



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN  
NICOLÁS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALÚRGICAS**

---



**“SÍNTESIS Y COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DEL MATERIAL  
COMPUESTO AlN/Mg-AZ91E”**

Tesis para optar al grado de:

**MAESTRA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

Presenta:

**ING. MARCELA VÁZQUEZ BECERRA**

Asesor Interno:

**DOCTOREM PHILOSOPHIAE  
JOSE LEMUS RUIZ**

Asesor Externo:

**DOCTOR EN CIENCIAS EN METALÚRGIA Y CIENCIAS DE LOS  
MATERIALES**

**LÁZARO ABDIEL FALCON FRANCO**

Morelia, Michoacán, México; agosto, 2013

## DEDICATORIAS

Dios está aquí, si está aquí, tan cierto como el aire que respiro tan cierto como la mañana se levanta el sol, tan cierto que cuando le hablo él me puede oír.

Lo puedo sentir a mi lado en este mismo instante,  
Lo puedo sentir muy dentro de mi corazón,  
Lo puedo sentir en todos los problemas que tengo,  
Lo puedo sentir, tan cierto que él está aquí,

Con toda mi dedicación e infinito agradecimiento, por todo lo que me das a ti DIOS MIO.

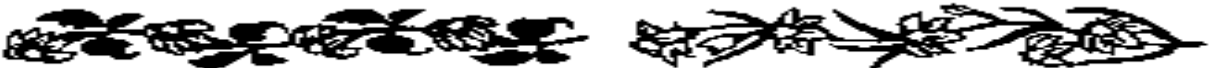
Les dedico con todo el AMOR del mundo y con el infinito agradecimiento a ustedes, que me vieron nacer y pusieron todo su esfuerzo y dedicación para darme lo mejor, porque confiaron en mí y su apoyo fue siempre incondicional, y ahora soy la mujer que soy a.

Marcelino Vázquez González  
María Carmen Becerra Cruz  
Gracias papá; gracias mamá.

Les dedico también a mis hermanos por todo su amor, su apoyo, en todos los días de mi vida gracias.

Lupe, Cami, Migue, May, Marce, Karen y mi más pequeña Dianita.

Y a mi familia, Vázquez González y Becerra Cruz. A mis tios, primos y familiares que siempre estuvieron con migo apoyándome y ayudándome para llegar a ser lo que ahora estoy a punto de lograr, otro grado más de estudios: mis tios José, Pedro, Carmen, Toño, Ángel y Rito, tías: Raquel, Jo, Reina, Sara, Lena. Primos y primas: Ceci, Alex, Juanita, lupe (monca), Julio, Aldo, Cone, Cris, etc, gracias.



# AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer a Dios y a mi Familia por todo su apoyo para la realización de este trabajo.

Al Doctor José Lemus Ruiz

Por todo su apoyo en esta etapa de mi vida que culmina, por su aportación y su confianza al involucrarme en este proyecto, mil gracias.

A consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por el apoyo económico que me brindo mediante la beca 392509.

Al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por haberme permitido pertenecer al programa de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Al Doctor Omar Jiménez Alemán y al Centro de Ciencias Exactas e Ingeniería de la Universidad de Guadalajara, por permitirme la oportunidad de desarrollar parte experimental de este trabajo y por su aporte y asesoría al mismo.

Al Doctor Lázaro Abdiel Falcón Franco y Egberto Bedolla Becerril por su apoyo y asesoría en este trabajo.

A todos los Doctores del IIM por su apoyo a mi formación de la Maestría, en especial a los que fueron mis profesores y parte de mi mesa sinodal a los Doctores. Cuauhtemoc Maldonado Zepeda, Alberto Ruiz Marines, Víctor Hugo López Moreno y con infinito agradecimiento al Doctor Ignacio Mejía Granados por la confianza en este documento.

A mis amigos quienes estuvieron en esta etapa de formación, Fati, Lili, Crisi, Nadia, Alan, Manuelito, Carito, Toño, Armando, Cristian, Ivan, Chenita, Mely, Fer, Tavo, Omar y amigos del IIM, por esta etapa tan bonita que compartimos.

A todos muchas gracias, dios los llene de bendiciones.

¡GRACIAS!



## ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE GENERAL.....	i
ÍNDICE DE FIGURAS.....	iii
ÍNDICE DE TABLAS.....	vii
RESUMEN.....	viii
OBJETIVO GENERAL .....	ix
OBJETIVOS PARTICULARES .....	ix
JUSTIFICACIÓN .....	x
HIPÓTESIS .....	xi
CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
<b>1.1 MATERIALES COMPUESTOS</b> .....	1
1.1.1 Clasificación de materiales compuestos .....	2
<b>1.2 PROCESAMIENTO DE LOS MATERIALES COMPUESTOS</b> .....	3
<b>1.3 INTERFASES</b> .....	5
<b>1.4 MOJABILIDAD</b> .....	6
<b>1.5 APLICACIÓN DE LOS MATERIALES COMPUESTOS</b> .....	8
<b>1.6 DESGASTE</b> .....	9
1.6.1 Contacto mecánico.....	9
1.6.2 Clasificación de los procesos de desgaste .....	10
1.6.3 Tribosistemas .....	11
1.6.4 Mecanismos de desgaste .....	11
1.6.5 Método de bola sobre superficie plana (ball on flat).....	14
<b>1.7 NITRURO DE ALUMINIO</b> .....	15
<b>1.8 ALEACIÓN DE MAGNESIO AZ91E</b> .....	15

<b>CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>17</b>
<b>2.1 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>18</b>
2.1.1 <i>Materias primas .....</i>	18
<b>2.2 PROCESAMIENTO DE LOS COMPUESTOS.....</b>	<b>18</b>
<b>2.3 EVALUACIÓN DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA LINEAL DEL     COMPUESTO MG-AZ91E/ALN.....</b>	<b>23</b>
<b>2.4 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL COMPUESTO Mg-AZ91E/AlN.....</b>	<b>25</b>
<b>2.5 PRUEBAS AL DESGASTE DEL COMPUESTO DE Mg-AZ91E/AlN .....</b>	<b>26</b>
<b>CAPÍTULO III: RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>30</b>
<b>3.1 CARACTERIZACIÓN DE LOS MATERIALES DE INICIO.....</b>	<b>30</b>
<b>3.2 CARACTERIZACIÓN DEL COMPUESTO DE Mg-AZ91E/ AlN.....</b>	<b>32</b>
3.2.1 <i>Caracterización mecánica del compuesto Mg-AZ91E/AlN.....</i>	35
3.2.2 <i>Dureza .....</i>	36
3.2.3 <i>Módulo Elástico .....</i>	36
<b>3.3 RESULTADOS DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA .....</b>	<b>38</b>
<b>3.4 DESGASTE POR DESLIZAMIENTO RECIPROCANTE.....</b>	<b>40</b>
<b>3.5 RESULTADOS DE LA TASA DE DESGASTE .....</b>	<b>41</b>
<b>3.6 RESULTADOS DE LAS HUELLAS DE DESGASTE .....</b>	<b>57</b>
<b>CONCLUSIONES.....</b>	<b>72</b>
<b>BIBLIOGRAFÍA.....</b>	<b>74</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

### Capítulo I

<i>Figura 1.1 Fases en un material compuesto .....</i>	<i>1</i>
<i>Figura 1.2 Diferentes métodos de infiltración .....</i>	<i>5</i>
<i>Figura 1.3 Ángulo de contacto entre una gota de metal líquido y un substrato cerámico.....</i>	<i>7</i>
<i>Figura 1.4 Representación esquemática de un tribosistema .....</i>	<i>11</i>
<i>Figura 1.5 Descripción esquemática de los cuatro principales mecanismos de desgaste .....</i>	<i>12</i>

### Capítulo II

<i>Figura 2.1 Diagrama de flujo del trabajo experimental del compuesto AlN con aleación de Mg AZ91E .....</i>	<i>17</i>
<i>Figura 2.2 Datos utilizados para compactación de las preformas porosas.....</i>	<i>19</i>
<i>Figura 2.3 Prensa hidráulica.....</i>	<i>19</i>
<i>Figura 2.4 Cortadora de diamante, de baja velocidad, ISOMET.....</i>	<i>21</i>
<i>Figura 2.5 Esquema del horno horizontal .....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 2.6. Dilatómetro vertical LINS AIS.....</i>	<i>23</i>
<i>Figura 2.7 Tribómetro recíprocante .....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 2.8 Perfilómetro Dektak 150 marca Veeco.....</i>	<i>28</i>

### Capítulo III

<i>Figura 3.1 Micrografía de los polvos de AlN .....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 3.2 Espectro de difracción de rayos-X de los polvos de Nitruro de Aluminio.....</i>	<i>31</i>
<i>Figura 3.3 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Mg-AZ91E .....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 3. 4 a) Micrografía del compuesto AZ91E/AlN y distribución atómica de los elementos químicos correspondientes al b) Al, c) N y d) Mg.....</i>	<i>33</i>
<i>Figura 3.5 a) sección transversal del compuesto y EDS en los puntos 1 y 2.....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 3.6 Difracción de rayos-X del compuesto Mg-AZ91E/AlN .....</i>	<i>36</i>

<i>Figura 3.7 Coeficiente de expansión térmica lineal para la aleación de Mg-AZ91E y el compuesto AlN/Mg-AZ91E calentando a 10°C/min hasta 400°C .....</i>	<i>39</i>
<i>Figura 3.8 Variación de los coeficientes de expansión térmica lineal para las dos curvas del compuesto Mg-AZ91E/AlN y la aleación de Mg-AZ91E .....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 3.9 Perfil de la superficie desgastada mediante perfilometría del compuesto Mg-AZ91E/AlN después de ser sometida a desgaste.....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 3.10 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 600 segundos.....</i>	<i>43</i>
<i>Figura 3.11 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1200 segundos.....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 3.12 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1800 segundos.....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 3.13 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 600 segundos.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 3.14 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1200 segundos.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 3.15 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1800 segundos.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura. 3.16 Variación de la tasa de desgaste de la aleación de Mg y compuestos de Mg-SiC en función de la carga. Condiciones: 10 ciclos por rozamiento, 8 Hz de frecuencia y 100 micras de longitud de carrera.....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 3.17 Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg b) 1200 seg y c)1800 seg con cargas de 1 ,5 y 10 N utilizando una contraparte de acero AISI 52100.....</i>	<i>49</i>
<i>Figura 3.18. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con cargas de 1,5 y 10 N utilizando una contraparte de alúmina.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 3.19. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y</i>	

<i>c) 1800 seg con cargas de 1N.....</i>	<i>52</i>
<i>Figura 3.20. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con carga de 5N .....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 3.21. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c)1800 seg con una carga de 10N.....</i>	<i>55</i>
<i>Figura 3.22. Coeficiente de fricción frente al número de ciclos para el acero dulce, níquel puro y Ni-37WC [37].....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 3.23. Variación del coeficiente de fricción vs el tiempo de la aleación y compuestos con TiCp/AZ91[24].....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 3.24 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.....</i>	<i>58</i>
<i>Figura 3.25 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.....</i>	<i>59</i>
<i>Figura 3.26 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.....</i>	<i>60</i>
<i>Figura 3.27 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos A) y B).....</i>	<i>61</i>
<i>Figura 3.28 Micrografía de la huella de desgaste sometida a 1N por 1800 segundos.....</i>	<i>61</i>
<i>Figura 3.29 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.....</i>	<i>62</i>
<i>Figura 3.30 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.....</i>	<i>63</i>
<i>Figura 3.31 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.....</i>	<i>64</i>
<i>Figura 3.32 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos 1), 2) y 3).....</i>	<i>65</i>
<i>Figura 3.33 Superficies desgastadas del material compuesto Mg-SICP (9.8 en peso.%) con cargas de (a) 4 N (b) 6 N (c) 8 N y (d) 10 [37].....</i>	<i>66</i>
<i>Figura 3.34 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.....</i>	<i>67</i>
<i>Figura 3.35 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.....</i>	<i>67</i>

<i>Figura 3.36 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos A) y B).....</i>	<i>68</i>
<i>Figura 3.37 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 3.38 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.....</i>	<i>70</i>
<i>Figura 3.39 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.....</i>	<i>70</i>
<i>Figura 3.40 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempos de 1800 segundos.....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 3.41 Huellas de desgaste de la aleación AZ91E [24].....</i>	<i>71</i>

## ÍNDICE DE TABLAS

### *Capítulo I*

*Tabla 1.1 Propiedades relativas entre diferentes materiales ligeros empleados como matriz en compuestos ..... 2*

*Tabla 1.2 Componentes de la aleación AZ91E ..... 15*

*Tabla 1.3 Propiedades de la aleación AZ91E y del AlN ..... 15*

### *Capítulo II*

*Tabla 2.1 Composición química de la aleación de Mg AZ91E (% en peso) ..... 18*

*Tabla 2.2 Especificaciones del nitruro de aluminio ..... 18*

*Tabla 2.3 Composición química del acero AISI 52100 (% en peso) ..... 26*

*Tabla 2.4 Condiciones de las pruebas de desgaste del compuesto de Mg-AZ91E/AlN para: 27*

*a) Evaluación de la aleación Mg-AZ91E con blanco de acero 51200 ..... 28*

### *Capítulo III*

*Tabla 3.1 Módulos de elasticidad del material compuesto Mg AZ91E/AlN, calculado ..... 36*

*Tabla 3.2. Valores del coeficiente de expansión térmica y sus porcentuales ..... 38*

## RESUMEN

En este trabajo se investigó la síntesis y caracterización del material compuesto de matriz metálica Mg-AZ91E con un contenido del 49% de refuerzo cerámico de nitruro de aluminio (AlN). La fabricación de este compuesto se realizó mediante el método de infiltración sin presión externa. Se partió de una preforma porosa en verde de AlN para posteriormente ser infiltrada con la aleación de Mg-AZ91E, a una temperatura de 850°C por 12 minutos en atmósfera de argón. La caracterización microestructural del compuesto se realizó mediante microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X. Los resultados indican que en el compuesto Mg-AZ91E/AlN se presenta una distribución homogénea entre la matriz y el refuerzo cerámico, observando las fases AlN, Mg y  $Mg_{17}Al_{12}$  en la microestructura.

Se evaluaron las propiedades mecánicas del compuesto Mg-AZ91E/AlN obteniendo un valor de dureza de 276 HV, mientras que la aleación monolítica obtuvo una dureza de 80 HV, se obtuvo un módulo de Young de 108 GPa en el compuesto, resultado cercano, calculado por el modelo de Halpin-Tsai con un factor de forma de 1. Se observó un coeficiente de expansión térmica de  $24.3 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  a temperatura de 200°C para el caso de la aleación, sin embargo para el material compuesto se obtuvo un valor de  $6.1 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  a 200°C, así mismo a una temperatura de 300°C el valor es de  $26.6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  y  $10.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ , respectivamente.

Por otro lado, se evaluó la resistencia al desgaste por deslizamiento recíprocante en el compuesto Mg-AZ91E/AlN por el método de bola sobre superficie plana (*Ball-on-flat*), empleando dos blancos como contrapartes, acero 52100 y alúmina. Se graficó el coeficiente de fricción en función del tiempo observando, una disminución en el coeficiente de fricción, al incrementar la carga aplicada en el acero 52100 y alúmina usadas como contrapartes. Los resultados de tasa de desgaste indican que hay una mayor pérdida de masa al incrementar la carga, usando la contraparte de acero 52100, sin embargo utilizando la contraparte de alúmina la tasa de desgaste disminuye al aumentar la carga. Las huellas de desgaste presentan un mecanismo de desgaste abrasivo seguido de adhesión y desprendimiento de la matriz, así como una reacción triboquímica, observando el mismo comportamiento para ambas contrapartes. Así mismo, se evaluó el desgaste bajo las mismas condiciones de la aleación Mg-AZ91E, presentado mejor resistencia al desgaste que el compuesto de Mg-AZ91/AlN.

## **OBJETIVO GENERAL**

Fabricar un compuesto con contenido elevado de refuerzo cerámico utilizando la técnica de infiltración espontánea por contacto de preformas porosas de AlN con una matriz de aleación de magnesio y determinar el comportamiento al desgaste por deslizamiento.

