁴ en aleaciones ZA27 muestran una tasa de desgaste (mm³/Km) la cual aumenta en forma aproximadamente lineal a medida que la carga aumenta de 30 N a 65 N. a diferentes velocidades. De acuerdo al presente trabajo podríamos atribuir un comportamiento más similar al reportados por Alpas, A.T. and Zhang, J. (1992)⁴⁷ en el cual se muestra un primer aumento lineal de la tasa de desgaste con la carga, después un lapso intermedio de tasa de desgaste aproximadamente constante, para después tener un aumento abrupto de la tasa de desgaste con la carga, la discrepancia con el trabajo de Sharma, S.C. et. al. (1997)¹⁴, se encuentra en los intervalos de carga superiores (40-65N) ensayadas por este autor.

En las aleaciones ZA27 + 3,5%Si el comportamiento con respecto a la pérdida de peso varió dado que cuando es sometida a cargas de 8 kg la pérdida de peso es mucho mayor que cuando la muestra es ensayada a 5 kg, además los ensayos no pudieron ser llevados a cabo por todo el lapso de tiempo preestablecido, si no que debieron ser interrumpidos a la mitad de la distancia total recorrida, por el gran daño superficial que se presentó en la muestra.

La misma situación fue repetida en el caso de las probetas ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu cuando las mismas fueron sometidas a cargas de 8 kg. los ensayos debieron ser interrumpidos a 3/4 de la distancia recorrida total y la pérdida de peso de la probeta fue dos ordenes de magnitud mayor que el promedio de las demás aleaciones. Estas altas pérdidas de peso cuando las aleaciones ZA27 + 3,5%Si y ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu son ensayadas a 8 kg. con respecto a las aleaciones ZA27, podrían ser atribuidas al daño por abrasión ocasionado por el desprendimiento de precipitados de Si y Cu, los cuales producen un alto daño superficial y erosión de la superficie de la muestra, con un alto desprendimiento de material. Una de las razones por las cuales se podría dar este desprendimiento

de los precipitados a estas cargas es su pequeño tamaño, lo cual hace que sean fácilmente removidos de la superficie.

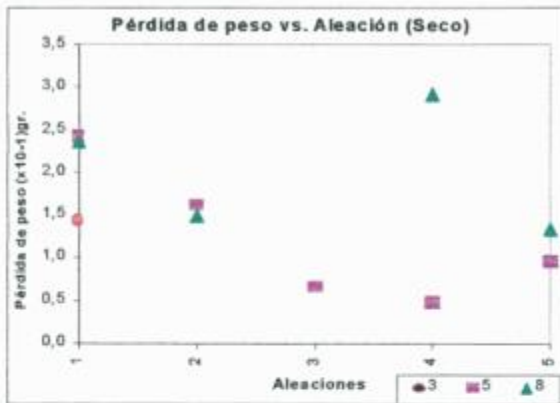


Figura 6-36 Pérdida de peso vs aleaciones (Seco) 1) ZA27, 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, 5) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC.

Figura 6-37 Tasa de desgaste vs aleaciones (Seco) 1) ZA27, 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, 5) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC.

Las probetas reforzadas con 8%SiC y ensayadas a 5 kg. en seco presentaron las menores pérdidas de peso de todas las aleaciones, aunque esta misma aleación sometida a carga de 8 kg. presentaron pérdida de peso elevadas; en tanto que las probetas reforzadas con 16%SiC presentaron pérdidas de peso aproximadamente similares, a ambas cargas. Esto atribuye a las aleaciones con 16%SiC como la de mejor performance para el uso de las mismas en condiciones no lubricadas, esta estabilidad a la variabilidad de cargas podríamos atribuirle a que estas aleaciones soportan mejor las altas cargas, debido a que son térmicamente más estable por la presencia de mayor % Vol. de partículas de SiC.

Según Kragelski, I. V. (1965)²⁷ hay una relación directa entre el módulo de elasticidad y la tasa de desgaste, además Karni, N. et. al. (1994)¹² reporta que las aleaciones con refuerzos de SiC presentan módulo de elasticidad más elevadas a temperaturas de 150 °C que las aleaciones no reforzadas, con lo cual se explicaría la mayor estabilidad de las aleaciones reforzadas con mayor %SiC.

Wang, A. G. and Rack, H. J. (1990)³¹ y Sharma, S.C. et. al. (1997)¹⁴ atribuyen que las probetas con mayor porcentaje de refuerzo de SiC presentan mejores propiedades al desgaste, aunque en el presente trabajo eso fue restringido a las cargas de ensayo.

En el caso de los ensayos realizados bajo condiciones de lubricación, observamos en la figura 6-38 y 6-39, que las aleaciones ensayadas tuvieron pérdidas de peso dos ordenes de magnitud menores que las aleaciones ensayadas en seco, igual que en las tasas de desgaste, donde las curvas son muy similares a

las pérdidas de peso. Dado que no hubo necesidad de interrumpir los ensayos y las distancias finales recorridas por todas las probetas son las mismas, al dividir la pérdida de peso por la distancia recorrida, los valores conservan las mismas proporciones.

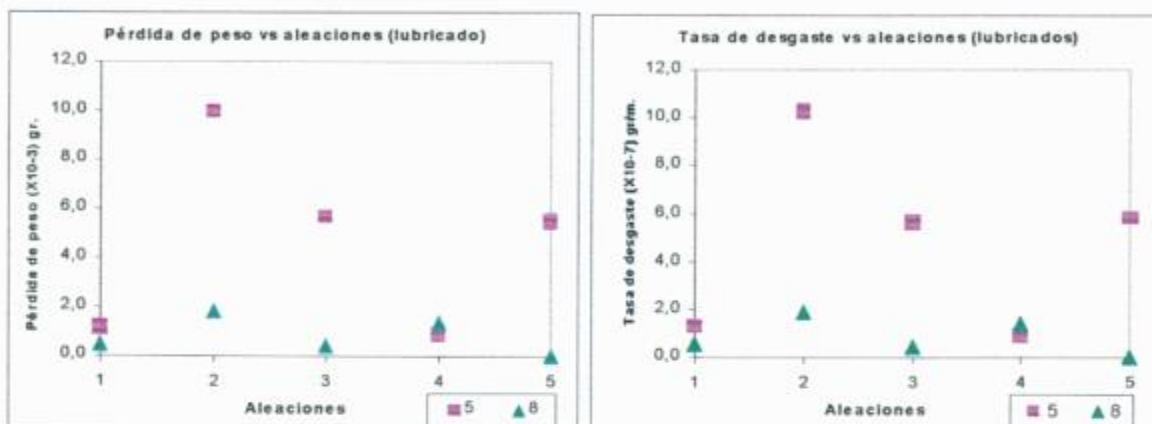


Figura 6-38 Pérdida de peso vs aleaciones (Lubricado) 1) ZA27, 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, 5) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC.

Figura 6-39 Tasa de desgaste vs aleaciones (Lubricado) 1) ZA27, 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, 5) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC.

En las figuras 6-38 y 6-39 hay que notar que las mayores pérdidas de peso y tasas de desgaste estuvieron en los ensayos a 5 kg. donde la mayor pérdida fue en la aleación ZA27 + 3,5%Si. Solo en los casos de las aleaciones ZA27 y ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, las pérdidas fueron similares a las dos cargas ensayadas, en todos los otros casos ensayados a 8kg. las pérdidas de peso fueron menores, inclusive en la aleación con 16%SiC, no se detectó pérdida de peso.

Estas reducciones en la pérdida de peso al variar la carga son pequeñas, por lo que podríamos suponer que nos encontramos en una zona de transición de desgaste de las que hemos mencionado previamente, que podría ser una explicación a este comportamiento en los mecanismos.

En cuanto a los ensayos realizados a 27 kg. (265N) tenemos que las tasas de desgaste de cada uno son de dos ordenes de magnitud mayor que los ensayados a 5 y 8 kg. por lo tanto se representan separados en las figuras 6-40 y 6-41.

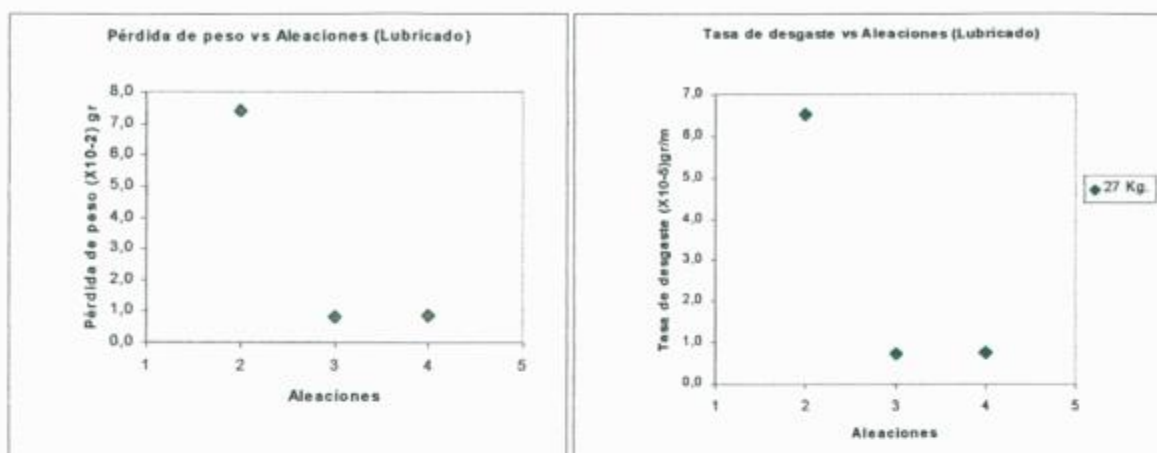


Figura 6-40 Pérdida de peso vs aleaciones (Lubricado) 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC.

Figura 6-41 Tasa de desgaste vs aleaciones (Lubricado) 2) ZA27 + 3,5%Si, 3) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, 4) ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC

Podemos observar en dichas figuras que la tasa de desgaste de la aleación ZA27 + 3,5%Si es mayor que la de las otras dos aleaciones con precipitados de Cu y refuerzo de SiC.

Podríamos atribuir esta diferencia en el comportamiento de la tasa de desgaste al gran desprendimientos de precipitados de Si, que tuvo la aleación, y que fueron vueltos a pasar entre las dos superficies, probeta y disco, lo que causó una gran erosión de la superficie de la probeta.

6-5-3- Análisis de los datos obtenidos de la superficie.

El análisis de los datos obtenidos de la superficie de las aleaciones mediante microscopía óptica, microscopía electrónica (SEM), EDAX y Difractogramas, se presentan de una manera simplificada para englobar y sintetizar la cantidad de datos obtenidos del estudio de estas aleaciones. Por lo tanto en este caso dividiremos el análisis según el tipo de aleaciones, carga de ensayos, y si los ensayos fueron o no lubricados, para después estudiar los debris de cada una y los discos de la aleación con refuerzo.

ZA27

En el caso de las aleaciones ZA27 ensayadas en seco a cargas de 5 kg. (49,05 N) y 8 kg. (78,5 N) encontramos dos zonas dañadas características, figura

6-4, la primera una zona de gran decohesión de material y presencia de cavidades, la segunda una zona deformada por líneas de material extruido en la dirección de la aleación, en las dos zonas observamos transferencia de Fe siendo en las zonas cavitadas la de mayor transferencia de dicho elemento, y en las probetas ensayadas a 8 kg. (78,5 N) observamos que la presencia de Fe es mayor en las dos zonas que en las muestras ensayadas a 5 kg. (49,05 N). Esta transferencia de Fe a la superficie a sido previamente reportada por Alpas A. T. and Zhang, J. (1992)⁴⁷ en aleaciones A356, aunque al aumentar la carga estos autores reportan una reducción de la transferencia de Fe para esta aleación. Otros autores^{48,49} reportan que el hierro forma una capa de óxido del tipo $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$, la cual actúa como lubricante sólido reduciendo la tasa de desgaste de los materiales. Los detalles específicos de la transferencia de Fe son difíciles de entender y explicar, investigaciones en esta dirección deberían ser realizadas.

Con respecto a los otros elementos transferidos observamos que en las aleaciones ensayadas a 5 kg. (49,05 N) hay transferencia de Si y Mn en las zonas de decohesión, pero no así en las zonas de extrusión lineal de material, en las aleaciones ensayadas a 8 kg. (78,5 N) vemos que la transferencia de estos elementos se extiende a las dos zonas, en donde la transferencia de Si es mayor en las zonas de decohesión, en tanto que la transferencia de Mn es constante en las dos zonas. No se han localizados reportes sobre estudios de la transferencia de estos elementos en esta aleación.

En los debris analizados de las muestras a las cargas de 5 kg. (49,05 N) se encontraron dos zonas en los mismos, una zona rugosa y con cavidades y otra zona lisa la cual aparece compactada. El análisis de los elementos en los mismos muestra que en las zonas rugosas el porcentaje de Zn es mayor que en las zonas compactadas, la misma característica se observa con respecto al Fe, dado que en las zonas compactada el porcentaje de Fe es de un orden menos; mientras que la composición del Al se mantiene aproximadamente constante. En el análisis de algunos debris desprendidos de 10 a 15 μm de tamaño promedio, se observa que los mismos poseen una elevada composición de Fe, y que los mismos presentan una morfología de láminas.

En las aleaciones ZA27 ensayadas a 27 kg (265 N) en seco encontramos zonas de altas deformaciones plásticas, desprendimiento de material en forma de láminas. Esto probablemente se podría atribuir a las altas temperaturas a la cual es sometida la superficie, lo que produce que la aleación fluya en la dirección de deslizamiento del disco. A estas altas cargas no se observó la presencia de transferencia de Fe en la superficie de la muestra, ni tampoco en los debris.

En los ensayos realizados bajo condiciones de lubricación podemos

observar que a bajas cargas 5 kg. (49,05 N); se observaron zonas de extrusión lineal de material en la dirección de deslizamiento y algunas zonas en las cuales se encuentran material adherido. En estos ensayos también vemos la transferencia de Fe y Si desde el disco a la probeta. (figura 6-15). No así en las aleaciones ensayadas a 27 kg. (265 N) donde no se observa transferencia de dichos elementos.

Los debris de las aleaciones ZA27 ensayadas en condiciones de lubricación a 5 kg. (49,05 N) y 8 kg. (78,5 N), no fueron posibles de recoger.

En tanto que en los debris de las aleaciones ZA27 ensayadas a 27 kg. (265 N) en seco no se observó presencia de elementos transferidos del disco a la muestra, pero si en los debris recogidos en condiciones de ensayos lubricados. A estas cargas se encontró Fe y Si transferido desde el disco, lo cual es aparentemente contradictorio con respecto a la transferencia de elementos en la superficie de las muestras realizadas a estas altas cargas según lo estudiado por otros autores⁴⁷ que atribuyen que la transferencia del Fe tiene una relación directa con la temperatura de la superficie, la carga y el mecanismo de desgaste. Indudablemente como se puede ver en esta investigación se debería tener en cuenta variables que incluyan las características de las microestructuras de las aleaciones.