## **OBJETIVOS PARTICULARES**

- Fabricar el compuesto de matriz metálica Mg-AZ91E/AlN por la técnica de infiltración espontánea.
- Caracterización microestructural del compuesto.
- Evaluar el coeficiente de expansión térmica del compuesto Mg-AZ91E/AlN y la aleación de Mg -AZ91E.
- Evaluar las propiedades mecánicas de dureza y módulo de Young y determinar el comportamiento al desgaste sin lubricante del compuesto Mg-AZ91E/AlN y la aleación de Mg -AZ91E mediante la técnica de bola sobre superficie plana (*Ball-on-flat*).

## JUSTIFICACIÓN

Actualmente, la investigación de nuevos materiales radica en los CMM (compuestos de matriz metálica) son materiales innovadores que abren posibilidades ilimitadas en la ciencia y desarrollo de características tales como resistencia y peso específico, entre otras, que pueden ser diseñadas en el material, a la medida, dependiendo de su aplicación.

Los compuestos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas ofrecen una alta resistencia y módulo de elasticidad, así como también buenas propiedades, comparada con los materiales convencionales. La naturaleza sobre la técnica en la fabricación de materiales compuestos tiene un efecto marcado sobre las propiedades del material.

Las nuevas tecnologías demandan materiales ligeros y resistentes al desgaste para aplicaciones tanto industriales, como automotriz y aeroespacial. Los resultados de esta investigación nos ayudarán a comprender el efecto del uso del AlN como refuerzo en una matriz de aleación Mg-AZ91E así como la factibilidad de su aplicación como material ligero y resistente al desgaste.

El magnesio presenta un bajo punto de fusión, lo que lo hace atractivo para ser empleado como matriz en CMM; esto aunado a que el magnesio es 40% más ligero que el aluminio, lo que contribuye a la fabricación de materiales compuestos con excelentes propiedades específicas.

## **HIPÓTESIS**

En la fabricación de materiales compuestos de matriz metálica, el uso del magnesio ha sido benéfico en la matriz del compuesto, promoviendo el procesamiento de los materiales. La incorporación de cerámicos en una matriz metálica promueve las propiedades finales del material, debido a sus características como son: elevada resistencia al desgaste, temperatura de trabajo y baja densidad, lo cual permite obtener un nuevo material.

De este modo, al combinar el cerámico AlN como refuerzo en una aleación de Mg-AZ91E como matriz, se espera obtener un material compuesto con alta dureza y elevado módulo de Young, lo cual de acuerdo con a la ley de Archard, establece que durante el desgaste por deslizamiento en seco, la pérdida de peso y el coeficiente de desgaste están asociados a la dureza del mismo material. La buena mojabilidad de la aleación al cerámico de nitruro de aluminio, promueve su fabricación por infiltración espontánea. Por otro lado, la resistencia mecánica final del compuesto aportara un buen comportamiento al desgaste del mismo.

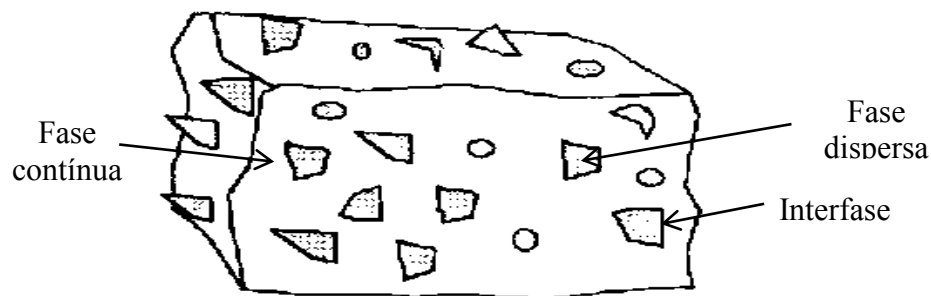
## CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

### 1.1 MATERIALES COMPUESTOS

Los materiales compuestos son una nueva generación de materiales y se definen como los materiales formados de una fase continua llamada matriz que puede ser orgánica, metálica o cerámica, así como una fase dispersa en la matriz denominada refuerzo, y que puede estar en forma de fibras o partículas [1]. Un material compuesto puede presentar las siguientes características:

- Están constituidos de dos o más componentes distinguibles físicamente.
- Presentan varias fases químicamente distintas, completamente insolubles entre si y separadas por una interfase.
- Sus propiedades son superiores a la simple suma de las propiedades de sus componentes.

Se pueden identificar dos fases: una continua, constituida por la matriz y otra fase discontinua, denominada refuerzo como se ilustra en la Figura 1.1. Los componentes de un material compuesto no deben disolverse ni fusionarse completamente unos con otros. La identificación de los materiales y la de su interfase debe ser posible de observar por medios físicos. Las propiedades del nuevo material dependen, entonces, del tipo de interfase y de los componentes.



*Figura 1.1 Fases en un material compuesto*

El reto actual de los materiales compuestos, en cualquiera de sus variables consiste en buscar las mejores asociaciones de partícula/matriz, para proporcionar materiales con mejores características para el fin que son concebidos [1].

**1.1.1 Clasificación de materiales compuestos**

De las diferentes clasificaciones que se pueden hacer de los materiales compuestos, quizás la más importante se refiere a su matriz y en la cual se pueden identificar los siguientes tres grupos:

- Materiales compuestos de matriz metálica (CMM)
- Materiales compuestos de matriz cerámica (CMC)
- Materiales compuestos de matriz polimérica (CMP)

Los materiales compuestos de matriz metálica (CMM) han sido destinados especialmente a aplicaciones estructurales en la industria automotriz, aeroespacial, militar, eléctrica y electrónica, las cuales usualmente exigen alta rigidez, resistencia y módulo específico. Los CMM están constituidos por dos materiales disímiles; un metal o matriz y un reforzante que puede estar presente en fibras o partículas, comúnmente cerámicas. Ambos componentes de un CMM difieren uno de otro en forma o composición a nivel macroscópico, exhibiendo una interfase en la zona de contacto [2]. En la tabla 1.1 se listan las propiedades relativas entre distintos metales ligeros empleados habitualmente como matrices en CMM.

**Tabla 1.1 Propiedades relativas entre diferentes materiales ligeros empleados como matriz en compuestos[3]**

PROPIEDADES	MATERIALES		
	Aluminio	Magnesio	Titanio
Punto de fusión (°C)	660	650	1660
Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	2.7	1.7	4.5
Conductividad Eléctrica (%IACS)	64	38	4
Resistencia Eléctrica (μΩcm)	2.67	4.2	42
Conductividad térmica ( 0-100°C)	237	156	21.9
Coefficiente de expansión térmica lineal (x10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	23.5	26	8.9
Coefficiente de Poisson	0.345	0.291	0.361
Resistencia a la tracción (MPa)	Duro=50-90 Blando=130-195	Duro=185 Blando=232	Recocido=230-460
Límite elástico (MPa)	Duro=10-35 Blando=110-170	Duro=69 Blando=100	Recocido=140-250
Módulo Elástico (GPa)	70.6	44.7	120.2

Así los ejemplos más comunes de los materiales compuestos de matriz metálica son las aleaciones de aluminio con refuerzos de fibras de boro, aleaciones de aluminio reforzados con partículas de alúmina, carburo de silicio, entre otros, estos materiales mejoran las propiedades mecánicas como son: la resistencia y tenacidad de los materiales cerámicos como  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlN}$  entre otros, específicamente en rangos de bajas temperaturas. Los tipos de refuerzo se pueden clasificar en tres categorías: fibras, whiskers y partículas. Desde el punto de vista de propiedades mecánicas, se puede obtener una gran mejora mediante el uso de fibras continuas, reforzando en la dirección del esfuerzo aplicado; mientras que con whiskers y partículas se experimenta una disminución de resistencia pero se obtiene una gran isotropía en el material.[1,2].

## ***1.2 PROCESAMIENTO DE LOS MATERIALES COMPUESTOS***

Este tipo de materiales empleados como matrices en los CMM en conjunto con los materiales de refuerzo, han permitido el desarrollo de una gran variedad de rutas de procesamiento en la manufactura de CMM clasificadas en forma general en [3].

- a) Procesos en estado sólido.
- b) Proceso en estado líquido.
- c) Procesamiento por depositación.
- d) Procesos in-situ.

Cada técnica presenta sus propias limitaciones y la elección adecuada del proceso de fabricación se relaciona con el tipo de aplicación, funcionalidad y viabilidad comercial.

### *a) Procesos en estado sólido*

Las fuerzas que controlan el procesamiento de los CMM en estado sólido están regidas por el desplazamiento de las interfases sólido-gas por interfaces sólido/sólido. Lo anterior se logra mediante la aplicación de presión y temperatura. Se pueden clasificar los procesos en la manufactura de los CMM en estado sólido de acuerdo al tipo de unión: Unión por difusión y Metalurgia de polvos.

### *b) Procesos en estado líquido*

Este tipo de técnicas empleadas en el procesamiento de materiales compuestos de matriz metálica relacionan el uso de uno de los componentes (matriz) en estado líquido en alguna etapa del proceso. Existen diferentes rutas de procesamiento, pero en general incluyen una mezcla de partículas o whiskers en un baño de metal líquido, seguido por una agitación y un vaciado del material en los moldes, o bien pueden envolver infiltración del metal líquido en una preforma porosa, seguido por una solidificación. Los procesos de infiltración de un material líquido en una preforma porosa son usados comúnmente en la producción de materiales compuestos con un elevado contenido de material de refuerzo, mayor a 30-35%. El problema o dificultad en la fabricación de este tipo de compuestos por esta ruta radica básicamente en que la mayor parte de las aleaciones empleadas como matriz normalmente no mojan al material de refuerzo cerámico, lo cual dificulta la infiltración de la aleación líquida. Por lo tanto, se requiere en forma estricta ciertas condiciones al procesar estos materiales compuestos, como son: condiciones de presión elevada, un control de la atmósfera adecuada incluyendo alto vacío y comúnmente tiempo de fabricación prolongados, algunos de ellos son: metal líquido por forja y fundición por presión.

➤ *Técnicas de infiltración líquida*

Esta técnica involucra la infiltración de un metal líquido (matriz) en una preforma porosa. Algunas ventajas principales relacionan: la producción de formas intrínsecas con un alto contenido de refuerzo cerámico, distribución homogénea de material de refuerzo (partículas por lo general), el equipo de procesamiento del compuesto es relativamente simple y por consiguiente de bajo costo.

La desventaja principal radica en que es necesario tener condiciones de mojado entre los materiales metal-cerámico. La Figura 1.2 muestra un esquema de las diferentes rutas para la infiltración del metal líquido en la preforma porosa [4].

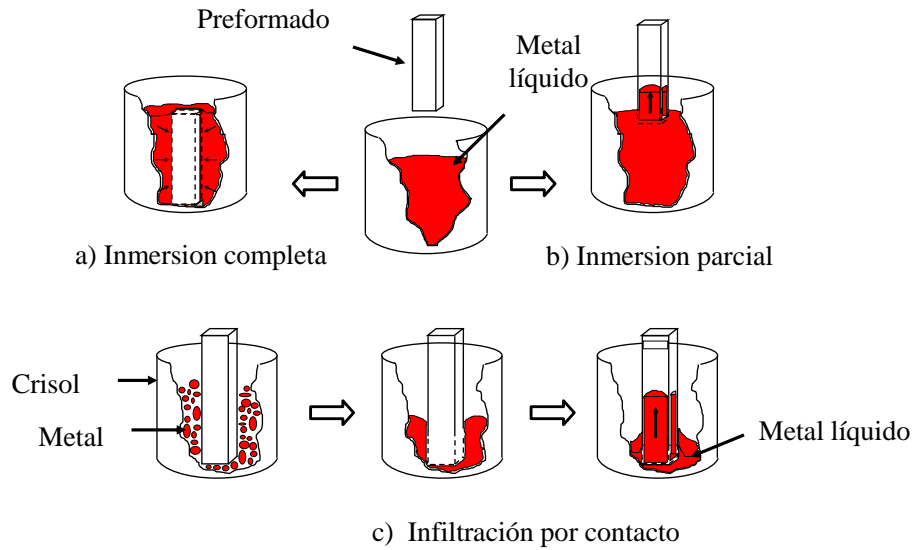


Figura 1.2 Diferentes métodos de infiltración [5]

### 1.3 INTERFASES

Las interfases o interacciones que ocurren entre el material de refuerzo y la matriz en un material compuesto, son de gran importancia ya que afectan directamente las propiedades mecánicas del material. Una interfase, constituye una discontinuidad en propiedades de las correspondientes a la matriz y al del refuerzo. La interfase puede estar formada por una difusión de elementos o bien puede ocurrir reacción química entre ellos provocando la aparición de nuevas fases. En un compuesto reforzado con fibras continuas, la carga soportada por el compuesto es transferida de la matriz al material de refuerzo. Interfases fuertes normalmente producen una elevada resistencia mecánica y a la rigidez en el material producido [3]. Sin embargo, una interfase de espesor considerable produce una baja resistencia mecánica y a la rigidez, pero una elevada resistencia a la fractura. En una forma más compleja, las propiedades como lo son el corte, fatiga y corrosión son afectadas también por las interfases. La manufactura de los materiales compuestos normalmente envuelven una fase líquida o semi-líquida durante el proceso, por lo que la compatibilidad y mojado de los materiales son factores importantes. El líquido ideal en el caso de infiltración debe de tener un ángulo de contacto entre el metal líquido y el material cerámico de refuerzo cercano a cero. Por otro lado, la reacción ente los materiales debe mantenerse al mínimo [5-7].

### 1.4 MOJABILIDAD

La mojabilidad entre los metales y los cerámicos es un fenómeno muy importante para una gran gama de aplicaciones industriales relacionadas con la fabricación de materiales compuestos metal/cerámico y uniones metal/cerámico [7].

El mecanismo para la formación de una interfase (mojabilidad) metal/cerámico es la disminución de la energía libre presente cuando se tiene un contacto íntimo entre las superficies metálica y cerámica. Esta energía libre  $\Delta G$  cambia por unidad de área de interfase formada  $\Delta G$  y está dada por la ecuación de Dupre [8]:

$$\Delta G = \gamma_m + \gamma_c - \gamma_{mc} \quad (1.1)$$

Donde:

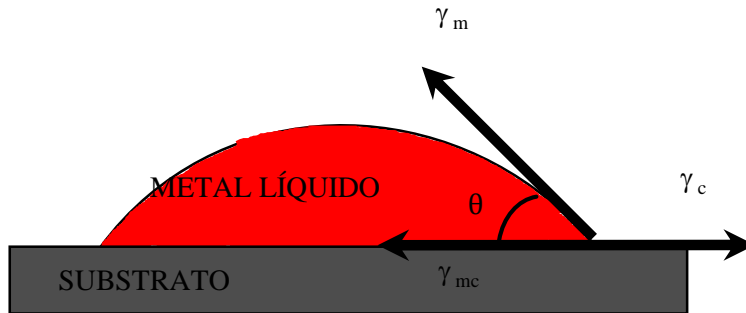
$\gamma_m$  y  $\gamma_c$  son las energías de superficie del metal y del cerámico respectivamente.

$\gamma_{mc}$  es la energía superficial en la interfase metal-cerámico.

Si no existe interacción química tenemos que  $\Delta G$  es igual al trabajo de adhesión ( $W_{ad}$ ) que se define como el trabajo requerido para separar una unidad de área de la interfase en dos superficies diferentes. Si  $W_{ad}$  es substituido por  $\Delta G$  en la ecuación (1) y esta es re arreglada como:

$$\gamma_{mc} = \gamma_m + \gamma_c - W_{ad} \quad (1.2)$$

Es evidente que la energía interfacial metal/cerámico ( $\gamma_{mc}$ ) decrece en la medida que el trabajo de adhesión aumenta. Por lo tanto, para mejorar el contacto entre el metal y el cerámico se debe incrementar el trabajo de adhesión. Una práctica común es evaluar  $\gamma_{mc}$  o  $W_{ad}$  a partir del ángulo de contacto medido entre un líquido en equilibrio (metal) con un substrato sólido (cerámico), tal y como se ilustra en la Figura 1.3 donde  $\theta$  es el ángulo de contacto.