ZA27 + 3,5%Si

En las aleaciones ZA27 + 3,5%Si observamos nuevamente a 5 kg. (49,05 N) las dos zonas de desgaste descritas en la aleación ZA27, aunque en este caso observamos que la transferencia de Fe en las dos zonas, es mayor que en la ZA27. Además se observa un aumento de la transferencia de Fe en la zona de extrusión lineal del material, (figura 6-8). Aunque en esta aleación no se observó la presencia de Mn.

Las aleaciones ensayadas a 8 kg. (78,5 N) no fueron posibles terminar de ensayar lo que impidió realizar un análisis de la superficie, dado que las pérdidas de peso fueron del orden de una magnitud mayor que las demás aleaciones.

En las aleaciones ZA27 + 3,5%Si ensayadas a 5 kg. (49,05 N) cuando fueron ensayadas bajo condiciones de lubricación no se observa transferencia de Fe y Mn.

En estas aleaciones ensayadas a altas cargas 27 kg. (265 N) se puede observar zonas de nucleación de fisuras, las cuales formaron huecos y se deformaron en toda la superficie de la aleación. Algunos de estos huecos se propagaron de una partícula de Si a otra (figura 6-27). En las superficies de estas muestras se pueden observar partículas de Si que fueron envueltas por la aleación,

la cual fluyó y rodeó la partícula. Observando la presencia de desgaste abrasivo debido a la presencia de las partículas de Si que producen gran daño de la superficie de la muestra. Nuevamente a estas altas cargas no se observó transferencia de Fe a la superficie de la aleación. Los debris de esta aleación mostraron la formación de las mismas zonas que en la aleación ZA27, aunque estos debris tenían forma de láminas trapezoidales, en los mismos se observa mayor transferencia de Fe en las zonas rugosas (figura 6-9).

ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu

Las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu presentaron nuevamente las dos zonas previamente citadas cuando fueron sometidas a cargas de 5 kg. (49,05 N), aunque en estas aleaciones la presencia de la zona de decohesión es mucho menor que en las aleaciones anteriores. En cuanto a la transferencia de elementos en las muestras se encontró presencia de Fe, pero no se encontró la presencia de elementos como el Mn, que si se había transferido en la ZA27 a estas cargas.

Cuando estas aleaciones fueron ensayadas a 8 kg. (78,5 N) en seco los ensayos debieron ser interrumpidos antes que llegaran al final porque, como las aleaciones ZA27 + 3,5%Si, los daños superficiales fueron demasiados elevados.

El análisis de las superficies de los materiales ensayados en condiciones de lubricación mostraron superficies con surcos, y algunas zonas donde las aleaciones fueron decohesionadas lo que produjo un daño generalizado de la zona, nuevamente no se encontró transferencia de elementos a la superficie de la muestra.

Los debris de estas muestras fueron unos fragmentos gruesos e irregulares en forma de hojuelas (figura 6-11). Esta forma de debris se podría atribuir como resultado de la rotura por extrudado del material. En el caso de los debris desprendidos de estas aleaciones ensayados a cargas de 27 kg. (265 N) observamos la presencia de partículas con la misma morfología que las sometidas a las cargas previamente citadas, y además los EDAX de las mismas mostraron la presencia de Zn, Al y Si en ese orden, aunque en el papel analizado, con lo cual se junto lo adherido al disco encontramos la presencia de Fe y Cu.

ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC y 16%SiC

En el análisis de la superficie de las aleaciones con refuerzos de 8%SiC se observa la presencia de grandes surcos de extrusión lineal en el cual encontramos zonas pequeñas, de decohesión de la aleación (figura 6-12). En las superficies se

observa la presencia de partículas trapezoidales y rectangulares, con zonas fracturadas a todo lo largo de la superficie. También encontramos en la superficie la presencia de placas y bastoncillos, de diversos tamaños (4 a 27 μm) los cuales presentan una alta composición de Fe entre (39 – 60%wt.).

Los debris analizados de estas muestras tienen una morfología en forma de agujas con su superficie deteriorada y dañada, y en las superficie de los mismos se observa la presencia de fracturas. Se encontró la presencia de Fe en los debris recogidos a 5 kg. (49,05 N).

La aleación con 8%SiC ensayadas a 27 kg. (265 N) presentaron también extrusión lineal de material, con la formación de surcos altamente deformados y zonas decohesionadas y gran cantidad de material acumulado por el disco a la salida del surco, esta formación nota un mecanismo de abrasión realizado por las partículas que no soportan estas altas cargas y se desprenden de la matriz (figura 6-31).

En tanto que en los debris recogidos en este ensayo tienen forma de hojuelas desgarradas de la probeta, las cuales son ricas en Al, seguidas por Zn y finalmente Si, los tamaños de estas partículas estuvieron alrededor de 8 a 30 μm (figura 6-32).

En el análisis de los discos ensayados con estas probetas, se observo la presencia de grandes surcos y de diferentes partículas adheridas a los mismos en las cuales algunas presentaban como elemento principal el Fe, en tanto que en otras se encontró la presencia de partículas ricas en Zn y Al, en algunos casos estas partículas estaban altamente deformadas en la dirección de deslizamiento del disco.

En las distintas zonas analizadas se observo que el Zn se adhiere más que los demás elementos.

Las probetas con mayor refuerzo 16%SiC ensayadas en seco a 5 kg. (49,05 N) y 8 kg. (78,5 N), mostraron un comportamiento similar con respecto a las de 8%SiC. y nuevamente hubo presencia de partículas y zonas con alta cantidad de Fe, lo cual no se dio en estas aleaciones ensayadas a las mismas cargas pero bajo condiciones de lubricación.

En las investigaciones realizadas por Sharma, S. C. et. al. (1997)¹⁴ se atribuye un cambio de proceso de desgaste entre abrasivo a un proceso de laminación, cuando realizan ensayos entre 30 – 65 N. Este autor reporta que un mecanismo de adhesión - abrasión es común para todos los tribosistemas, además que el tamaño del refuerzo forma un papel importante en las tasas de desgaste.

En el presente trabajo el tamaño promedio de partículas de SiC tal como se cito en el capítulo 5 (tabla 5-1) estuvo entre los 4 a 7 μm . Tjong, S.C. y Chen, F. (1997)¹³, Alpas, A. T. y Zhang, J. (1994)⁴⁷, Liang, Y.N. (1995)⁵² reportan que la menor tasa de desgaste la obtuvieron con refuerzos mayores a los (18 - 20 μm),

estos autores reportan una compensación por el aumento en volumen y la reducción del tamaño de partículas. Esto podría explicarse debido a que un mayor porcentaje de área de partículas puede soportar mayor tensión, además que esta área de partículas posee una dureza mayor.

En el estudio de las diferentes aleaciones se observa que hay una dependencia directa de la carga, del estado de lubricación de la superficie, de los elementos aleantes y de refuerzo presente en la aleación, de su morfología con las formas de desgaste que se presentan en las distintas probetas.

En cuanto a los mecanismos presentes podríamos atribuir que a cargas de 5 kg. (49,05 N) y en algunos casos a 8 kg. (78,5 N) dependiendo de la aleación tenemos un mecanismo de desgaste adhesivo – abrasivo, en tanto a medida que aumenta la carga el mecanismo de desgaste pasa de ser un proceso abrasivo o un proceso de laminación en capas, con presencia de gran deformación plástica de la subsuperficie donde fluye el material y se desprenden debris en forma de láminas.