*Figura 1.3 Ángulo de contacto entre una gota de metal líquido y un sustrato cerámico.*

En el equilibrio el balance entre las energías interfaciales es dado igualmente por la ecuación de Dupre:

$$\gamma_m - \gamma_c - \gamma_{mc} \cos\theta = 0 \quad (1.3)$$

Que combinada con la ecuación 2 resulta en:

$$W_{ad} = \gamma_m(1 - \cos\theta) \quad (1.4)$$

Estas ecuaciones muestran que la mojabilidad del sustrato mejora cuando  $\theta < 90^\circ$  y que un mayor contacto entre el líquido y el sólido se tendrá en la medida que  $\theta$  tienda a 0. Asimismo, se tiene que el trabajo de adhesión entre las fases sólida y líquida puede expresarse entonces en términos del ángulo de contacto y la tensión superficial del líquido (energía superficial). Estas cantidades pueden medirse experimentalmente usando el método de la gota en reposo [8]. El límite entre las condiciones de mojado y no mojado se toma generalmente como  $\theta = 90^\circ$ , por lo que se considera que la condición de mojado existe cuando  $\theta < 90^\circ$  y cuando  $\theta > 90^\circ$  la condición de no mojado [10-13].

Se han realizado estudios de mojabilidad del  $\text{Si}_3\text{N}_4$  encontrándose buena mojabilidad con las aleaciones de aluminio. Peña y colaboradores [14] reportan un estudio de mojabilidad del sustrato de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  con aleaciones de aluminio, el estudio se llevó a cabo utilizando la técnica de la gota en reposo. Los parámetros se examinaron en dos niveles: el tiempo de procesamiento y la temperatura, atmósfera ( $\text{Ar}$  y  $\text{N}_2$ ), estado de la superficie del sustrato (con y sin silicio), así como el contenido de Mg y Si en la aleación de aluminio. Los resultados

muestran que las aleaciones de aluminio en los sustratos tratados en argón se comportan diferentes de aquellos tratados en nitrógeno porque, en el último, el metal líquido no moja el sustrato. La falta de infiltración observado en atmósfera de nitrógeno se le atribuye a la formación de reacciones en fase gas y en la superficie de la gota, la impureza de oxígeno en el gas el cual, tiende a ser un elemento clave para la reacciones.

En otro estudio, Contreras [15], reporta la mojabilidad del Mg en TiC en una atmósfera de argón entre 800 y 1000°C, usando la técnica de gota en reposo (*sessile drop*). Reportando reacciones interfaciales que ocurren entre Al y TiC, no así entre Mg y TiC ya que el magnesio no forma carburos estables.

Por otro lado, Shouren y colaboradores [24] estudiaron la cinética de infiltración de los materiales compuestos de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Al-Mg fabricados por la técnica de infiltración sin presión. Donde la adición de Mg resultó en un mejoramiento significativamente en la mojabilidad del sistema de Al-Mg/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

### ***1.5 APLICACIÓN DE LOS MATERIALES COMPUESTOS***

Los compuestos de matriz metálica se utilizan en una gran variedad de aplicaciones. Su alta resistencia, bajo peso, mejores propiedades mecánicas como son resistencia al desgaste entre otras y las térmicas sobre los materiales convencionales, por lo que las propiedades de estos se hacen muy atractivos en una gran variedad de aplicaciones. Cada vez más los CMM se han utilizado en varias áreas, incluyendo [5]:

#### ***a) Aeroespacial***

En las aplicaciones aeroespaciales, unas de las propiedades que estos materiales deben llevar son: baja densidad, alto coeficiente de expansión térmica y media conductividad, en esta industria el desempeño a menudo supera consideraciones en los costos de estos materiales [6].

#### ***b) Transporte (automotriz y ferroviaria)***

Los CMM se han utilizado en una gran variedad de aplicaciones en la automatización, una de ellas es el motor y con éxito se reforzaron por pistones de aluminio en el motor diesel Toyota, en esta aplicación una fibra de alúmina-sílice fue incorporada en el área de la ranura del anillo

del pistón durante la fundición del aluminio a presión. El pistón del motor diesel convencional tiene una aleación de colada de Al-Si con una corona hecha de una fundición de hierro níquel. Materiales de matriz de aluminio reforzados con partículas de SiC, también se han utilizado en aplicaciones, como en un pistón, sobre todo en los coches de carreras de arrastre [6].

*c) Electrónica y gestión térmica (disipadores de calor)*

Un área de mercado muy importante para el aluminio en los CMM está en empaquetado electrónico y la gestión térmica. Los compuestos matriz metálica pueden adaptarse para tener óptimas propiedades térmicas y físicas para cumplir los requisitos de los sistemas de envasado electrónico, por ejemplo, núcleos, sustratos, portadores, y los alojamientos. La atracción principal de CMM para estas aplicaciones es el coeficiente de expansión térmica, jugando un papel importante la conductividad térmica [6].

## **1.6 DESGASTE**

El desgaste es el daño que se produce en una superficie sólida, generalmente con pérdida progresiva de material, debido al movimiento relativo entre dos superficies en contacto mecánico [16]. Independientemente de cualquier modo especial de desgaste, el tipo de contacto mecánico es muy importante para todas las pérdidas por desgaste, según la norma ASTM G40-05 [17]. En muchos casos el desgaste ocurre a través de las interacciones superficiales de las asperezas. En el caso de transferencia desde una superficie a otra, mientras que una de las superficies es desgastada con una pérdida neta de masa o volumen, en la otra, la pérdida de masa o volumen en la interfase es cero. El daño por desgaste precede a la actual pérdida y puede también ocurrir independientemente [18-19].

### **1.6.1 Contacto mecánico**

El contacto entre las superficies normales poseen cierta aspereza arbitraria, entonces cuando las superficies se acercan, el primer contacto aparecerá donde se toquen las asperezas al

aproximarse. El contacto que parece ser un punto o línea es un número muy grande de contactos microscópicos. La cantidad total del área de contacto real es más pequeña que el área de contacto y se aproxima solamente bajo circunstancias extremas. La fricción y desgaste de dos superficies sólidas en contacto sin lubricación dependen del tipo de deformación de las irregularidades de las superficies involucradas en el contacto, que puede ser elástico o plástico. Los materiales que tienen buena resistencia al desgaste, son generalmente duros pero frágiles, por ejemplo aceros endurecidos, hierros colados y materiales cerámicos. La carga de contacto de sólidos frágiles puede producir no solo deformación elástica y plástica, si no también micro-agrietamiento en las superficies bajo esfuerzo [20].

### ***1.6.2 Clasificación de los procesos de desgaste***

Los procesos de desgaste pueden ser clasificados como [20]:

- |                                    |                                       |
|------------------------------------|---------------------------------------|
| <i>a) Desgaste abrasivo.</i>       | <i>b) Desgaste por deslizamiento.</i> |
| <i>c) Desgaste por rodamiento.</i> | <i>d) Desgaste por oscilación.</i>    |
| <i>e) Desgaste por impacto.</i>    | <i>e) Desgaste por erosión.</i>       |

Los mecanismos de desgaste describen las interacciones de energía y materia entre los elementos en un tribosistema. El tipo de movimiento relativo entre los cuerpos en contacto también puede ser utilizado para clasificar diferentes procesos de desgaste. La razón para la variedad tan extensa de técnicas de ensayo, es la gran variedad de sistemas de desgaste que ocurren en la práctica. Aun utilizando una técnica similar, los resultados de ensayos obtenidos por varios investigadores, difieren y solo pueden ser comparados, a lo mucho cualitativamente. Esto es debido a que siempre existen diferencias en los procedimientos de ensayo, tamaño o geometría de las probetas, ambiente, etc. Por lo tanto, es muy importante conocer exactamente las condiciones del ensayo para valorar correctamente los resultados [20].

### 1.6.3 Tribosistemas

La estructura de un tribosistema, en general, es cambiada con el tiempo debido a la fricción y el desgaste. Esto puede producir un cambio deseado (trabajando) o no deseado (daño) en el comportamiento funcional del sistema. La forma simplificada de un tribosistema general, está determinada por los elementos, sus propiedades y las interacciones entre ellos. Usualmente los sistemas consisten de cuatro elementos; a) cuerpo sólido, b) cuerpo de oposición, c) elemento interfacial y d) Ambiente; mostrados en la figura 1.4. [20]

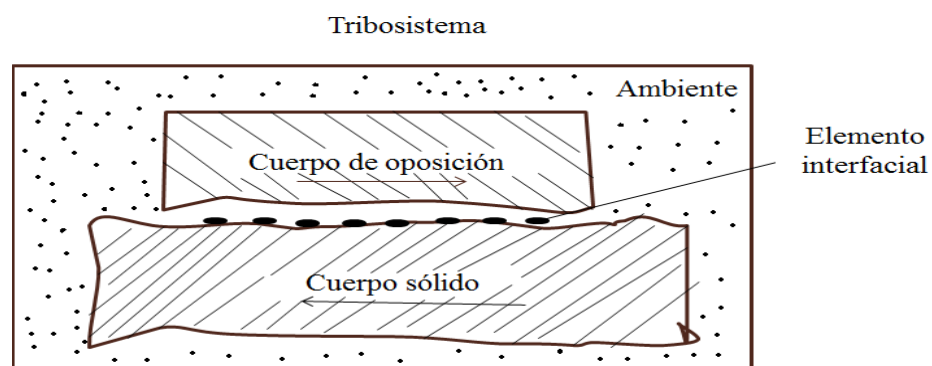


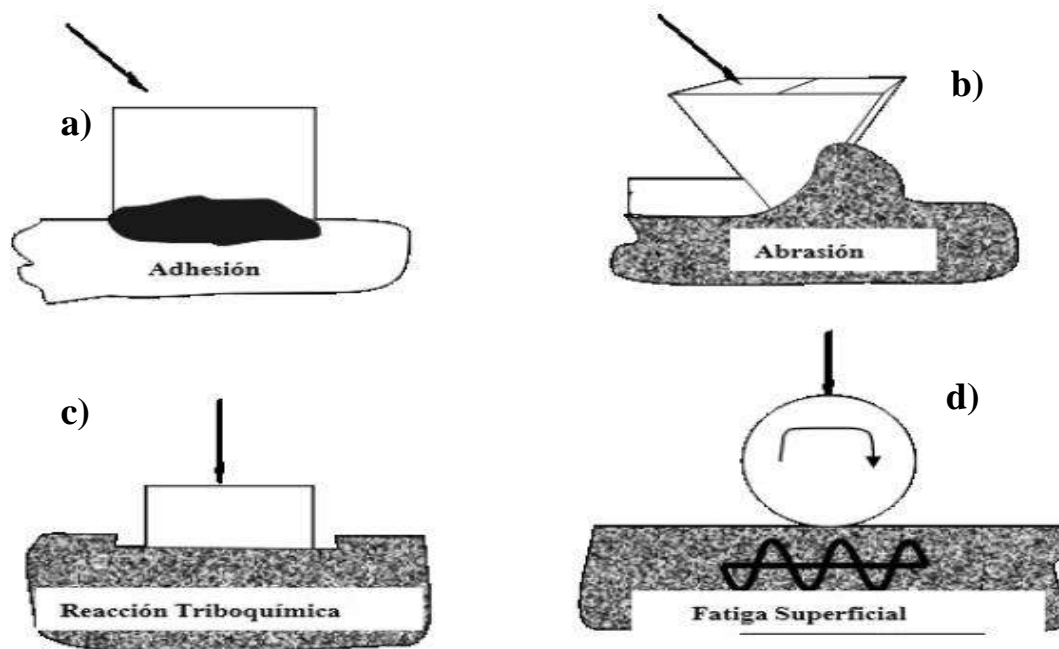
Figura 1.4 Representación esquemática de un tribosistema. [20]

### 1.6.4 Mecanismos de desgaste

De acuerdo a la Norma DIN 50320 del Instituto de Normas Alemanas, estos cuatro mecanismos o combinaciones entre ellos están involucrados en todos los procesos de desgaste [16].

- i. **Adhesión** – Formación y rompimiento de enlaces adhesivos en la interfase.
- ii. **Abrasión** – Remoción de material debido a ralladuras.
- iii. **Fatiga superficial** – Fatiga y formación de grietas en regiones superficiales debido a ciclos de esfuerzo que producen separación de partículas de material.
- iv. **Reacción triboquímica** – Productos de reacción como resultado de las interacciones químicas entre los elementos del tribosistema.

La deformación plástica generalmente no es considerada como un mecanismo de desgaste pero juega un papel muy importante en muchos procesos de desgaste. La Figura 1.5 esquematiza los 4 procesos de desgaste.



*Figura 1.5 Descripción esquemática de los cuatro principales mecanismos de desgaste a) adhesión, b)abrasión, c)reacción triboquímica y c)fatiga superficial [5].*

*a) Desgaste adhesivo.*

El desgaste adhesivo puede presentarse cuando dos superficies se deslizan una contra otra. Altas presiones localizadas entre las asperezas de contacto producen deformación plástica, adhesión y consecuentemente, formación de juntas localizadas. El deslizamiento relativo entre las superficies en contacto causa la ruptura de las uniones y, por consiguiente, la transferencia de material de una superficie a la otra. En la literatura se han presentado muchas teorías de adhesión, pero son cuatro los principales grupos de adhesión aceptados generalmente: 1) Enganchado mecánico, 2) Teoría de difusión, 3) Teoría electrónica y 4) Teoría de adsorción.

*b) Desgaste abrasivo*

Se define como la acción de corte de un material duro y agudo a través de la superficie de un material más suave. Tiende a formar ralladuras profundas cuando las partículas duras penetran en la superficie, ocasionando deformación plástica y/o arrancando virutas.

El desgaste abrasivo es el desplazamiento de material causado por la presencia de partículas duras entre o embebidas en una de las dos superficies en movimiento relativo, por la presencia de protuberancias duras en una o ambas superficies [19].

**c) *Desgaste por fatiga superficial***

El desgaste por fatiga superficial se observa durante el deslizamiento repetido o rodamiento sobre una pista. Las partículas suspendidas entre dos superficies sometidas a una carga cíclica pueden causar fracturas superficiales que, eventualmente debido a la carga repetida conllevan a la destrucción de la superficie. El desgaste causado por fatiga superficial puede ser caracterizado por la formación de grietas y el desprendimiento de hojuelas de material causado por una repetición de cargas alternantes de superficies sólidas [19].

**d) *Desgaste por reacción triboquímica***

El desgaste triboquímico puede ser caracterizado por el contacto friccionante entre dos superficies sólidas que reaccionan con el ambiente. Este ambiente corrosivo puede ser gaseoso o líquido. El proceso de desgaste procede por una remoción continua de una capa de reacción y la formación de una nueva sobre las superficies en contacto. En presencia del oxígeno del aire, los fragmentos de desgaste consisten principalmente de óxidos que se han formado sobre la superficie y se han eliminado por la fricción. Las superficies fuertemente unidas son las más susceptibles a daño por desgaste triboquímico [20]. Se estima que el desgaste en la industria se debe en un 50% a la abrasión, un 15% por adhesión y el porcentaje restante se divide entre los demás tipos. En muchos procesos pueden coexistir dos o más tipos de estos desgastes, además, en algunos de estos desgastes se han observado dos regímenes denominados desgaste suave y desgaste severo.

Shouren y colaboradores [22] fabricaron un compuesto con polvos de  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , al cual le realizaron pruebas al desgaste por la técnica de Block on Disc con una solución de muestra, reportando que con el incremento del tiempo el coeficiente de fricción aumenta, y con el

incremento del porcentaje de refuerzo cerámico a diferentes cargas aplicadas exhibe un mejor comportamiento al desgaste, observaron una deformación plástica severa acompañada de abrasión, lo que muestra que existe mayor desgaste. En otro estudio Shouren y colaboradores [23] elaboraron un tipo de estructura de red tridimensional, de aluminio reforzado con materiales compuestos de matriz de magnesio. Los materiales compuestos tienen una mayor resistencia al desgaste que la matriz de metal debido a su estructura de topología especial. La fracción de volumen de refuerzo tiene un gran efecto en el desgaste abrasivo. El índice de desgaste disminuye con el aumento de la fracción de volumen de refuerzo y se incrementa con el aumento de deslizamiento, tiempo y carga aplicada. El mecanismo de desgaste de los materiales compuestos (desgaste abrasivo) difiere mucho de la aleación de la matriz (desgaste adhesivo). Por otro lado Xiu y colaboradores [24] elaboraron compuestos de magnesio con diferentes contenidos de partículas de TiC, encontraron que la pérdida de volumen y el coeficiente de fricción de los materiales compuestos disminuyen con el aumento en el contenido de partículas de TiC. Además de una pérdida de volumen y la disminución del coeficiente de fricción en los compuestos. El comportamiento al desgaste de la matriz de aleación AZ91 no reforzada y los compuestos se caracteriza por un micro-surcamiento, adhesión y oxidación.

#### ***1.6.5 Método de bola sobre superficie plana (ball on flat)***

Es un método de prueba estándar para determinar el desgaste por deslizamiento de materiales cerámicos, metales y otros materiales resistentes al desgaste utilizando el método lineal alternativo bola sobre un plano geométrico. Este método de prueba utiliza una muestra plana inferior y un espécimen superior en forma de bola que se desliza contra la muestra plana. Estos especímenes se mueven uno respecto al otro en un movimiento lineal, de ida y vuelta de deslizamiento, bajo un determinado conjunto de condiciones. En este método de ensayo, la carga se aplica verticalmente hacia abajo a través de la muestra de bola contra el espécimen plano montado horizontalmente. La carga normal, la longitud de carrera, frecuencia de oscilación, temperatura de ensayo, con o sin lubricante, y la duración del ensayo se

seleccionan de uno de los dos procedimientos según la norma ASTM G 133-95 (rectificada 2002) [25].

### ***1.7 NITRURO DE ALUMINIO***

El AlN se encuentra en fase (W-AlN) wurztita, su banda prohibida es extremadamente ancha (6.2 eV), por lo que se considera un material semiconductor el cual tiene un potencial de aplicación para optoelectrónica de ultravioleta profunda. El nitruro de aluminio fue sinterizado por primera ocasión en 1877, pero no fue hasta mediados de los 1980s que tuvo aplicación importante en microelectrónica, fue realizado debido a su relativamente alta conductividad térmica para un aislante eléctrico de cerámica ( $20-210 \text{ w.m}^{-1}.\text{k}^{-1}$ ) para un material policristalino y tan alto como  $275 \text{ w.m}^{-1}.\text{k}^{-1}$  para un cristal simple. El nitruro de aluminio en su mayoría es un material con enlaces covalentes, con una estructura hexagonal compacta, la cual es isomórfica con una de los politipos del sulfato de zinc conocido como wurztita. El grupo espacial para esa estructura es  $p63\text{cwc}$ . El material es estable a temperaturas muy altas en atmósfera inerte, en el aire la oxidación de la superficie ocurre cerca de los  $700^\circ\text{C}$  incluso a temperatura ambiente, se ha detectado óxido en capas de 5-10 nm. Esta capa de óxido protege el material arriba de los  $1370^\circ\text{C}$ , por encima de esta temperatura ocurre la oxidación de granel. El nitruro de aluminio es estable en hidrógeno y dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) arriba de los  $980^\circ\text{C}$ . El material se disuelve lentamente en ácidos minerales por ataque en los bordes de grano, y en alcalinos fuertes [26-27].

### ***1.8 ALEACIÓN DE MAGNESIO AZ91E***

El magnesio, después del aluminio, es el metal más atractivo para ser empelado como matriz en aplicaciones estructurales, aeroespaciales y automotrices; por otro lado, los compuestos de magnesio han recibido mucha atención debido a su utilización en aplicaciones automotrices, esto, debido a su baja densidad, alto esfuerzo específico y buena resistencia al desgaste. Entre los refuerzos más comunes han sido los de SiC y  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , los cuales mejoran el módulo elástico pero también la resistencia al desgaste y la fractura [28]. En general, las propiedades

mecánicas de las aleaciones base magnesio son inferiores a las del aluminio, sin embargo, al considerar su peso específico se tornan altamente atractivas. Uno de los principales problemas con las aleaciones de magnesio es la baja ductilidad originada por la estructura hexagonal compacta del Mg, la cual dificulta el conformado a temperatura ambiente, por lo cual el conformado de estas aleaciones suele realizarse en caliente [24]. Los componentes de la aleación AZ91E se muestran en la Tabla 1.2, así mismo, algunas de sus propiedades mecánicas se presentan en la Tabla 1.3.

**Tabla 1.2 Componentes de la aleación AZ91E.**

Componente	Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Zn
% en peso	8.1-9.3	Max 0.015	Max 0.001	90	0.17-0.35	Max 0.001	Max 0.2	0.35-1

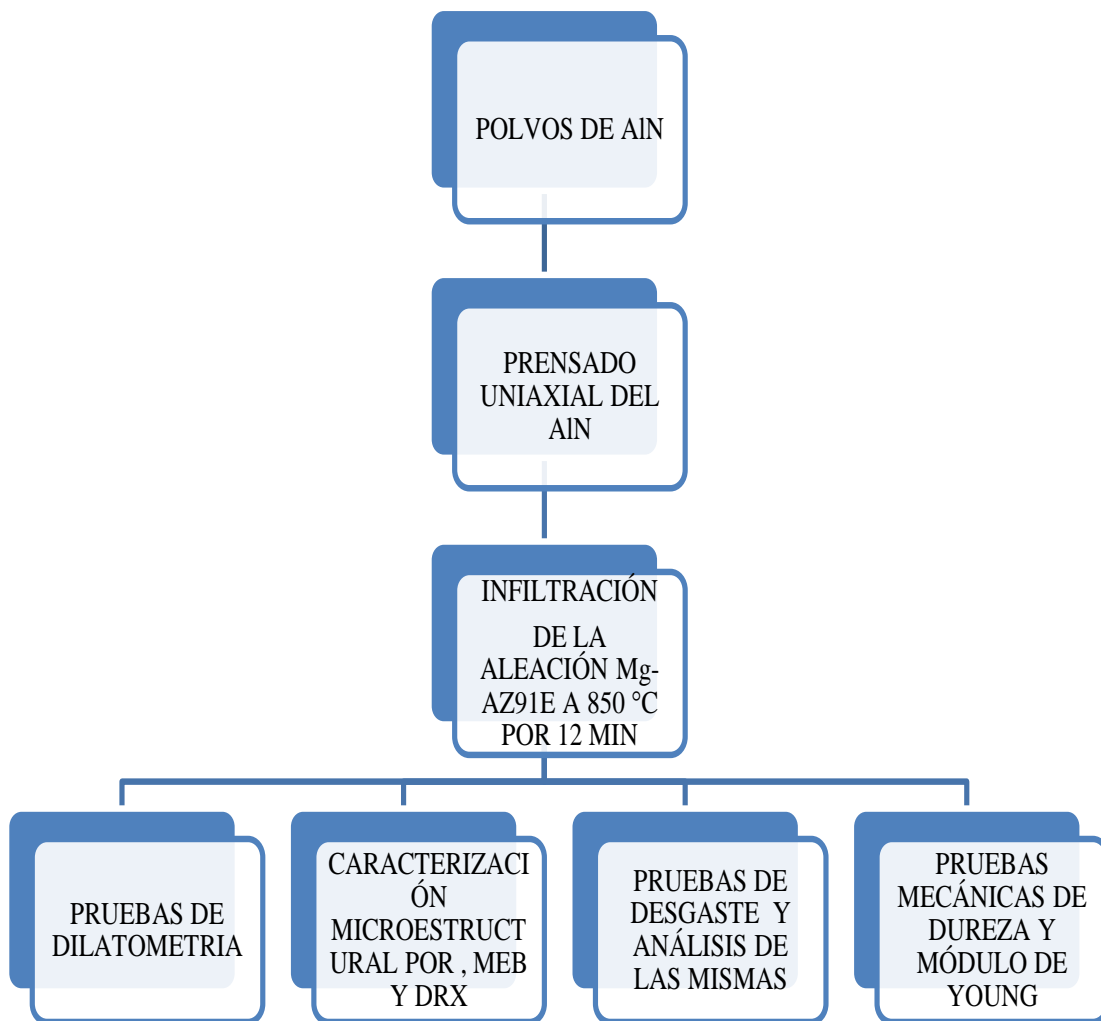
**Tabla 1.3 Propiedades de la aleación AZ91E y AlN.**

PROPIEDADES	AZ91E	AlN
Densidad (gr/cm <sup>3</sup> )	1.83	3.26
Temperatura de Fusión (°C)	595	2200
Módulo Elástico (GPa)	44 -45	330
Resistencia a la Tensión	117 MPa	320 GPa

Como se observa en la Tabla 1.2 los principales elementos aleantes en la aleación AZ91E son Al, Zn, Si y Mn. Así mismo, observamos en la Tabla 1.3 que la aleación AZ91E tiene un punto de fusión, módulo elástico y resistencia a la tensión bajos al compararlos con los correspondientes valores del AlN, lo cual puede ser benéfico en el material compuesto. Las aleaciones de magnesio son las más ligeras de todos los metales estructurales con buena relación resistencia/peso y moldeabilidad, sin embargo su aplicación sigue estando limitada por la resistencia a la corrosión relativamente pobre [29]. La aleación de magnesio AZ91E (nominalmente 9% en peso de aluminio, 1% en peso de Zinc) es de la serie de aleaciones que constituyen el 85% de aplicación industrial, pues exhibe un equilibrio entre las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión moderada, esto debido a sus elementos constituyentes. La aleación AZ91E tiene propiedades mecánicas superiores al magnesio puro; atribuido a una microestructura heterogénea formada por la precipitación de la fase de partículas metálicas Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> [30].

**CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL**

En este capítulo se describe el procedimiento empleado para la fabricación del material compuesto por la técnica de infiltración por contacto sin presión externa, así como las distintas caracterizaciones y evaluación al desgaste del mismo. A continuación, se presenta la descripción de cada uno de los equipos y técnicas experimentales de caracterización microestructural, mecánica y resistencia al desgaste por deslizamiento, empleadas en el presente trabajo de acuerdo a los pasos ilustrados en la Figura 2.1.



*Figura 2.1 Diagrama de flujo del trabajo experimental del compuesto AlN con aleación de Mg AZ91E.*

## 2.1 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1.1 Materias primas

Se utilizó la aleación de magnesio AZ91E producida por *Thomson Aluminium Casting Co.*, como matriz. La composición química se muestra en la Tabla 2.1.

*Tabla 2.1 composición química de la aleación de Mg AZ91E (% en peso.)*

Al	Mn	Zn	Si	Fe	Cu	Mg
8.5	0.23	0.7	0.01	0.001	0.001	Bal.

Se prepararon compuestos por el método de infiltración sin presión externa, empleando partículas cerámicas de, AlN como material de refuerzo, adquirido de *Sigma Aldrich Chemical Company*, la especificación técnica del proveedor de este polvo se muestra en la Tabla 2.2. A estos polvos de AlN se les midió la distribución y tamaño promedio de partícula por medio de un analizador centrífugo automático de partícula (*HORIBA CAPA 300*), obteniéndose un tamaño promedio de partícula de 3.08  $\mu\text{m}$ .

*Tabla 2.2 Especificaciones del nitruro de aluminio*

Propiedad	Pureza (%)	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Punto de fusión (°C)	Tamaño de partícula	Tipo de estructura
AlN	≥ 98%	3.26	>2200	< 10 $\mu\text{m}$	Hcp tipo wursita

## 2.2 PROCESAMIENTO DE LOS COMPUESTOS

### a) Producción de pastillas en verde de AlN

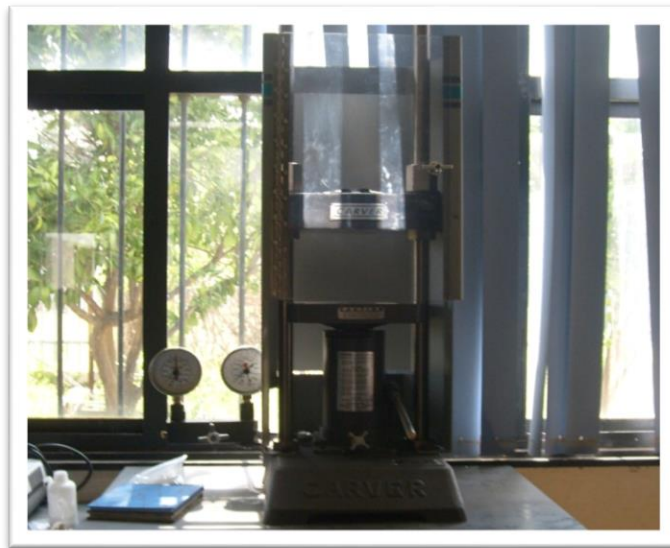
Para la compactación de preformados en verde, se pesó primeramente en la balanza analítica 4 gr. de AlN. Se colocó uniformemente el AlN, dentro de un dado circular de acero sin ningún aglutinante como se muestra en la Figura 2.2, el dado tiene dimensiones internas de 5 cm de altura y 2.54 cm de diámetro, se limpió el dado con alcohol, para eliminar residuos. Se colocaron dos mordazas de aproximadamente 10 cm de altura en la prensa que se muestra en

la Figura 2.3 hasta la aplicación de la presión de 14 MPa para la compactación. Cuando se llegó al punto donde se aplica la presión, se fue subiendo el dado poco a poco para lograr una compactación exitosa.



*Figura 2.2 Dado utilizado para compactación de las preformas porosas*

La presión que se aplica se mantiene ejercida por dos minutos, para después liberar la carga de la muestra en forma lenta. A continuación se saca el preformado en verde para procesos posteriores.



*Figura 2.3 Prensa hidráulica*

Tanto la porosidad, la densidad, así como el contenido de aleación necesaria para la infiltración se calcularon por la regla de las mezclas de fases, considerando que el volumen de las pastillas está dado por:

$$V_{pastilla} = \pi r^2 h \quad (2.1)$$

$$m = 4g \quad h = 0.5 \text{ cm} \quad \theta = 2.54 \text{ cm} \quad (2.2)$$

Así el volumen de la pastilla es de:

$$V_{pastilla} = \pi 1.27 \text{ cm}^2 0.5 \text{ cm} = 2.533 \text{ cm}^3$$

De tal forma que la densidad será de:

$$\rho = \frac{m}{V_{pastilla}} = \frac{4g}{2.533 \text{ cm}^3} = 1.58 \text{ g/cm}^3$$

Y por tanto, la fracción en volumen del contenido de nitruro de aluminio es:

$$f_{volumetrica \text{ de } AlN} = \frac{\rho_{pastilla}}{\rho_{AlN}} = \frac{1.58 \text{ g/cm}^3}{3.24 \text{ g/cm}^3} = 0.49$$

Por lo tanto, la fracción volumétrica de la matriz, aleación AZ91E, será:

$$f_{volumetrica \text{ de } AZ91E} = 1 - f_{AlN} = 1 - 0.49 = 0.51$$

Y la densidad teórica del compuesto es:

$$\rho_{compuesto} = (3.24 \times 0.49) + (1.83 \times 0.51) = 2.5209 \text{ g/cm}^3$$

Calculando el volumen a ocupado por la aleación en el compuesto:

$$V_{AZ91E} = f_{volumetrica \text{ de } AZ91E} \times V_{pastilla} = 0.51 \times 2.533 \text{ cm}^3 = 1.29 \text{ cm}^3$$

De tal forma que se requiriere una cantidad de masa de aleación correspondiente a:

$$m_{AZ91E} = \rho_{AZ91E} \times V_{AZ91E} = 1.83 \text{ g/cm}^3 \times 1.29 \text{ cm}^3 = 2.36 \text{ g}$$

Por tanto, 2.36 gr de aleación deben ser infiltrada en la preforma porosa.

#### *b) Corte del material*

Posteriormente se cortó la aleación AZ91E, en una cortadora de disco de diamante de alta concentración modelo *ISOMET BUEHLER* de baja velocidad, mostrada en la Figura 2.4.