En cuanto a la transferencia de elementos, encontramos transferencia de Fe, los mecanismos por lo cual se dan estas transferencia de Fe todavía no son suficientemente claros e investigaciones con respecto a este tema deben ser llevadas a cabo, aunque si se encuentra una dependencia de la transferencia de este elemento con la carga, con la temperatura y con los elementos aleantes de la aleación.

En el caso de las aleaciones ensayadas con altas cargas observamos que no hay regularmente transferencia de Fe, aunque si encontramos presencia de este elemento en los debris analizados como así también en los discos. Por lo que en caso de grandes deformaciones plásticas no hay transferencia de Fe del disco a la muestra, si a los debris, aunque si hay transferencia de otros elementos.

Según los análisis realizados a las diferentes aleaciones podríamos atribuir que en cuanto el mecanismo de desgaste es principalmente adhesivo la transferencia de elementos (Fe, Mn, ...) se ve favorecida, (ZA27 seco, lubricado y las demás aleaciones ensayadas en seco a 5 kg (49,05N)), además se observa que en las zonas de desgaste adhesivo la transferencia de elementos (Fe, Si) es mayor. En tanto que cuando el mecanismo pasa a ser mayoritariamente abrasivo, generalmente a cargas altas, con desprendimientos de partículas, la transferencia de elementos del disco y la probeta son menores. Los fragmentos desprendidos de las superficies, se unen, se mezclan y forman los debris de diferentes composiciones, este proceso generalmente es conocido como MMM (Mechanically Mixed Material) el cual se asemeja a un molino de bolas produciendo debris de diferentes composiciones.

En cuanto a la transferencia de Mn solo se dio en las aleaciones ZA27

ensayadas en seco, por lo que más estudios sobre el mismo debería ser llevado a cabo.

Comparación de los coeficientes de fricción de las diferentes aleaciones

En primeras instancias podemos observar que el coeficiente de fricción de la aleación ZA27 en seco es, al iniciar el proceso de desgaste, aproximadamente el mismo que el coeficiente de la aleación en condiciones de lubricación, pero apenas procede el ensayo en seco el mismo aumenta continuamente, hasta valores de 10 a 20 veces mayores. Este aumento se debe a la gran deformación plástica de la superficie de la aleación. El coeficiente de fricción de la aleación ZA27 ensayada bajo condiciones de lubricación ronda los 0,10 y desciende paulatinamente a medida que transcurre el ensayo a igual que la aleación ZA27 + 3,5%Si.

Un comportamiento totalmente diferente se presentó en el coeficiente de fricción de las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, dado que este inicio en 0,08 y después descendió en los primeros 100 seg. a valores de 0,06 para después caer paulatinamente hasta valores promedios de 0,055. Este comportamiento podría atribuirse al endurecimiento de la aleación a medida que transcurre el ensayo.

Otro comportamiento totalmente diferente se encontró en las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, que presentaron inicialmente un aumento en los primeros 800 seg de 0,06 a 0,09 para después descender bruscamente hasta valores de 0,03 al final del ensayo. Este comportamiento es diferente al reportado por Tjong, S.C. y Chen, F. (1997)¹³, que reporta en ensayos realizados en aleaciones ZA27 y ZA27 con refuerzos de SiC con cargas de 882N, que el coeficiente de fricción de las aleaciones no reforzadas varían en la primera mitad del período de ensayo, en tanto que en las aleaciones reforzadas no se observó variación, este comportamiento del coeficiente de fricción podría atribuirse a las altas cargas utilizadas que son tres veces mayores las utilizadas en el presente trabajo, aunque no hay que olvidar, que estas aleaciones son recomendadas para utilizar bajo condiciones de lubricación hasta 8 kg. En el presente trabajo, tal como se reportó, el coeficiente de fricción se mantuvo aproximadamente constante e iguales en todo el periodo de ensayos para las aleaciones ZA27 y ZA27 + 3,5%Si (figura 6-24 y 6-28), en tanto que en las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu y ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC los mismos variaron tendiendo a descender al final del periodo de ensayo, (figura 6-30 y 6-33).

7- CONCLUSIONES

Del presente trabajo y de los estudios efectuados pueden extraerse las siguientes conclusiones:

ESTRUCTURAS DE LAS ALEACIONES

- 1- La temperatura máxima de vertido a la cual no se encontró formación de porosidad en las aleaciones ZA27 en un molde cilíndrico de 25,4 mm x 80 mm fue de 560 °C.
- 2- Las aleaciones ZA27 con contenidos de Si, Cu, SiC a la temperatura de 560 °C presentaron porosidad interdendrítica. Un aumento de la porosidad interdendrítica se observa por la presencia de precipitados de Cu. Además la cantidad de poros aumenta con el contenido local de Si.
- 3- Las aleaciones ZA27 en estado as-cast presentan estructuras dendríticas, compuestas por dendritas primarias ricas en Al α , y rodeadas por una fina lámina rica en zinc en forma de eutéctico ($\alpha + \eta$). El interdendrítico formado en los últimos estados de solidificación, tiene una morfología de eutectico.
- 4- La región interdendrítica de las aleaciones ZA27 son más ricas en Zn que Al.
- 5- Los parámetros de red correspondientes a esta aleación son Al (fase fcc)= $a = 4,0474 \pm 0.0002 \text{ \AA}$ y Zn(hcp)= $a = 2,6655 \pm 0.0001 \text{ \AA}$, $c = 4,9494 \pm 0.0003 \text{ \AA}$.
- 6- Las aleaciones ZA27 con contenidos variables de Si presentan precipitados de Si que se distribuyen en la matriz de la aleación. Cuando los precipitados son de mayor tamaño se encuentra en el centro de la aleación.
- 7- El tamaño de los precipitados de Si aumento con el contenido de Si, en tanto que la distribución de los precipitados a menores contenidos de Si es más uniforme, y a mayores cantidades de Si, los precipitados se aglomeran en colonias.

- 8- Los parámetros del Si en las aleaciones ZA27 son $a = 5,432 \pm 0.002\text{\AA}$.
- 9- Las aleaciones ZA27 con contenidos de Cu menores al 1%wt. presenta al Cu distribuido en solución sólida en forma homogénea, cuando el contenido aumenta se presentan precipitados de este elemento.
- 10- Un aumento de la porosidad local de la aleación se encontró con el aumento de precipitados de Cu.
- 11- Las partículas de SiC se distribuyen en el interdendrítico de las aleaciones ZA.
- 12- Las aleaciones ZA27 con contenidos de Al_2O_3 no fueron posibles de fabricar por colada, dado que las partículas de Al_2O_3 no quedan retenidas en la aleación sino que se desprenden probablemente como un óxido de zinc blanco, en forma de hilos.

RELACIONES ENTRE PROPIEDADES MECÁNICAS Y LA ESTRUCTURA DE LA ALEACIÓN.

- 13- Las partículas de SiC se distribuyen en forma preferencial según la dirección de solidificación. Encontrando que las partículas de mayor tamaño se encuentran en las posiciones inferiores de las probetas solidificadas. El tamaño de partícula (μm) y la cantidad varía según la posición de solidificación.
- 14- Se encontró en las aleaciones un leve aumento de la dureza con el aumento de la fracción de volumen de partículas, aunque la correlación no es fuerte.
- 15- En las aleaciones se observa un aumento lineal de la dureza en función del diámetro, y hay un descenso del tamaño de grano cuando se incrementa el porcentaje en volúmenes de partículas.