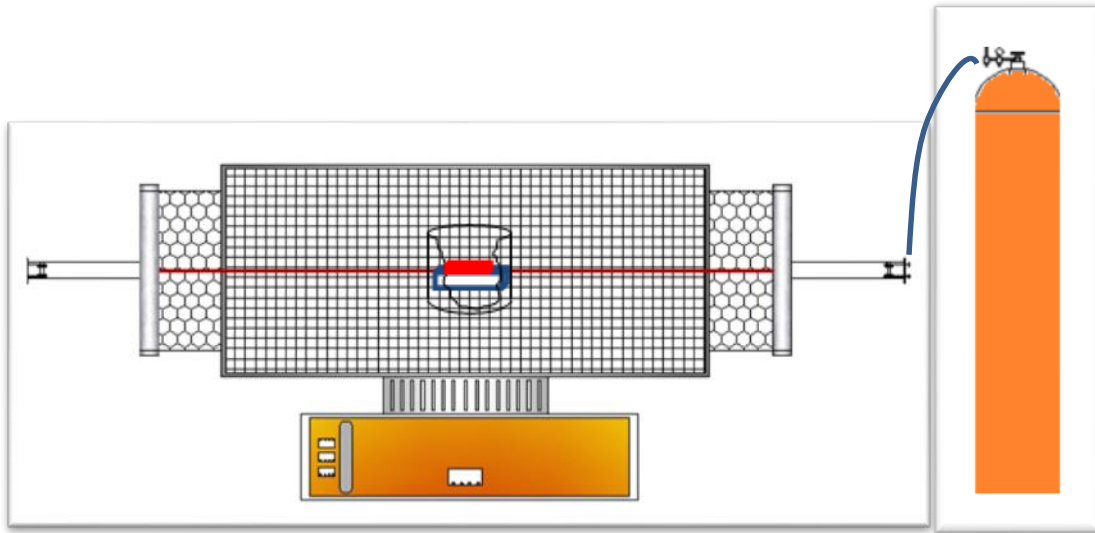


*Figura 2.4 Cortadora de diamante, de baja velocidad, ISOMET.*

Enseguida la preforma porosa se colocó en un crisol de grafito recubierto con nitruro de boro, esto con la finalidad de que las pastillas no se pegaran en el crisol, al momento de ser infiltradas.

*c) Infiltración de la aleación de Mg-AZ91E en las preformas porosas.*

La infiltración de los preformados se realizó por medio de la técnica de infiltración por capilaridad sin presión externa. La preforma porosa del refuerzo se colocó, junto con la aleación de Mg-AZ91E en un crisol de grafito y se coloca dentro de un horno de tubo horizontal, en el cual se tuvo una atmósfera dinámica de argón, con el propósito de disminuir el potencial de oxígeno. Esto se realizó en un horno (*Carbolite tipo STF 161180*), colocando la muestra en el interior del tubo como se muestra en la Figura 2.5.

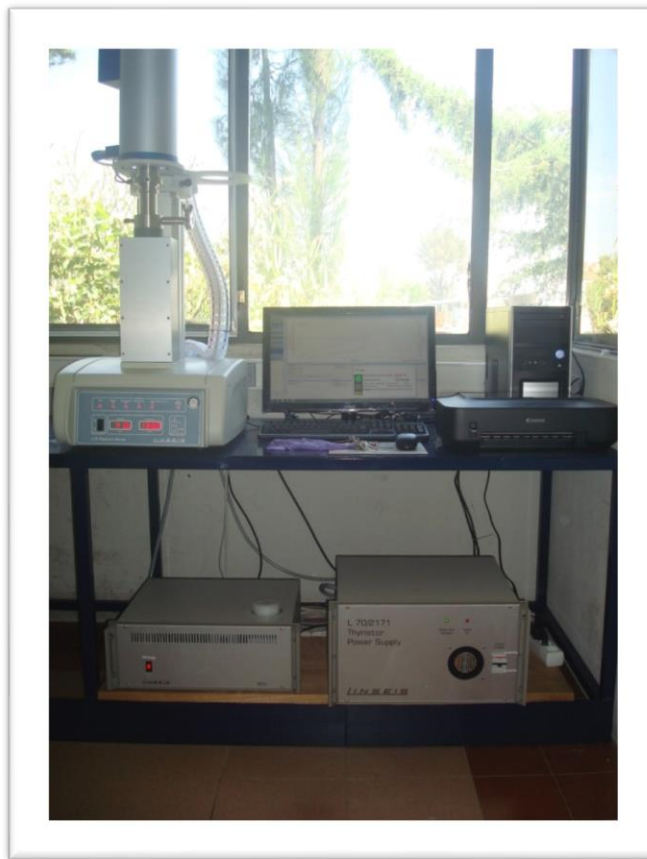


*Figura 2.5 Esquema del horno horizontal.*

Los experimentos de infiltración espontánea sin presión externa se realizaron con una previa calibración del horno, la cual se llevó a cabo utilizando un termopar tipo K para corroborar que la temperatura que marca el set point del horno, sea la temperatura real a la cual se encuentra la muestra dentro del mismo. Las muestras fueron sometidas a una temperatura de 850°C por 12 min. Para conocer la composición y morfología de la interfase de cada compuesto estos se cortaron transversalmente con una cortadora de diamante a baja velocidad. Después se prepararon metalográficamente con lijas de SiC con malla 240 hasta la 2000 utilizando alcohol para posteriormente ser pulidas con pasta de diamante de 5µm a 100 rpm por 5 minutos. Las micrografías se obtuvieron en el microscopio electrónico de barrido (MEB), JEOL 6400.

### ***2.3 EVALUACIÓN DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA LINEAL DEL COMPUESTO MG-AZ91E/ALN***

Se midió el coeficiente de expansión térmica lineal al compuesto y a la aleación de Mg-AZ91E empleando un dilatómetro de cámara vertical *LINSAIS* mostrado en la figura 2.6, con un termopar que lleva una sensibilidad de 0.002 °C/seg. La cámara del dilatómetro consta de un tarugo de alúmina, que en su interior está constituido por un pistón de alúmina de base plana, el cual mide la deformación que la pieza va sufriendo con la temperatura. La muestra se preparó con dimensiones establecidas por el equipo, en este caso una probeta en forma de rectangular, de 10 mm de ancho, 20 mm de alto y 10 mm de grosor.



***Figura 2.6. Dilatómetro vertical LINSAIS***

Para un sólido en forma de barra se entiende como coeficiente de dilatación lineal al cambio porcentual de la longitud para un incremento de temperatura determinado. Por ejemplo, si el

coeficiente de dilatación lineal de un acero es de  $12 \times 10^{-6} / \text{K}$ . Significa que una barra de este acero se dilata en 12 millonésimas partes por cada K. Si se calienta 1 K una barra de 1 m, se dilatará 0.012 mm. Los coeficientes de dilatación lineal de los aceros son, en principio, característicos para cada tipo de acero, pudiendo variar levemente de uno a otro durante el calentamiento de los mismos, sin embargo la variación de este coeficiente es importante si observamos su comportamiento durante el enfriamiento teniendo en cuenta la dimensión final del producto [31]. En este caso, la muestra llevó una ruta de calentamiento de  $10^\circ\text{C}$  por minuto hasta  $400^\circ\text{C}$ , sin tiempo de residencia iniciando inmediatamente el enfriamiento.

El coeficiente de expansión térmica lineal de una muestra viene dado por la siguiente expresión:

$$\frac{\Delta L}{L_o} = \frac{(L(T) - L_o)}{L_o} \quad (2.3)$$

Donde:

$L_o$  = longitud de la muestra a temperatura de referencia (habitualmente a Temp. ambiente)

$L(T)$  = longitud de la muestra a temperatura T.

Por otro lado, el valor de  $\Delta L / L_o$  está dado por:

$$\frac{\Delta L}{L_o} = \frac{\Delta L_o}{L_o} + \frac{\Delta L_s}{L_o} \quad (2.4)$$

Donde:

$\Delta L / L_o$  es el cambio aparente en la longitud de la muestra.

$\Delta L_s / L_o$  es el cambio en la longitud del sistema de medición (dilatómetro)

En el equipo empleado para las muestras, el dilatómetro tiene una corrección ajustada automáticamente por el software del equipo y el valor de  $L_o$  es ingresado manualmente en los datos iniciales del programa. El valor de  $\Delta L / L_o$  se expresa normalmente en partes por millón ( $\times 10^{-6}$ ) o bien en mm/m. La expansión lineal de la muestra puede ser expresada en porcentaje de expansión, para la cual se utiliza la siguiente ecuación (2.5) para realizar el cálculo:

$$\frac{\Delta L}{L_o} \times 100 = \text{coef } \% \quad (2.5)$$

El coeficiente medio de expansión térmica lineal es el coeficiente promedio de la expansión térmica lineal ( $\alpha_m$ ) en el rango de temperatura desde  $T_a$  (temperatura ambiente) a  $T$ , y está dado por:

$$\alpha_m = \frac{1}{L_0} \times \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{1}{L_0} \times \frac{[L(T)-L_0]}{(T-T_a)} \quad (2.6)$$

El  $\alpha_m$  se expresa como partes por millón por el inverso de los grados centígrados:

$$\alpha_m = \frac{10^{-6}}{^{\circ}C} = \frac{\mu m}{m^{\circ}C} \quad (2.7)$$

#### **2.4 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL COMPUESTO Mg-AZ91E/AlN**

El módulo de elasticidad se midió por ensayos no destructivos de acuerdo a la norma ASTM E1876-97, para el cual se utilizó el equipo *Grindo Sonic Lemmens MK-5*. Dicha técnica se fundamenta en la excitación por impulsos eléctricos; las muestras son excitadas mecánicamente mediante un golpe elástico aplicado por un martillo pequeño en diferentes posiciones del espécimen. Esta señal es aislada y se mide por medio de un analizador; la lectura es proporcional a la frecuencia de vibración de la muestra,  $f$ . El cálculo del módulo elástico se efectúa por medio de la fórmula (2.8):

$$E = \rho \left( \frac{2Lf}{m} \right)^2 \quad (\text{GPa}) \quad (2.8)$$

Donde:

- $m$  es el orden de la frecuencia de resonancia en oscilación armónica,
- $f$  es la frecuencia,
- $\rho$  es la densidad calculada por las dimensiones y la masa de la muestra,
- $L$  es la longitud de la muestra.

La dureza del compuesto se midió por microdureza Vickers en un *Microhardness tester FM-800* con un indentador de diamante utilizando cargas de 300, 500 y 1000 gr en la muestra.

**2.5 PRUEBAS AL DESGASTE DEL COMPUESTO DE Mg-AZ91E/AlN**

Con el objetivo de realizar pruebas de desgaste y evaluar dicho comportamiento del compuesto AZ91E/AlN contra diversas superficies se utilizó un tribómetro de bola sobre superficie plana (ball-on-flat) mostrado en la Figura 2.7 modelo OETR UMT 2. Se realizaron ensayos de desgaste por deslizamiento recíprocante en configuración *Ball On Flat* de acuerdo a la norma ASTM G133-02. Para la contraparte se empleó un material de acero AISI 52100 y alúmina, el cual fue presionado sobre la probeta plana con distintos valores de carga 1, 5 y 10 N, durante 25000 ciclos (frecuencia de 1 Hz) con longitud de carrera de 10 mm.



*Figura 2.7 Tribómetro recíprocante modelo OETR UMT 2.*

El acero AISI 52100 se caracteriza por tener una elevada resistencia al desgaste y capacidad de carga, presenta una dureza de 62-66 HRC. Su composición se muestra en la tabla 2.3.

*Tabla 2.3 Composición química del acero AISI 52100 (% en peso).*

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.90	0.15	0.25	0.025	0.025	1.30

La alúmina es un óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ) que junto con la sílice, es el componente más

importante en la constitución de las arcillas y los esmaltes, confiriéndoles resistencia y aumentando su temperatura de maduración. La alúmina es un material cerámico muy versátil, sus propiedades la hacen especialmente apta para aplicaciones en donde la temperatura es un factor crítico, además de su relativa facilidad para adaptarse a diversos trabajos y usos. Su dureza ha permitido darle forma a la industria del abrasivo, que es de las más antiguas, y rentables, ya que en el mundo, en un momento determinado, una empresa está utilizando un abrasivo para dar forma a piezas de manufactura. La Tabla 2.4 muestra las condiciones de trabajo por cada experimento realizado, la carga aplicada el tiempo del experimento, la temperatura y el porcentaje de humedad relativa para cada experimento, para a) experimentos con la contraparte de acero 52100 y alúmina, y b) evaluación de la aleación de Mg-AZ91E con la contraparte de acero 52100 y alúmina.

**Tabla 2.4 Condiciones de las pruebas de desgaste del compuesto de Mg-AZ91E/AlN para:**  
**a) rangos con blanco de acero 52100 y alúmina:**

CARGA (N)	TIEMPO (seg)	TEMPERATURA, °C	% HUMEDAD RELATIVA
1	600	24.1-24.6	53-55
1	1200	24-24.5	45-52
1	1800	24.5-25	47-53
5	600	25.8-25.9	53
5	1200	26-26.5	45-49
5	1800	27	42-49
10	600	28-28.5	36-45
10	1200	28.5-28.6	38-40
10	1800	24-27.5	33-50

**b) rangos evaluación de la aleación Mg-AZ91E con la contraparte de acero 52100 y alúmina:**

CARGA (N)	TIEMPO (seg)	TEMPERATURA, °C	% HUMEDAD RELATIVA
1	600	21.3-26	38-45
1	1200	24-25.9	30-41
1	1800	24-26.1	39-40
5	600	24.5-25.8	39-48
5	1200	24.8-26	39-48
5	1800	25.3-26	40-51
10	600	25.6-25.8	38-44
10	1200	26.2-28.8	38-45
10	1800	26.1	40-45

Con los resultados obtenidos de los experimentos se pueden obtener gráficas del coeficiente de fricción en función del tiempo. Se analizaron las muestras en un *perfilómetro Dektak 150* marca *Veeco* mostrado en la Figura 2.8, a las cuales se le hicieron pequeños barridos para obtener la huella de desgaste y así obtener la tasa de desgaste en el material.



**Figura 2.8 Perfilómetro Dektak 150 marca Veeco.**

La punta del perfilómetro, hace barridos grafica las irregularidades de la superficie con diferentes magnificaciones en las direcciones vertical y horizontal. Normalmente, la magnificación vertical es mayor que la horizontal. Debido a estas diferencias en magnificación, los perfiles graficados no representan una fotografía real de la forma de las irregularidades de la superficie, por lo cual, permite graficar la huella de desgaste en la muestra, permitiendo encontrar el área desgastada y así calcular el volumen, y por lo tanto, la tasa de desgaste.

Una vez obtenidas las huellas, se graficaron en el programa *origini* sacando el área bajo la curva de cada huella, donde se calcula el volumen y la tasa de desgaste de acuerdo a la ecuación (2.9):

$$T_{desgaste} = \frac{V_{degastado}}{P * D} \quad (2.9)$$

Dónde:

T= Tasa de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{N-mm}$ ).

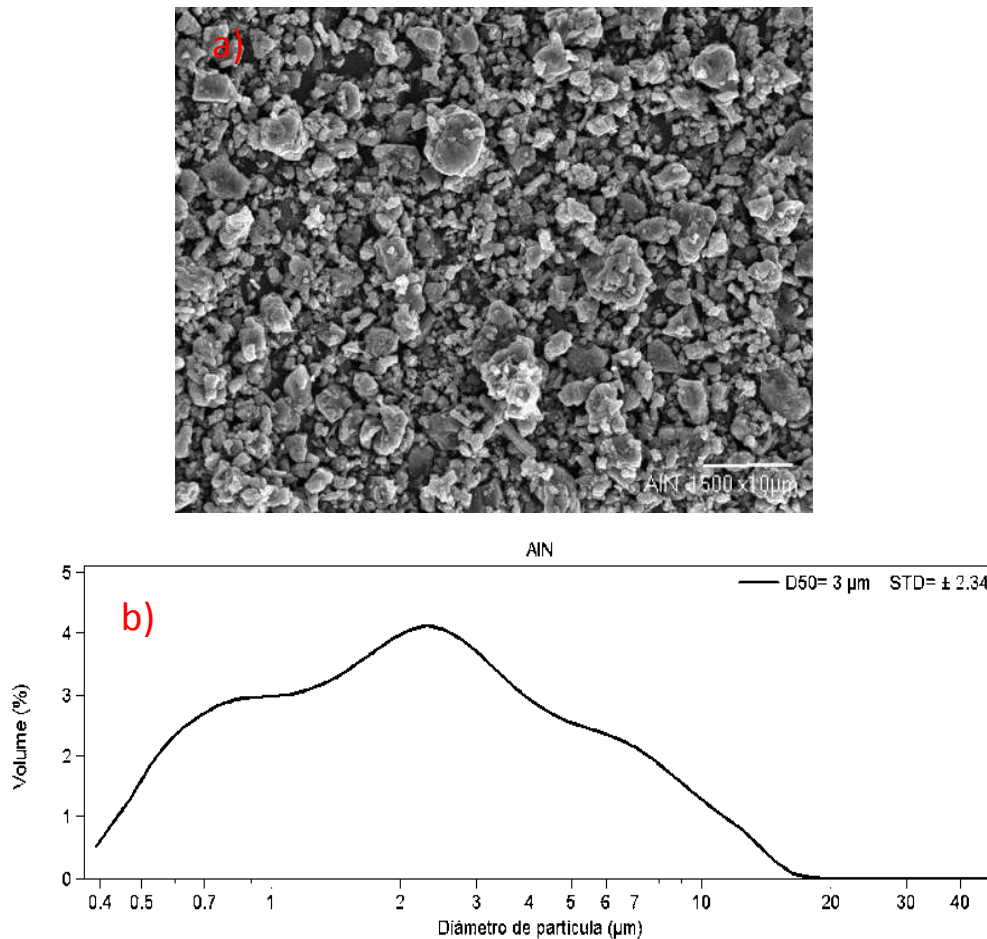
P= Carga aplicada y D= distancia recorrida.