ESTABILIDAD DIMENSIONAL Y DESGASTE

- 16- Las aleaciones ZA27, ZA27 + 3,5%Si, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC, son estables dimensionalmente por períodos de 1000 hr. a 160 °C.
- 17- La tasa de desgaste de las aleaciones ZA tiene una alta dependencia con la carga, en el rango de (3-8 kg.), en las aleaciones ZA27 y ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC la dependencia con la carga no es del tipo lineal, en tanto que en las ZA27 + 3,5%Si, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, se encontraron tasas de desgaste muy elevadas a cargas de 8 kg.
- 18- A cargas de 5 kg. en seco las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC presentaron las tasas de desgaste más bajas, en tanto que a cargas de 8 kg. las aleaciones con 16 % SiC presentaron las tasas más bajas de desgaste.
- 19- Bajo condiciones de lubricación podemos observar que las aleaciones con 8 %SiC a 5 kg. de carga de ensayo presentan las menores tasas de desgaste, en tanto que a cargas de 8 kg. las aleaciones con 16 %SiC en las condiciones establecidas no presentaron pérdidas de peso.
- 20- A 27 kg. de carga bajo condiciones de lubricación, las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, presentaron las menores tasas de desgaste.
- 21- En cuanto a los mecanismos presentes podríamos atribuir que a cargas de 5 kg. (49,05 N) y en algunos casos a 8 kg. (78,5 N) dependiendo de la aleación tenemos un mecanismo de desgaste adhesivo – abrasivo, en tanto que a medida que aumenta la carga el mecanismo de desgaste pasa de ser un proceso abrasivo a un proceso de delaminación en capas, con presencia de gran deformación plástica de la subsuperficie donde fluye el material y se desprenden debris en forma de láminas.
- 22- En las aleaciones ZA27, ZA27 + 3,5%Si, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC, en los ensayos realizados en seco y lubricados a 5 kg. se realiza una transferencia de Fe del disco a la muestra. En tanto que en las aleaciones ZA27, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 8%SiC, ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu + 16%SiC, ensayadas a 8 kg. en seco se transfiere mayor cantidad de Fe, en las zonas de desgaste

- 23- En las aleaciones ZA27, ensayadas a 5 y 8 kg. en seco se da una transferencia de Si y Mn, mientras que en las otras aleaciones ensayadas no se observa transferencia de Mn.
- 24- En ensayos realizados a 27 kg. no se da una transferencia de Fe del disco a la muestra. Aunque si a los debris.
- 25- Los debris desprendidos a 5 y 8 kg. presentaron composiciones variadas, y dependientes de las aleaciones que se desprendían, en general eran ricos a estas cargas de Zn, seguidos por Fe, Al y Si.
- 26- De los diferentes debris desprendidos de las aleaciones se concluye que la morfología de los mismos depende de los mecanismos presenten en los procesos de desgaste, cuando el proceso es mayoritariamente adhesivo los debris tienen forma de láminas trapezoidales, (ZA27 seco y lubricado, ZA27 + 3,5%Si), en tanto que cuando el proceso es mayoritariamente abrasivo los debris son de forma rectangular y de aristas recortadas(ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu), los debris de las aleaciones con refuerzos tenían forma de finas placas, y su superficie requiebrajada.
- 27- Se encontró una dependencia entre los procesos de desgaste y los elementos transferidos a los debris. En los procesos de desgaste adhesivos observamos una alta presencia de elementos transferidos de las dos superficies a los debris. En los debris desprendidos de la aleación ZA27, ZA27 + 3,5%Si a 5 y 8 kg en seco hubo presencia de Fe, en tanto que en las ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu donde el proceso de desgaste fue principalmente abrasivo no se encontró dicho elemento, no así en las aleaciones reforzadas que aunque presentaron un proceso abrasivo si se encontró Fe. En los ensayos realizados a 27 kg solo en los debris desprendidos de las aleaciones ZA27 ensayadas bajo condiciones de lubricación se evidencio la presencia de Fe.
- 28- Los comportamientos de los coeficientes de fricción fueron variados dependiendo de los elementos aleantes de cada aleación. Las aleaciones ZA27 y ZA27 + 3,5%Si presentaron coeficientes de fricción aproximado constante 0,10 durante todo el ensayo, en tanto que las aleaciones ZA27 + 3,5%Si + 1%Cu comenzaron con un coeficiente de fricción de 0,07 y culminaron en 0,055. Las aleaciones con 8 %SiC presentaron el menor coeficiente de fricción (0,03) al final del ensayo.

SUGERENCIAS PARA FUTUROS TRABAJOS.

- a- Realizar la producción de las aleaciones ZA por medio de diferentes técnicas de producción de materiales compuestos (infiltrado, reocasting, ultrasonido,...).
- b- Estudiar el efecto de los diferentes aleantes sobre las propiedades de las aleaciones ZA, y la modificación que producen éstos a la estructura de las aleaciones.
- c- Investigar los mecanismos de formación y distribución de los precipitados de Si, según la dirección de solidificación.
- d- Realizar investigaciones con respecto a las relaciones entre las propiedades mecánicas y distribución de partículas en la aleación y los cambios en la morfología de la aleación por la presencia de las mismas.
- e- En cuanto al desgaste se debería seguir con los estudios metódicos de los cambios producidos en las aleaciones ZA por refuerzos de diferentes índoles y el agregado de los diferentes aleantes.
- f- Estudiar el efecto de la incidencia de diferentes porcentajes en volumen de partículas y diferentes tamaños de partículas, en las aleaciones utilizadas para desgaste.
- g- Analizar los diferentes mecanismos de desgaste con relación a las diferentes aleaciones ZA reforzadas, las diferentes cargas y condiciones de lubricación.
- h- Continuar con el estudio de los posibles aplicaciones de las aleaciones ZA reforzadas.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GERVAIS E.; H. LEVERT; M. BESS; **The Development of a Family of Zinc-Base Foundry Alloys** AFS Transactions V 88 (1980) pp. 183-194.
2. SAHOO. M.; WHITING. L.V. **Foundry Characteristics of Sand Cast Zn-Al Alloys.** AFS Transactions V.92 (1984) pp. 861-870.
3. SAHOO; M.; WHITING, L.V.; WHITED, W. G. **Control of Underside Shrinkage in Zinc – Aluminum Foundry Alloys by the Addition of Trace Elements.** AFS Transactions V.93 (1985) p. 475/80
4. SAHOO, M.; WHITING L.V.; CHARTRAND, G. **Efecto del estroncio sobre la estructura y propiedades mecánicas de las aleaciones fundidas Zn-Al.** Weatherall. AFS Transactions V. 94 (1986) pp.225-242
5. DELNEUVILLE, D. **Tribological behaviour of ZnAl alloys (ZA27) compared with bronze when used as a bearing material with high load and at very low speed.** Wear. 105 (1985) 283-292.
6. BARNHURST, R.J.; GERVAIS, E.; BAYLES, F.D. **Gravity Casting of Zinc-Aluminum Alloys- Solidification Behavior of ZA-8, ZA-12 and ZA-27.** AFS Transactions V 72 (1983) pp. 569-584
7. BARNHURST, R. J.; GERVAIS, E. **Gravity Casting of Zinc-Aluminum (ZA) Alloys: Dependence of Mechanical Properties on soundness, Microstructure, and Inclusion content.** AFS Transactions. V.93. (1985) pp. 591-602.
8. SRIRAM, P.; SESHAN, S.; ROSHAN, H.MD. **Effect of Trace Elements on Casting Characteristics and Mechanical Properties of Cast ZA Alloys.** AFS Transactions V 109 (1992) pp. 769-775.
9. MURPHY, S.; SAVASKAN, T. **Comparative wear behaviour of Zn-Al-based alloys in an automotive engine application.** Wear 98 (1984) pp. 151-161
10. PEKWAH, P.L.; SAVASKAN, T.; LAUFER, E. **Wear resistance and microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu alloys.** Wear 117 (1987) pp. 79-89.
11. SAVASKAN, T.; MURPHY, S. **Mechanical properties and lubricated wear of Zn-25Al-Based alloys.** Wear, 116 (1987) pp. 211-224

12. KARNI, N.; BARKAY, G.B.; BAMBERGER, M. **Structure and properties of metal-matrix composite.** Journal of Materials Science Letters 13 (1994) pp. 541-544
13. TJONG, S.C. AND CHEN, F. **Wear behavior of As-Cast ZnAl27/SiC Particulate Metal-Matrix Composites under Lubricated Sliding Condition.** Metallurgical and Transactions A. Vol. 28^a, september 1997- pp. 1951
14. SHARMA, S.C.; GIRISH, B.M.; RATHNAKAR KAMATH, SATISH, B.M. **Effect of SiC particle reinforcement on the unlubricated sliding wear behaviour of ZA-27 alloys composites.** Wear 213 (1997) pp. 33-40
15. JO, S. H. J.; DIONNE, S.; SAHOO, M. and HAWTHORNE, H. M.; **Mechanical and tribological properties of zinc – aluminium metal – matrix composites.** Journal of Materials Science. 27 (1992) 5681 – 5691.
16. ARIKAN, R.; MURPHY, S. **Anisotropic wear of planar – random metal matrix composites with zinc alloy matrix.** Wear. 143 (1991) 149 – 157.
17. DELLIS, M. A.; KEUSTERMANS, J. P. and DELANNAY, F. **Zn-Al Matrix composites: investigation of the thermal expansion, creep resistance and fracture toughness.** Materials Science and Engineering, A135 (1991) 253-257.
18. POLLARD, W.A.; PICKWICK, K.M.; JUBB, J.T. AND PACKWOOD, R.H. **The Grain Refinement of Zinc-Aluminium Alloys by Titanium.** Canadian Metallurgical Quarterly 13 (1974): 535-543.
19. FREIBEL, V.R. AND FERRES, D. **Fluidity of Zn-Al Alloys.** Modern Castings, (Sep 1962). 117.
20. LIN, C.T.; NAKADA, T. AND MURATA, K. **Fluidity of Zn-Al Alloys.** AFS Transactions (Aug 1973) p19
21. HANNA, M.D.; CARTER, J.T. AND RASHID, M.S. **Sliding wear and friction characteristics of six Zn-based die-casting alloys.** Wear 203-204 (1997) pp. 11-21
22. BARNHURST, R.J. AND FARGE, J.C. **Evaluation of ZA 12 and Za27 for beareing application.** 25 th. Annual Conf. Of. Metallurgists, Toronto, Canada, August 17 1986
23. MURPHY, S. **Solid-Phase Reactions in the Low-Copper Part of the Al-Cu-Zn System.** Z. Metallkde 71 (1980) 96.
24. SAVASKAN, T. and MURPHY, S.; **Creep Behaviour of Zn-Al-Cu bearing alloys.** Z. Metallkde. Bd. 74 (1983) H.2. 76-82

25. RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**, John Wiley & Sons, New York, Inc. (1995), 2da edición.
26. DOKOS, S. J. (1946) **Sliding friction under extreme pressures**, Journal Applied Mechanics, 13ª, 148-156. (Referenciado en RABINOWICZ, E. et. al. (1995) pag. 71. Op. Cit.)
27. KRAGELSKII, I. V. **Friction and Wear** Butterworths, London (1965)
28. HOLM, R. ; **Electrical contact**, Almqvist and , Stockholm. (1946) (Referenciado en RABINOWICZ, E. et. al. (1995) pag. 71. Op. Cit.)
29. ARCHAD, J.F.; **Contact and rubbing of flat surfaces**, J. Appl. Phys., 24, 981-988. (1953) (Referenciado en RABINOWICZ, E. et. al. (1995) pag. 156. Op. Cit.)
30. RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**, John Wiley & Sons, New York, Inc. (1983). (Referenciado en RABINOWICZ, E. et. al. (1995) pag. 133. Op. Cit.).
31. LIM, S. C.; ASHBY, M. F. Wear – mechanism maps, overview N° 55, Acta metallurgical. Vol 35 N° 1, pp 1-24, (1987).
32. MA, T.Q.; CHEN, D.; LI S.C.AND WANG,H.M. **Effect of Mn on lubricated friction and wear properties of Zn-Al alloy**, in K.C.Ludema 8ed., Wear of materials 1989, ASME, New York, 1989, pp. 297-304.
33. MANI, V.G.S.; SRIRAM, P.; RAMAND, N. AND SESHAN, S. **Tribological studies on cast zinc-aluminium alloys**. AFS Trans., 88-100 (1988) 525-532
34. M.M. YAKOUB, PhD thesis, Loughborough University of Technology (1987). (Referencia en KARNI, N. et. al. (1994) Op. Cit.)
35. DAS, A.A.; YAKOUB, B. ZANTOUT, B. AND CLEGG A.J. Cast metal 1 (1988) 69. (Referencia en KARNI, N. et. al. (1994) Op. Cit.)
36. CORNIE, J.A.; GUERRIERO, V.; MEREGALLI, L. AND TANGERINI, I. In **Proceedings of Cast Reinforced Metal Composites Conference**, Chicago, 24-30 September 1988, edited by S. G. Fishman and A. K. Dhingra, p. 155. (Referencia en KARNI, N. et. al. (1994) Op. Cit.)
37. GUERRIERO, R.; PARSE, J.B.; AND TANGERINI I. In International Symposium on ZA Casting Alloys, Toronto, 17-20 August 1986, p.229. (Referencia en KARNI, N. et. al. (1994) Op. Cit.)
38. DIONNE, S.; LO, J.; DIGNARD-BAILEY, L. AND SAHOO, M. Metals Technology Laboratories, Report MTL 89-81 (TR) (1989). (Referencia en 12) (Referencia en KARNI, N. et. al. (1994) Op. Cit.)

39. SAKA, N. AND KARALEKAS, D.P. Proc. Int. Conf. Wear Mater., Vancouver 1985, p. 784. (Referencia en SHARMA, S. C. et. al. (1997) Op. Cit.)
40. GERVAIS, E.; BARNHUST, R.J.; LOONG, C.A. **An Analysis of selected properties of ZA alloys**, J. Met. November (1985) 43
41. WANG, A. AND RACK, H.J. **The effect of ageing on the abrasive behavior of SiC/2124 metal matrix composites**, in R. B. Bhagat, A. H. Clauer, P. Kumar, A. M. Ritter (Eds), Metals and Ceramic Matrix Composites: Processing, Modelling and Mechanical Behaviour, TMS, 1990, p. 448.
42. ZHU, H.X. AND LIU, S.K. Composites, 1993, vol 24, pp. 437-42 **Preparation of fine particulate reinforced metal matrix composites by high intensity ultrasonic treatment**. Journal Material Science. Letters. Vol 14.(1995). Pp. 649-650
43. MA, L.; CHEN, F.; SHU, G. **Preparation of fine particulate reinforced metal matrix composites by high intensity ultrasonic treatment**. Journal of Materials Science Letters 14 (1995) 649-650.
44. LIAN, Y. N.; MA. Z.Y.; LI, S.Z.; BI, J. **Effect of particle size on wear behaviour of SiC particulate-reinforced aluminum alloy composites**. Journal of Material Science Letters 14 (1995) 114-
45. LEE, C.S.; KIM, Y.H.; HAN, K.S.; LIM, T. Journal of Materials Science. 27 (1992) 793. (Referencia en SHARMA, S. C. et. al. (1997) Op. Cit.)
46. ALPAS, A.T.; EMBURY, J.D. Wear of Materials, ASME, New York, 1985, p. 784
47. ALPAS, A. T. AND ZHANG, J. **Effect of SiC particulate reinforcement on the dry sliding wear of aluminium-silicon alloys (A356)**. Wear, 155(1992) 83-104.
48. SAKA, N. AND KARALEKAS, D. P. **Friction on wear of particle reinforced metal- ceramic composites** in K.C. Ludema (ed.) Wear of Metals, SAME, New York, (1985), pp. 784-793.
49. RAZAVIZADEH, K. and EYRE, T. S. **Oxidative wear of aluminium alloys**. Wear. 79. (1982) 325 – 333.
50. QUINN, T. F. J. **Role of oxidation in the mild wear of steel**. British Journal Applied Physical. V13. (1962) 33- 37.
51. KENNETH, C. L.; **A review of scuffing and running-in of lubricated surfaces, with asperities and oxides in perspective**. Wear, 100 (1984) 315-331.