V= Volumen desgastado.

**CAPÍTULO III: RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

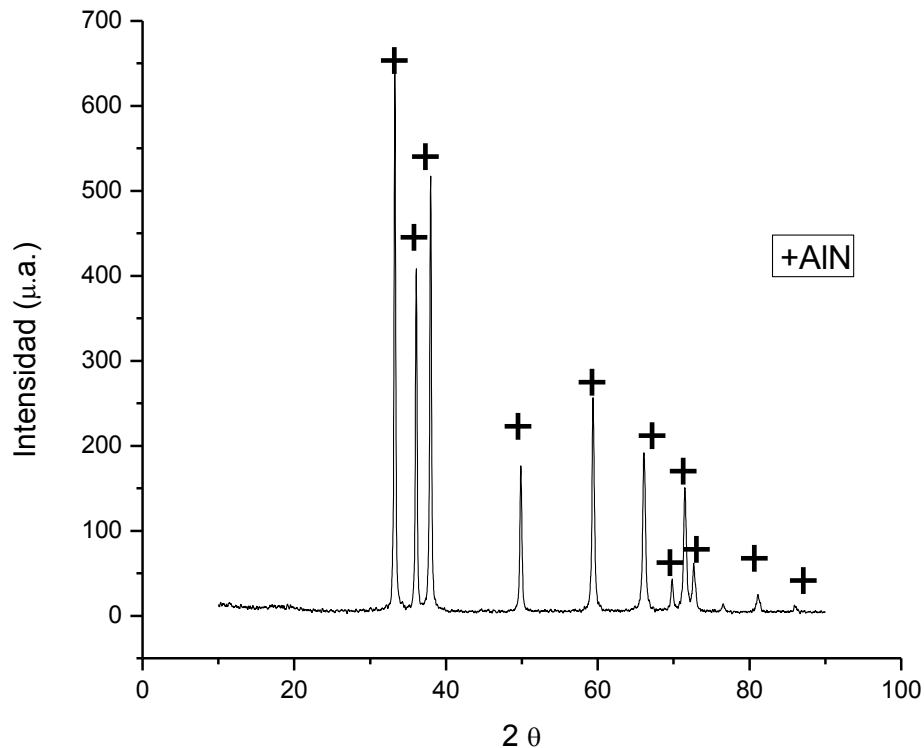
**3.1 CARACTERIZACIÓN DE LOS MATERIALES DE INICIO**

En el presente trabajo de investigación se utilizó para la fabricación del compuesto polvos de AlN como refuerzo y como matriz una aleación de magnesio AZ91E. Se resalta que en este trabajo, se fabricó el preformado cerámico en verde y no fue necesario pre-sinterizarlo antes de la infiltración, aportando con esto un ahorro significativo de energía durante el procesamiento de materiales compuestos ya que se suprimió una etapa del proceso. La figura 3.1 a) muestra la morfología de los polvos de AlN observados por medio de MEB. Se puede observar la forma irregular, de las partículas de polvo, con un tamaño promedio de partícula de 3.08  $\mu\text{m}$  y una desviación estándar de  $\pm 2.34$  mostrado en la figura 3.2 b).



**Figura 3.1 a) Micrografía de los polvos de AlN y b) histograma de tamaño de partícula .**

Con el propósito de corroborar la pureza de los materiales de inicio de polvos de nitruro de aluminio y aleación de Mg-Az91E empleados en el presente trabajo de investigación, se realizaron análisis de difracción de rayos-X. En la Figura 3.2 y Figura 3.3 se presentan los espectros de rayos-X correspondientes al cerámico, nitruro de aluminio y aleación, Mg-AZ91E, respectivamente. Como se observa en la Figura 3.2 los picos corresponden a la fase del cerámico AlN. No se encontraron picos adicionales que puedan sugerir la existencia de otra fase contenida en el polvo inicial. Por otro lado, en la Figura 3.3 se observan que los picos de mayor intensidad corresponden a la fase de Mg, así mismo se observan picos característicos de las fases  $MgO_{0.9} Al_{0.1}$  y  $Mg_{17}Al_{12}$ , precipitados típicos en esta aleación, de magnesio AZ91E.



*Figura 3.2 Espectro de difracción de rayos-X de los polvos de Nitruro de Aluminio.*

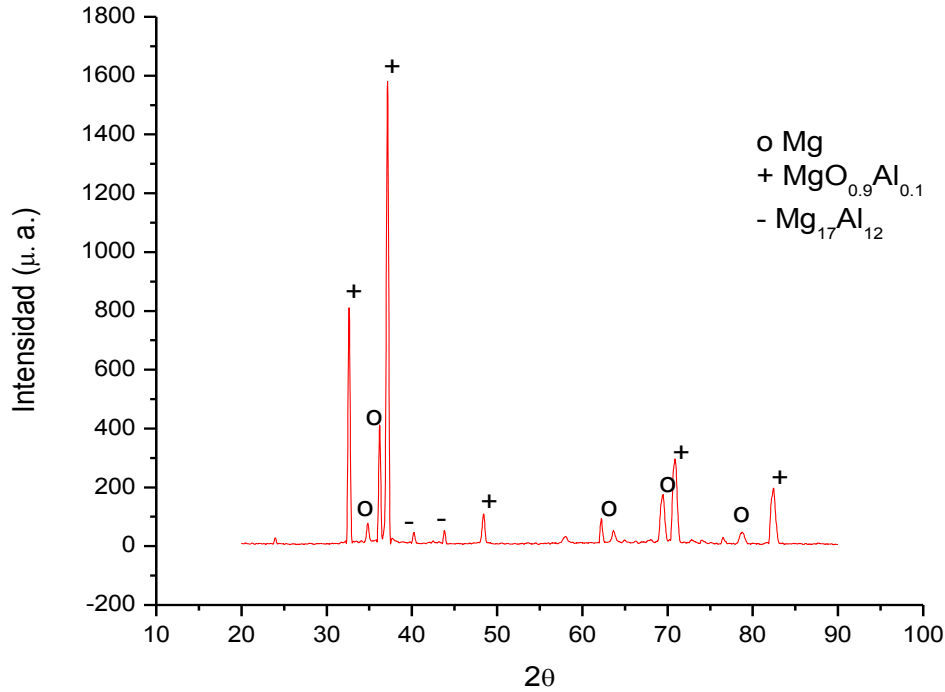
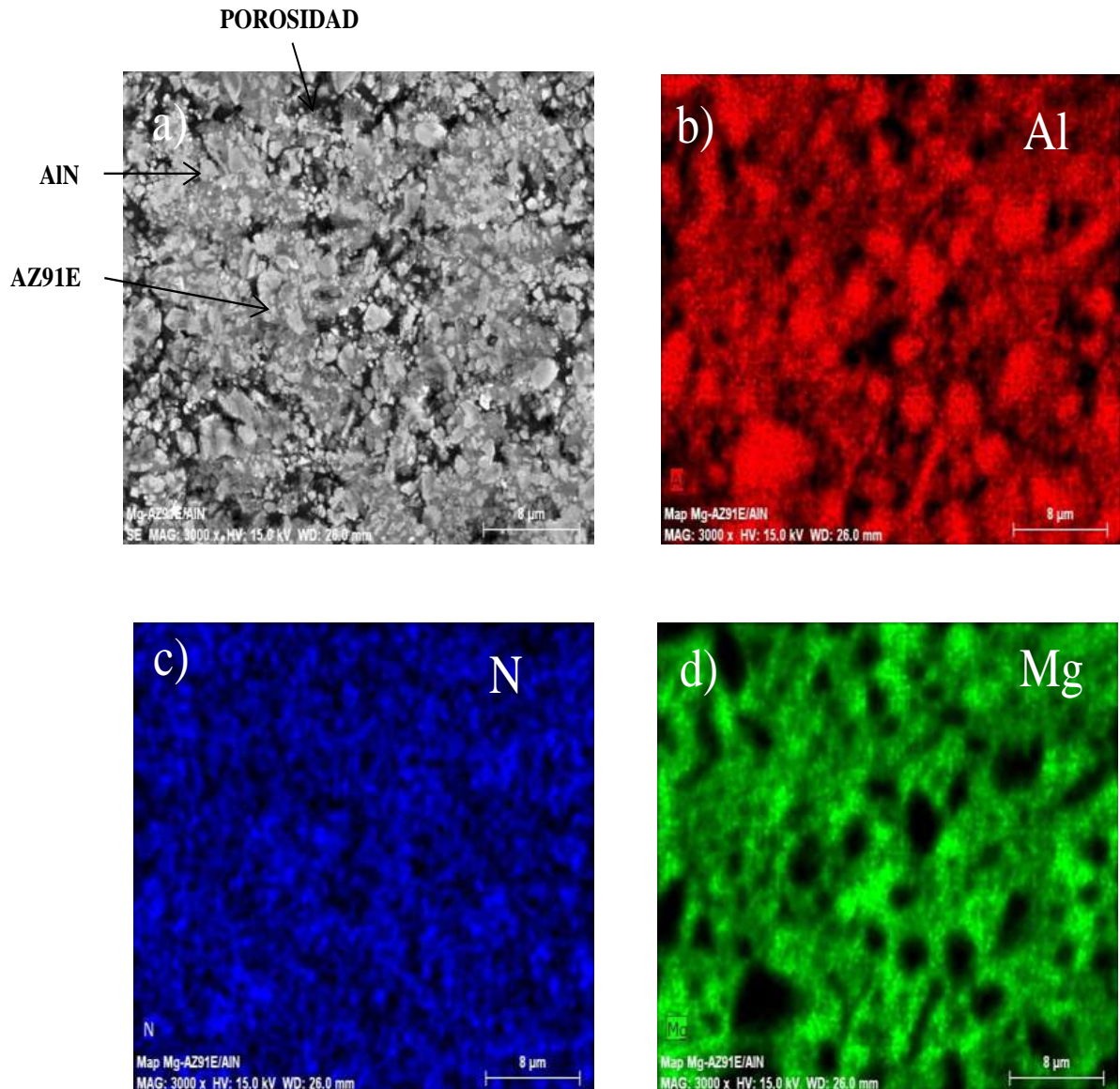


Figura 3.3 Espectro de difracción de rayos-X de la aleación Mg-AZ91E.

### 3.2 CARACTERIZACIÓN DEL COMPUESTO DE Mg-AZ91E/ AlN

Una vez fabricado el compuesto de Mg-AZ91E/AlN por la técnica de infiltración sin presión externa de preformas porosas de AlN con aleación de Mg-AZ91E se procedió a la caracterización del mismo. En la Figura 3.4 a) se presenta la micrografía del compuesto AZ91E/AlN observando una distribución uniforme del refuerzo en la matriz metálica, resultando con poca porosidad remanente. El compuesto fabricado presenta alrededor de 51% de aleación AZ91E y 49% de AlN. Así mismo, en la misma Figura 3.4 también se puede observar un mapeo de la distribución de los principales elementos químicos componentes del compuesto, Mg, Al, N donde se puede identificar claramente las zonas con la presencia de AlN y de la aleación metálica de Mg-AZ91E.



**Figura 3. 4 a) Micrografía del compuesto AZ91E/AlN y distribución atómica de los elemento químicos correspondientes al b) Al, c) N y d) Mg.**

Cabe mencionar que al analizar la microestructura del material compuesto Mg-AZ91E/AlN empleando electrones retrodispersados, fue posible observar algunas fases dentro de la matriz del material compuesto correspondientes a la acumulación de Al, Mn y residuos de Mg. La Figura 3.5 a) muestra la sección transversal del compuesto donde se puede apreciar esta fase en la matriz del material, así como en la Figura 3.5 b) los respectivos análisis corroborando los componentes principales en los puntos 1 y 2.

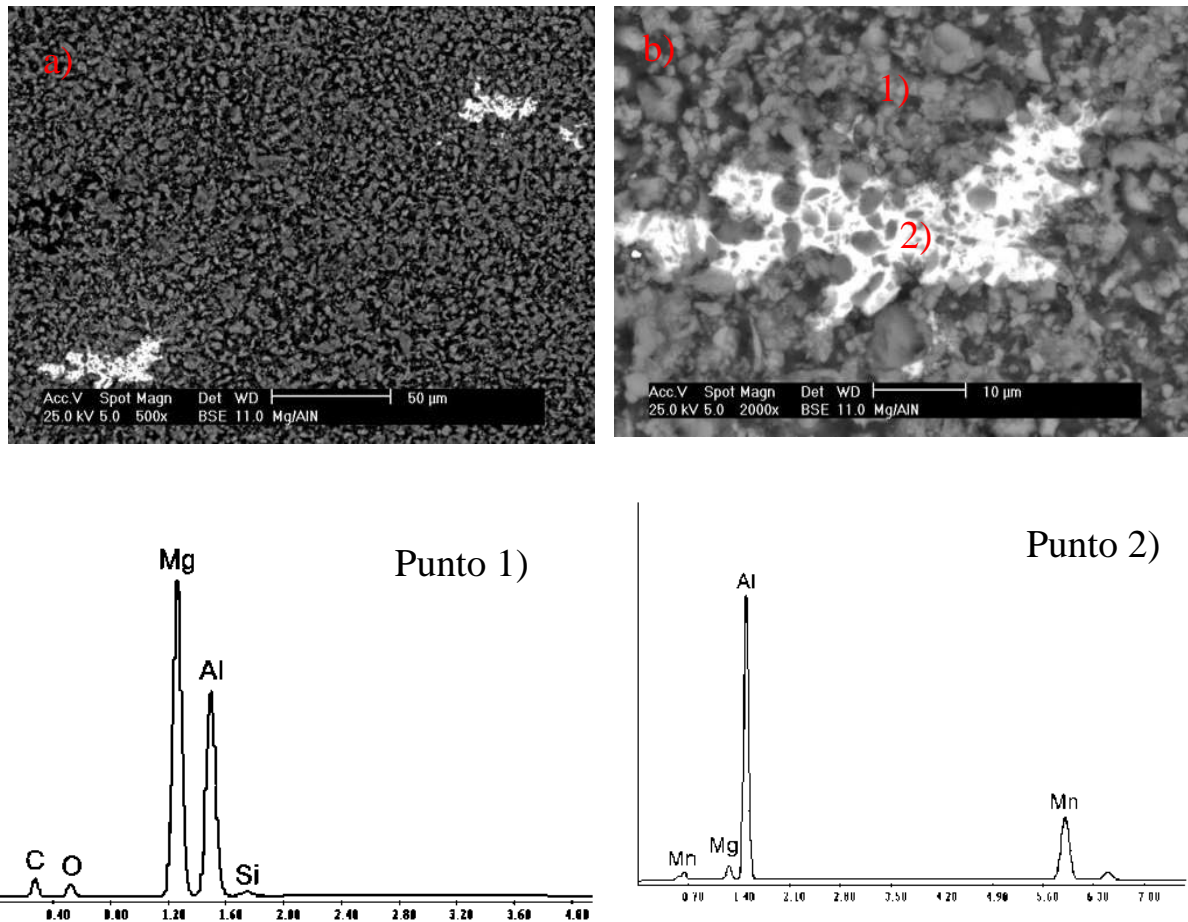
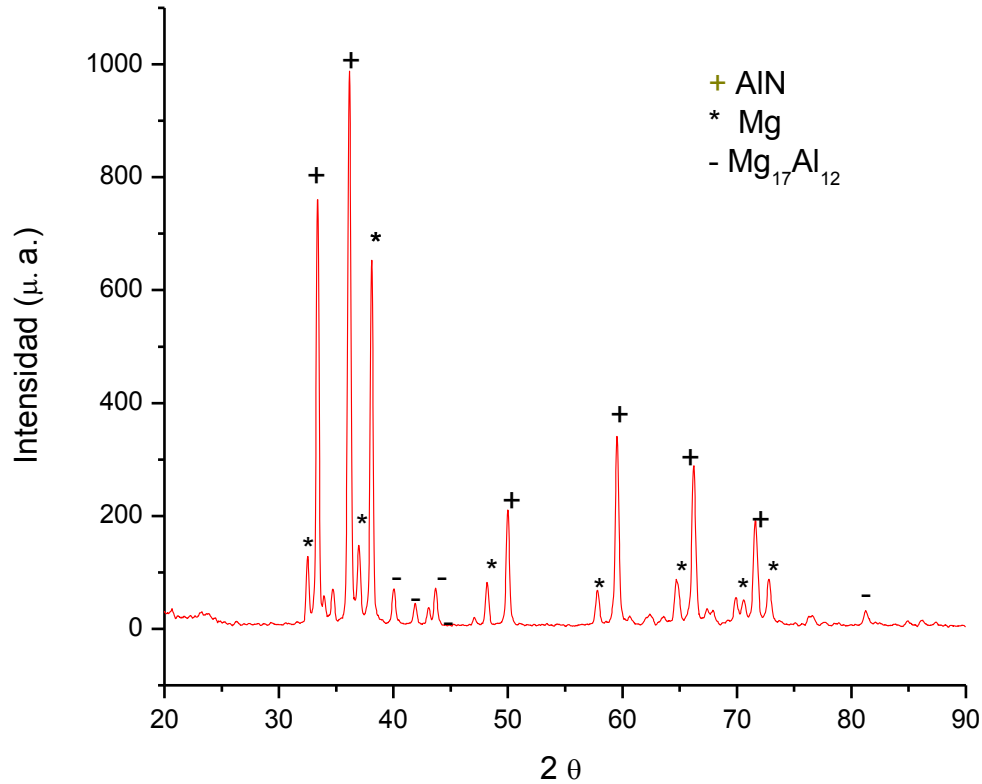