52. LEHUY, H. **Mechanical properties of zinc – aluminium alloys extruded in the liquid – solid state.** Journal of Materials Science. 23 (1988) 2943 – 2950.
53. WANJAAR, P.; ZAREI- HANZAKI, A. DREW, R.A.L.; YUE, S. **Shear Punch Test for Strength and Ductility Measurements of Metal-Matrix Composites.** Light Weight Alloys for Aerospace Applications Symposium 124 th. TMS Annual Meeting and Exhibition. 12-19/02/96. Las Vegas. Nevada. USA
54. LAGACÉ, H.Y.; LLOYD, D.J. **microstructural Analysys of Al-Si Composites.** Canadian Metallurgical Quarterly 28 (1989) 145-152
55. WU, Y.; LIU, H.; LAVERNIA, E.J. **Solidificacion behavior of Al-Si/SiC MMCs During wedge-mold casting.** En Microstructure Formation During Solidification of metal Matrix Composites. Editado por P.K. Rohatgi TMS. (1993) 41-61
56. VANDELLI, G. Allum Nuova Metall., 37 (1968) 121. (Referenciado en PEKWAH, P. L. (1987) Op. Cit.)
57. HOSKING, F.M., FOLGARPORTILLO, F., WUNDERLIN, R. AND MEHRABIAN, R. **Composites of aluminum alloys: fabrication and wear behaviour.** J. Mater. Sci., 17 (1982) 477-498.
58. SURAPPA, M.K., PRASSAD, S. V. AND ROHATGI, P. K. **Wear and abrasion of cast Al-alumina particle composites,** Wear, 77, (1982) 295-302.
59. ANAND, K. AND KISHORE. **On the wear of aluminum-corundum composite.** Wear, 85, (1983) 163-169.
60. PRASAD, S. V. AND ROHATGI, P. K. **Tribological properties of Al alloy particle composites,** J. Met. 39 (119 (1987) 22-26.
61. WANG, D. Z.; PENG, H. X.; LIU, J.; YAO, C. K. and HAN, H. **The effects of ageing and whisker – orientation on wear behaviour of SiC_w/Al composites under unlubricated sliding friction.** Composites Science and Technology. 53 (1995) 21-25.
62. MOKHTAR, M. O. A.; **The effect of hardness on the frictional behaviour of metals.** Wear, 78 (1982) 297 – 304.
63. PRASSAD, B. K.; PATWARDHAN, A. K. and YEGNESWARAN, A. H. **Characterization of the wear response of a Modified Zinc – Based alloy vis – á – vis a conventional Zinc – Based alloy and a bearing bronze at a High Sliding Speed.** Metallurgical and Materials Transactions A. 27A, November 1996. 3513 – 3523.

64. LEE, C. S.; KIM, Y. H.; HAN, K. S.; LIM, T. **Wear behaviour of aluminium matrix composite materials.** Journal of Materials Science 27 (1992) 793 – 800.
65. PRASSAD, B. K. **Tensile properties of some zinc – based alloys comprising 27,5% Al: effect of alloy microstructure, composition and test conditions.** Materials Science and Engineering. A245. (1998) 257 – 266.
66. LAMBERIGTS, M.; WALMAG, G.; COUTSOURADIS, D.; DELNEUVILLE, P.; MECUS, M. **Friction and ductility behaviors of a high strength Zinc foundry alloy.** AFS Transactions. 85-84. (19) 569 – 578.
67. BOWDEN, P. F.; TABOR, D. **The influence of surface films on the friction and deformation of surfaces.** 197-212.
68. PRASSAD, B. K.; PATWARDHAN, A. K.; YEGNESWARAN, A. H. **Tensile properties of some Zn – 27,5 wt % Al alloys as influenced by heat treatment and test conditions.** Journal of Materials Science Letters. 16 (1997) 1890 – 1893.
69. Metals Handbook, Desk Edition **Metallography and microstructures.** ASM American Society for Metals. (1995). pp. 351-388, 488 – 496.
70. **Standard Test Methods for Determinig Average Grain Size.** ASTM E 112 – 88. (1988) Annual Book of ASTM Standars, ASTM, Philadelphia, PA 19103. pp. 297 – 322.
71. **Standard Test Methods for Determinig Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.** ASTM E 562 – 89. (1989) Annual Book of ASTM Standars, ASTM, Philadelphia, PA 19103. pp. 612 – 617.
72. **Standart Test Methods for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block – on – Ring Wear Test.** ASTM G 77 – 97. (1997) Annual Book of ASTM Standars, ASTM, Philadelphia, PA 19103. pp. 1 – 12.
73. GÜNTHER PETZOW. **Metallographic etching.** 38 – 43.
74. Metals handbook, 10 edición. **Metallography.** ASM. American Society of Materials. (1985). 35.16.
75. IPOHORSKI, M.; MARCONE, N. J. **Microanálisis Dispersivo en Energía en el Microscopio Electrónico de Barrido.** IT – 43 / 95 (1995) pp. 12 – 20.
76. ORTÍZ, M.; MINGOLO, N.; FORLERER, E. **Tensiones residuales. Determinación por difracción de rayos X. Teoría del método.** IT/A – 57/96. (1996) pp. 13.
77. DEHOFF, R. T. **The Statistical Background of Quantitative Metallography.** 11 – 44.

78. UNDERWOOD, E. E. **Surface area and length in volume.** 76- 101.
79. UNDERWOOD, E. E. **Particle - size Distribution.** 149-199.
80. **Standard Terminology Relatin to Wear and Erosion.** ASTM E 40 – 93. (1993) Annual Book of ASTM Standars, ASTM, Philadelphia, PA 19103. pp. 163 – 168.
81. **ASM HANDBOOK V.3 – ASM.** Alloy Phases Diagrams. American Society of Materials . 3.19
82. ROHATGI, P.K., ASTHANA, R., AND DAS, S. **Solidification, structures, and properties of cast metal-ceramic particle composites.** International Metals Reviews V.31 N°:3 (1986) pp.115.
83. LLOYD, D. J. **Particle reinforce aluminium and magnesium matrix composites.** International Materials Reviews. V 39. N° 1. (1994) 1-24.
84. IBRAHIM, I. A.; MOHAMED, F. A.; LAVERNIA, E. J. **Particulate reinforced metal matrix composites – a review.** Journal of Materials Science. 26 (1991) 1137 - 1156.
85. LANGER, J. S. **Instabilities and pattern formation in crystal growth.** Reviews of Modern Physics, Vol. 52, N°1. January (1980).
86. FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing.** McGraw – Hill (1974)

APÉNDICE I

Cálculo de composiciones de las aleaciones.