Figura 3.5 a) Sección transversal del compuesto y b) EDS en los puntos 1) y 2).

Por otro lado, con el propósito de corroborar la interacción existente entre la matriz y el refuerzo, durante el procesamiento del material compuesto, se realizó un análisis de rayos-X a uno de los materiales infiltrados. En la Figura 3.6 se muestra el espectro de rayos-X del material compuesto de matriz metálica Mg-Az91E/AlN. A través de difracción de rayos-X se pueden identificar los picos característicos de tres fases presentes en el material, correspondientes al AlN, Mg y  $Mg_{17}Al_{12}$ . Como se observó antes en el análisis de la aleación Mg-AZ91E la fase  $Mg_{17}Al_{12}$  corresponde a un precipitado característico de la aleación y no un producto de reacción durante la infiltración del material compuesto. Así, se puede decir que por medio de esta técnica de rayos-X no se detectaron productos de reacción interfaciales entre el refuerzo y la matriz, en acorde con el trabajo desarrollado por Bedolla y colaboradores [33] donde encontraron las mismas fases presentes en ambos compuestos, sin embargo por la

técnica de microscopía de transmisión ellos encontraron residuos de la formación de MgO, en la zona interfacial.



*Figura 3.6 Difracción de rayos-X del compuesto Mg-AZ91E/AlN.*

### *3.2.1 Caracterización mecánica del compuesto Mg-AZ91E/AlN*

Al combinar el cerámico AlN con la aleación de Mg AZ91E, se debe considerar, que habrá un balance en las propiedades finales del compuesto ya que es conocido que se ganan y se pierden propiedades, al compararlos con materiales monolíticos, en este caso se espera que con los altos contenidos de refuerzo cerámico, se incrementan las propiedades mecánicas del compuesto en comparación con la aleación monolítica de magnesio.

### **3.2.2 Dureza**

La dureza se midió en diferentes puntos de la muestra buscando un resultado más representativo. Bedolla y colaboradores [33] obtuvieron valores de dureza de 24 HRC (260 HV) en un compuesto de AZ91E/ AlN producido con pre-sinterización de la preforma porosa. Estos resultados se encuentran en el mismo orden del valor de 26.34 HRC (276.49 HV) obteniendo en el material compuesto, con la diferencia que en este proyecto el compuesto no fue pre-sinterizado dando como resultado una pequeña elevación en la dureza. La formación de precipitados en partículas finas actúa bloqueando el movimiento de las dislocaciones, lo que promueve un aumento en la dureza de metal fenómeno conocido como endurecimiento por precipitación.

### **3.2.3 Módulo Elástico**

El módulo elástico evaluado en el material por medio del equipo Grindo Sonic registró un valor promedio de 108 GPa que comparado con el valor de 45 GPa de la aleación monolítica de Mg-AZ91E, se observa un incremento de manera significativa, esto es esperado en cierta forma ya que el AlN presenta un valor de módulo de 330 GPa y el compuesto contiene 49% de AlN y 51% de Mg-AZ91E. En la literatura, Bedolla y colaboradores [33] reportan un valor de elasticidad de 136 GPa que es un poco mayor al observado en nuestro trabajo. Se realizaron cálculos previos para determinar el módulo de elasticidad con modelos teóricos como la regla de las mezclas de fases y el método de Halpin- Tsai [34], el cual se considera de mayor aproximación ya que involucra el factor forma de las partículas del refuerzo.

Las ecuaciones (3.1) y (3.2) utilizadas, son propuestas por Halpin-Tsai para predecir el módulo de elasticidad cuando se usan refuerzos en forma de partícula en la elaboración de materiales compuestos. Para el efecto del factor forma se utilizaron diferentes valores según la morfología de la partícula con el propósito de encontrar el valor más próximo al valor experimental, para lo cual se usó la ecuación (3.3).

$$n = \frac{\frac{E_r}{E_m} + 1}{\frac{E_r}{E_m} + \xi} \quad (3.1)$$

$$E_c = E_m = \frac{1 + \xi n f}{1 - n f} \quad (3.2)$$

$$\xi = 2 + 40V_p^{10} \quad (3.3)$$

Dónde:

$E_r$  representa el módulo elástico del refuerzo.

$E_m$  representa el módulo elástico de la matriz.

$\xi$  es el factor forma.

$V_p$  es la fracción volumétrica del refuerzo.

$E_c$  es el módulo elástico del compuesto.

Por otro lado, el cálculo realizado empleando la regla de las mezclas se llevó a cabo mediante la ecuación (3.4).

$$E_c = E_m * V_m + E_p * V_p \quad (3.4)$$

Donde:

$E_m$  es el módulo de elasticidad de la matriz.

$E_p$  es el módulo de elasticidad del refuerzo.

$V_p$  es la fracción volumétrica del refuerzo.

$V_m$  es la fracción volumétrica de la matriz.

Sin embargo, la regla de las mezclas se considera más acorde a materiales reforzados con fibras continuas que con materiales reforzados con partículas discontinuas o dispersas como es el caso de este material, por lo que se espera que los valores se encuentren en valores más dispersos o alejados de los valores que se encontraron, en forma experimental.

**Tabla 3.1 Módulos de elasticidad del material compuesto Mg AZ91E/AlN, calculado mediante dos diferentes modelos y el valor medido.**

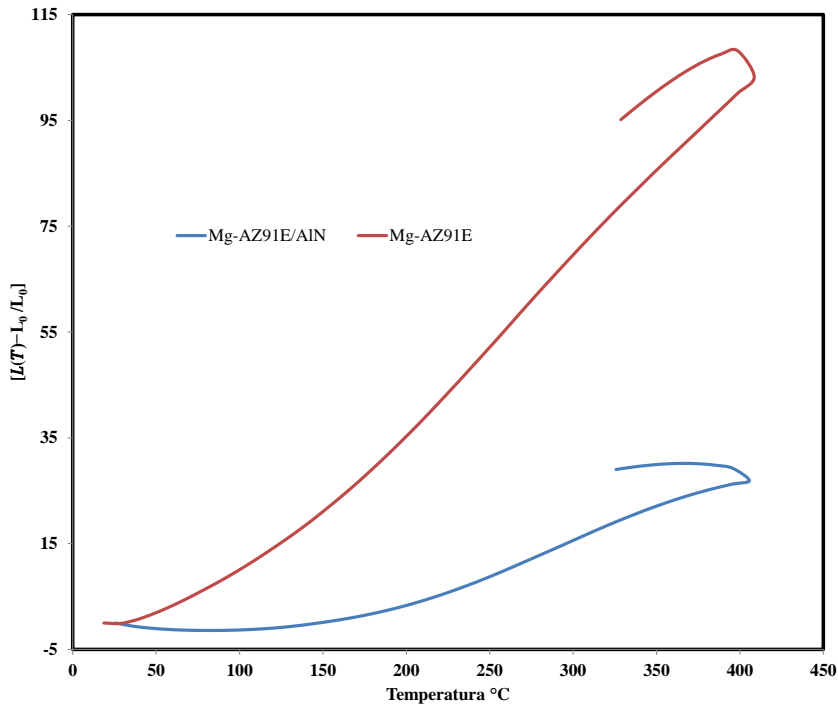
% de refuerzo	% de matriz	Regla de las mezclas de fases (GPa)	Halpin- Tsai (GPa)				Módulo Experimental GPa
			$\xi=0.8$	$\xi=1$	$\xi=1.5$	$\xi=2$	
0.49	0.51	184.65	98.4	107.15	112.10	129.67	108

Nota:  $\xi$ , es el factor forma de la partícula.

De la Tabla 3.1 se puede observar que el modelo de Halpin-Tsai [34] se acerca más al obtenido experimentalmente y la diferencia se puede atribuir al factor de forma del material de refuerzo, y sobre todo que en dicho modelo no se contempla la porosidad del material final. Como se esperaba, el valor del módulo calculado por la regla de las mezclas es mayor al observado en estos materiales.

### 3.3 RESULTADOS DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA

En la Figura 3.7 se presenta una gráfica correspondiente al desplazamiento en función de la temperatura, donde la línea roja representa la aleación monolítica de Mg-AZ91E y la línea azul el compuesto de Mg-AZ91E/AlN. En ambos resultados de la Figura 3.7 se observa la expansión que sufren los materiales al incrementar la temperatura.

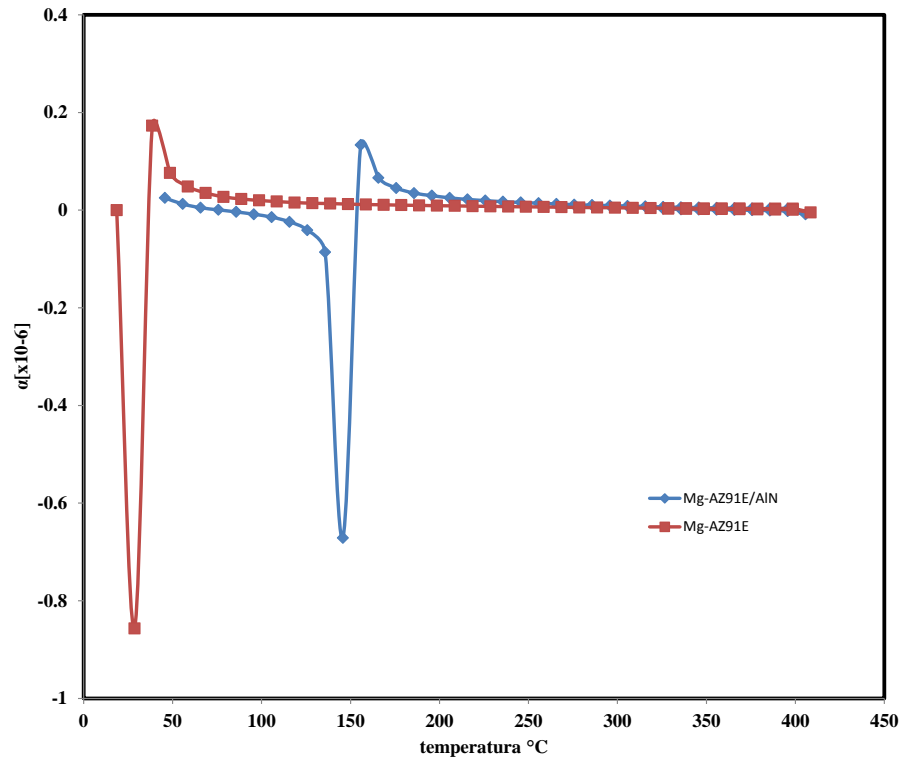


**Figura 3.7** Coeficiente de expansión térmica lineal para la aleación de Mg-AZ91E y el compuesto AlN/Mg-AZ91E calentando a 10°C/min hasta 400°C.

**Tabla 3.2.** Valores del coeficiente de expansión térmica y sus porcentuales en función de la temperatura.

Temperatura (°C)	CET ( $\alpha$ ) /°C Mg-AZ91E	CET ( $\alpha$ ) /°C AlN/Mg-AZ91E	Temperatura de referencia (°C)
100	14.4 e-06	14.4 e-06	90
200	24.3 e-06	6.1 e-06	190
300	26.6 e-06	10.4 e-06	290

La Figura 3.8 comprueba lo dicho anteriormente ya que existe mayor coeficiente de expansión en la aleación comparada con el compuesto. Esta gráfica presenta un decremento en la deformación debida a que cuando inicia el calentamiento en el horno empieza a calentar el termopar que representa un diferencia en la temperatura, a esto se le conoce como golpe de ariete, debido a que no se controla el enfriamiento, la temperatura tarda en llegar al equilibrio entre los 50 y 150 °C.



*Figura 3.8 Variación de los coeficientes de expansión térmica lineal para las dos curvas del compuesto Mg-AZ91E/AlN y la aleación de Mg-AZ91E*

### 3.4 DESGASTE POR DESLIZAMIENTO RECIPROCANTE

El análisis de las propiedades mecánicas, ayuda a comprender el comportamiento al desgaste de los materiales. En el desgaste por deslizamiento existe una relación entre la dureza del material y su resistencia a la pérdida de material durante un desgaste abrasivo o adhesivo establece Archad [35], por lo que al analizar los resultados de dureza del compuesto producido, se esperaría una buena resistencia al desgaste. Considerando que aun cuando el material posea un valor de dureza alto, el desgaste puede ser mucho mayor al predicho por Archad [35].

Como se mencionó en el capítulo II, se evaluó la resistencia al desgaste por deslizamiento en el material compuesto de aleación de Mg-AZ91E/AlN por la técnica de Bola sobre superficie

plana (*Ball-on-Flat*) en forma recíprocante usando como contraparte una bola de acero 52100 y alúmina ambas con medidas de 5 mm de diámetro, las cuales fueron presionadas sobre la probeta plana con valores de carga variando de 1, 5 y 10 N durante 25000 ciclos (frecuencia de 1 Hz) con longitud de carrera de 20 mm para ambas contrapartes.

### 3.5 RESULTADOS DE LA TASA DE DESGASTE

Una vez realizados los experimentos por desgaste recíprocante por medio del método de bola sobre una superficie plana (*Ball-on-flat*), fueron realizados, se procedió a medir la tasa de desgaste; esta se analizó por perfilometría, la cual funciona haciendo un barrido, tanto en la dirección de la huella como en forma perpendicular registrando los valles y crestas del espécimen. Para el cálculo de los resultados de la tasa de desgaste se utilizó la ecuación (3.5) propuesta por Archad [35].

$$T_{desgaste} = \frac{V_{desgastado}}{P * D} \text{ (mm}^3\text{/N-mm)} \quad (3.5)$$

Dónde:

V= Volumen desgastado.