Datos Iniciales

Datos bibliográficos obtenidos del Metal Handbook⁶⁹ de las diferentes aleaciones

	Al	Zn	Cu	Si	Mn	Mg	Fe	Csi
Densidades gr/cm ³	2,6989	7,133	8,96	2,33	7,44	1,738	7,874	3,17
Composición de la A356 en % wt.	92,05	0,1	0,2	7,00	0,1	0,35	0,2	
% en volumen de Csi								25

Cálculo del porcentaje en peso para cada elemento, en cada caso el porcentaje es:

$$X_{Si} = X_{Si} \cdot \rho_{Si} / (X_{Al} \cdot \rho_{Al} + X_{Si} \cdot \rho_{Si} + X_{Cu} \cdot \rho_{Cu} + X_{Mg} \cdot \rho_{Mg} + X_{Mn} \cdot \rho_{Mn} + X_{Fe} \cdot \rho_{Fe} + X_{Zn} \cdot \rho_{Zn})$$

$$X_{Al} = X_{Al} \cdot \rho_{Al} / (X_{Al} \cdot \rho_{Al} + X_{Si} \cdot \rho_{Si} + X_{Cu} \cdot \rho_{Cu} + X_{Mg} \cdot \rho_{Mg} + X_{Mn} \cdot \rho_{Mn} + X_{Fe} \cdot \rho_{Fe} + X_{Zn} \cdot \rho_{Zn})$$

$$X_{Zn} = X_{Zn} \cdot \rho_{Zn} / (X_{Al} \cdot \rho_{Al} + X_{Si} \cdot \rho_{Si} + X_{Cu} \cdot \rho_{Cu} + X_{Mg} \cdot \rho_{Mg} + X_{Mn} \cdot \rho_{Mn} + X_{Fe} \cdot \rho_{Fe} + X_{Zn} \cdot \rho_{Zn})$$

En general para cualquier elemento i sera:

$$X_i = x_i \cdot \rho_i / (\sum (x_i \cdot \rho_i)) \quad \text{donde } i \text{ toma valores de } i=1 \text{ a } n$$

ρ_i = densidad de cada elemento

x_i = Fracción en volumen de cada elemento.

X_i = Fracción en peso de cada elemento.

$$X_{Al} \cdot \rho_{Al} + X_{Si} \cdot \rho_{Si} + X_{Cu} \cdot \rho_{Cu} + X_{Mg} \cdot \rho_{Mg} + X_{Mn} \cdot \rho_{Mn} + X_{Fe} \cdot \rho_{Fe} + X_{Zn} \cdot \rho_{Zn} = \sum \rho_i \cdot X_i$$

Densidad de la aleación A356(gr/cm³):

$$\rho_{A356} = \sum \rho_i \cdot X_i$$

Densidad de la aleación A356(gr/cm³) + 25% SiC:

$$\rho_{A356+25\%SiC} = (\rho_{SiC} \cdot V_{SiC} + \rho_{A356} \cdot V_{A356}) / (V_{total \text{ aleación}})$$

$$\rho_{A356+25\%SiC} = (\rho_{SiC} \cdot 0,25 \cdot V_{total \text{ aleación}} + \rho_{A356} \cdot 0,75 \cdot V_{total \text{ aleación}}) / (V_{total \text{ aleación}})$$

$$\rho_{A356+25\%SiC} = (\rho_{SiC} \cdot 0,25 + \rho_{A356} \cdot 0,75)$$

Fracción en peso de Carburo de Silicio en un gramo de aleación A356(gr/cm^3) + 25% SiC:

$$X_{\text{SiC}} = 0,25 \cdot \rho_{\text{SiC}} / (0,75 \cdot \rho_{\text{A356}} + 0,25 \cdot \rho_{\text{SiC}})$$

1 gr. Aleación
m gr. Aleación A356(gr/cm^3) + 25% SiC

X gr SiC
X gr SiC:

Fracción en peso de Carburo de Silicio en un gramo de aleación ZA27:

w gr Za27
1 gr Za27

Xgr. SiC
X_{SiC}:

Fracción en volumen de Carburo de Silicio en la aleación ZA27:

$$X_{\text{SiC}} = X_{\text{SiC}} (X_{\text{Zn}} \cdot \rho_{\text{Zn}} + X_{\text{Al}} \cdot \rho_{\text{Al}} + X_{\text{A356}} \cdot \rho_{\text{A356}} + X_{\text{Si}} \cdot \rho_{\text{Si}} + X_{\text{Cu}} \cdot \rho_{\text{Cu}})$$

Ejemplo de cálculo

Masa de Aleación A356 + 25%SiC= **41,207**

	masa c/u	Al	Zn	Cu	Si	Mn	Mg	Fe	Csi
A356	29,831	16,988	0,018	0,037	1,292	0,018	0,065	0,037	11,376
Al	0,000	0,000							
Cu	1,050			1,050					
Si	1,496				1,496				
Zn	60,570		60,570						

<i>Su de peso individual</i>	81,571	16,988	60,588	1,087	2,787	0,018	0,065	0,037	11,376
------------------------------	---------------	---------------	---------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------	---------------

Fracciones en peso	0,208	0,743	0,013	0,034	0,000	0,001	0,000	0,139
---------------------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------

% en peso de la aleación	20,826	74,277	1,332	3,417	0,023	0,079	0,045	13,946
---------------------------------	---------------	---------------	--------------	--------------	--------------	--------------	--------------	---------------

APÉNDICE II

Medidas de Dureza

Medidas de Dureza de la probeta 10

Las tomas de las medidas de las durezas fueron realizadas en 10 posiciones diferentes las cuales se tomaran en distancias suficiente separadas de manera de asegurar que el endurecimiento por deformación no afecte a la próxima medida

Númeracion	Dureza (HB)	Numeración	Dureza (HB)	Númeracion	Dureza (HB)	Dureza (HB)	Experimental
1	70,5	2	60,5	1	70,5	60,5	65,5
3	60,5	4	67,7	2	60,5	67,7	64,1
5	64,2	6	52,5	3	64,2	52,5	58,35
7	72	8	72	4	72	72	72
9	52,8	10	71	5	52,8	71	61,9
11	73,6	12	62,5	6	73,6	62,5	68,05
13	75,1	14	64,6	7	75,1	64,6	69,85
15	73,6	16	71,5	8	73,6	71,5	72,55
17	74,1	18	79	9	74,1	79	76,55

Los datos fueron representados y presentados según las posiciones, para después ser correlacionados con los datos de metalografía cuantitativa.

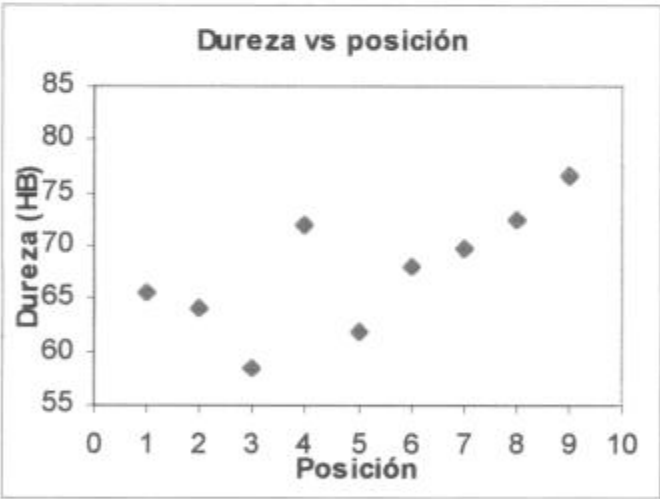


Figura A-2 Dureza promedio vs posición