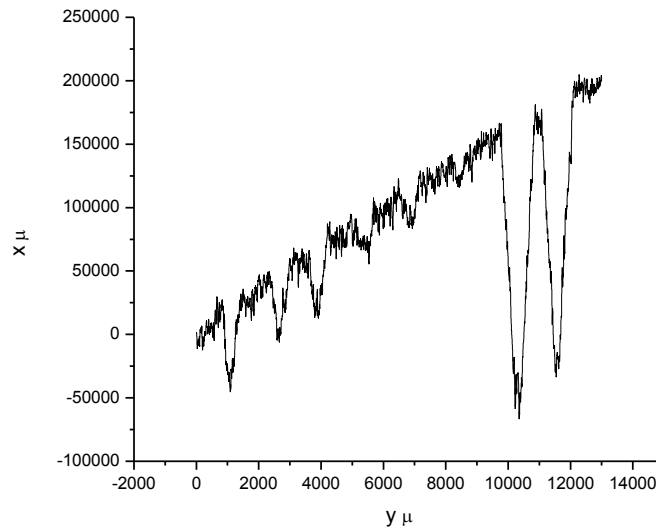
P= Carga aplicada.

D= Distancia recorrida.

El volumen de material desgastado o extraído durante la prueba se calculó en base al área bajo la curva obtenida con los datos obtenidos por perfilometría con el siguiente procedimiento: se hicieron tres mediciones las cuales fueron de: 2000 micras, 5000 micras, 7000 micras, partiendo en el eje x de -500 hasta 1300 para barrer toda la huella desgastada, procedimiento similar se siguió en el eje y.

Una vez graficada la curva se calculó el área bajo la curva como se muestra en la Figura 3.9, posteriormente se obtuvo el volumen desgastado de cada huella, la distancia recorrida se obtiene a partir de los Hz, un Hz equivale a 1 ciclo por segundo, como se había comentado en este documento el tipo de desgaste fue recíprocante (la contraparte corre de ida y vuelta que es igual a un ciclo) la distancia que se recorre por cada ciclo es de 20 mm la cual se multiplica

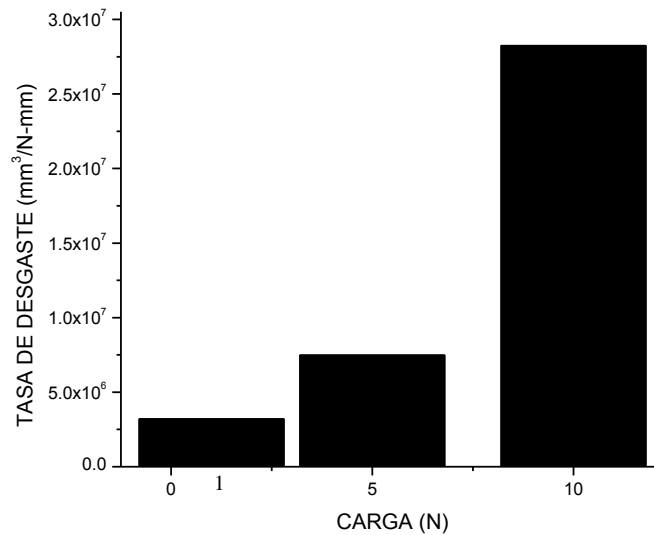
por los segundos a los que la prueba fue sometida, y en el caso de la carga, la que fue aplicada para cada experimento, para así obtener la tasa de desgaste.



***Figura 3.9 Perfil de la superficie desgastada mediante perfilometría del compuesto Mg-AZ91E/AlN después de ser sometida a desgaste.***

Una vez calculados, los resultados se graficaron en función de la carga aplicada en cada experimento.

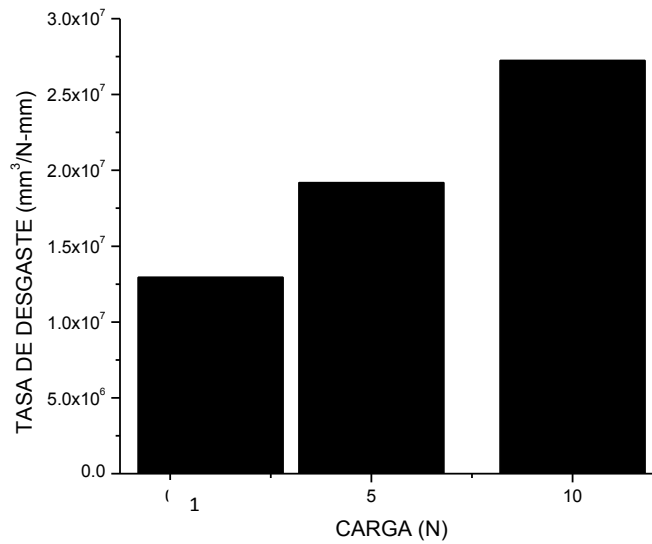
La Figura 3.10 presenta los resultados observados durante el desgaste por deslizamiento del compuesto Mg/AZ91E usando la contraparte de acero 52100. Como se puede observar en esta Figura 3.10 al utilizar una carga de 1 N la pérdida de desgaste es menor, comparada con la carga de 5 N, se observa claramente que al aumentar la carga la pérdida de desgaste aumenta para el caso donde se empleó un tiempo de 600 segundos con una distancia de deslizamiento de 1200 mm.



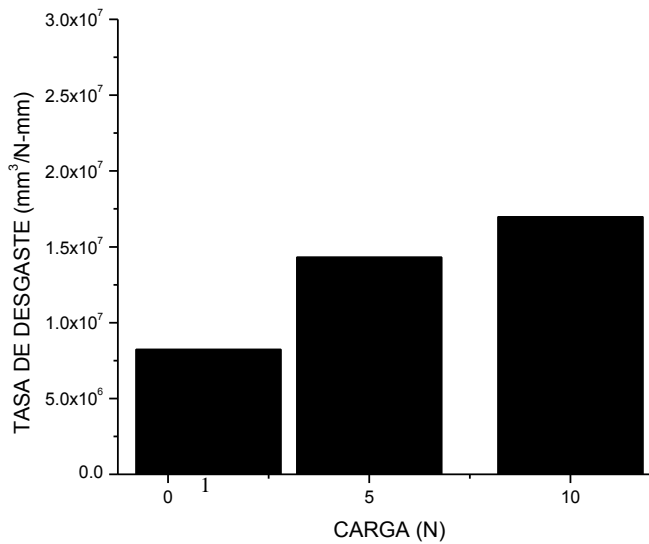
**Figura 3.10 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 600 segundos.**

La Figura 3.11 muestra la pérdida de desgaste a 1200 segundos con una distancia de deslizamiento de 2400 mm, usando la contraparte de acero 52100. Como se puede observar el comportamiento similar, con la diferencia que aumenta la pérdida de desgaste a las diferentes cargas comparadas con la Figura 3.10, esto se debe a que la distancia recorrida es mayor, se observa claramente que en cargas de 5 y 10 N la pérdida de desgaste se incrementa.

Por otro lado, en la Figura 3.12 se muestran los resultados utilizando un tiempo de 1800 segundos y una distancia de deslizamiento de 3600 mm. Podemos resaltar que existe menor tasa de desgaste al utilizando la carga de 1 N y con cargas de 5 y 10 N, la tasa de desgaste aumenta, la distancia recorrida en cada prueba es diferente por lo que podría esperarse que la tasa de desgaste fuera mayor que la obtenida a 1200 segundos.

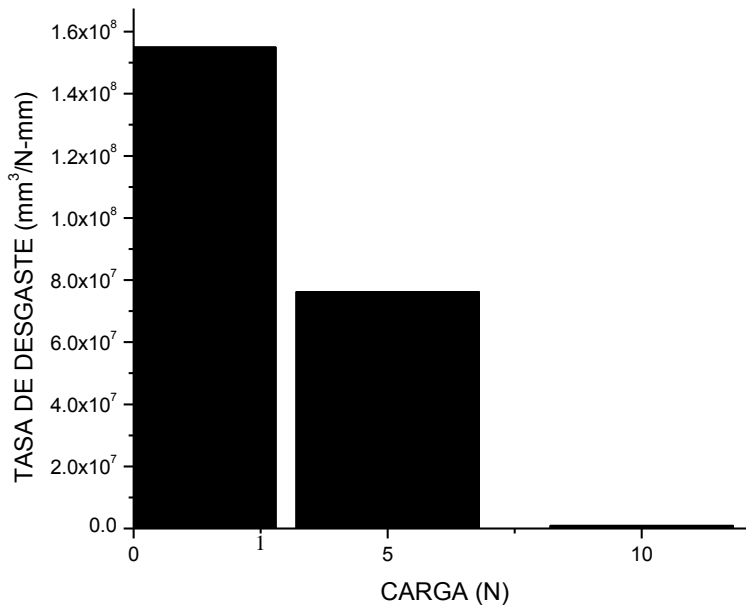


*Figura 3.11 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1200 segundos.*



*Figura 3.12 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1800 segundos.*

En la Figura 3.13 se presentan los resultados de la tasa de desgaste del compuesto de Mg-AZ91E/AlN utilizando la contraparte de alúmina, se observa que utilizando una carga de 1 N con una distancia de deslizamiento de 1200 mm, una pérdida de desgaste mucho mayor que al utilizar cargas de 5 y 10 N con una distancia de deslizamiento de 1200 mm. Como se observa, este comportamiento empleando, la contraparte de alúmina es contraria al observado cuando se utilizó la contraparte de acero 52100. Podemos asociar este comportamiento al hecho de que la alúmina es un material más duro y sin ductilidad, lo cual influye en el comportamiento que tiene el compuesto en la pérdida de desgaste y al área de contacto.

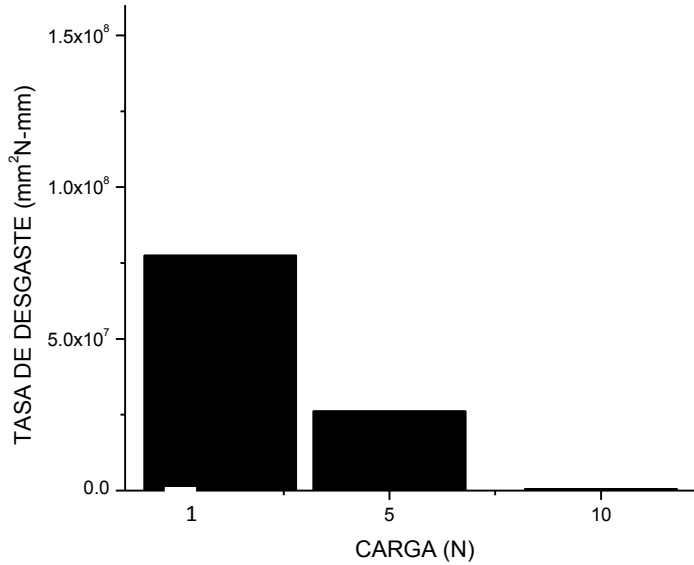


**Figura 3.13 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 600 segundos.**

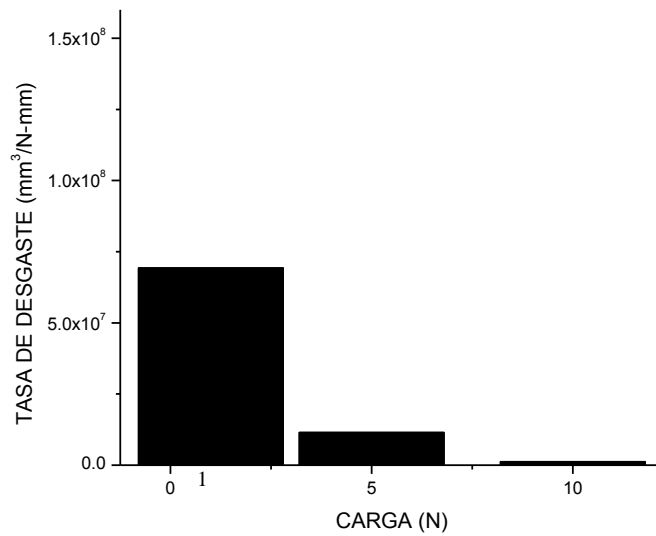
Así mismo, en la Figura 3.14 se presentan los resultados de las pruebas realizadas en los materiales compuestos para 1200 segundos con una distancia de deslizamiento de 2400 mm. Se observa en esta Figura 3.14 una disminución en la pérdida de desgaste, tanto en cargas de 1, 5 como en 10 N, en forma notoria en cada una de ellas.

Por otro lado en la Figura 3.15 se observa en forma más marcada la disminución en la tasa de desgaste al incrementar el tiempo hasta 1800 segundos con una distancia de deslizamiento de 3400 mm, aplicando las diferentes cargas de 1, 5 y 10 N. Comparando estos resultados de la

Figura 3.15 es posible observar un decremento en los resultados al encontrado en las Figuras 3.13 y 3.14.

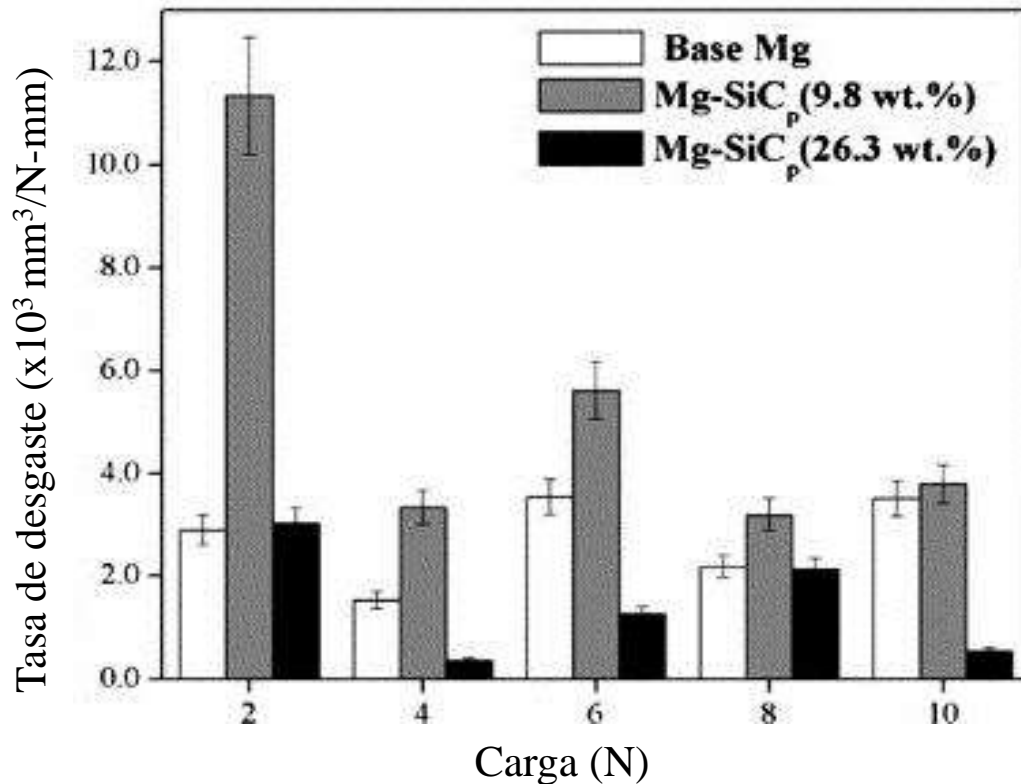


*Figura 3.14 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1200 segundos.*



*Figura 3.15 Variación de la tasa de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN a diferentes cargas 1, 5 y 10 N a 1800 segundos.*

Analizando los resultados en esta investigación se observa que la tasa de desgaste va disminuyendo a medida que la carga se incrementa. Esto se encuentra en acorde a los resultados obtenidos por Manoj Kumar y colaboradores [37] quienes estudiaron el comportamiento al desgaste del compuesto de Mg-SiC, reportando que con el aumento de la carga, la tasa de desgaste disminuye en el compuesto que tiene mayor cantidad de refuerzo cerámico, mostrando una mayor resistencia al desgaste, en el compuesto, que en la aleación monolítica, debido a la formación y difusión de productos de reacción. Sus resultados se muestran en la Figura 3.16, encontrándose también que a medida que la carga y el tiempo aumentan la tasa de desgaste disminuye favorablemente.

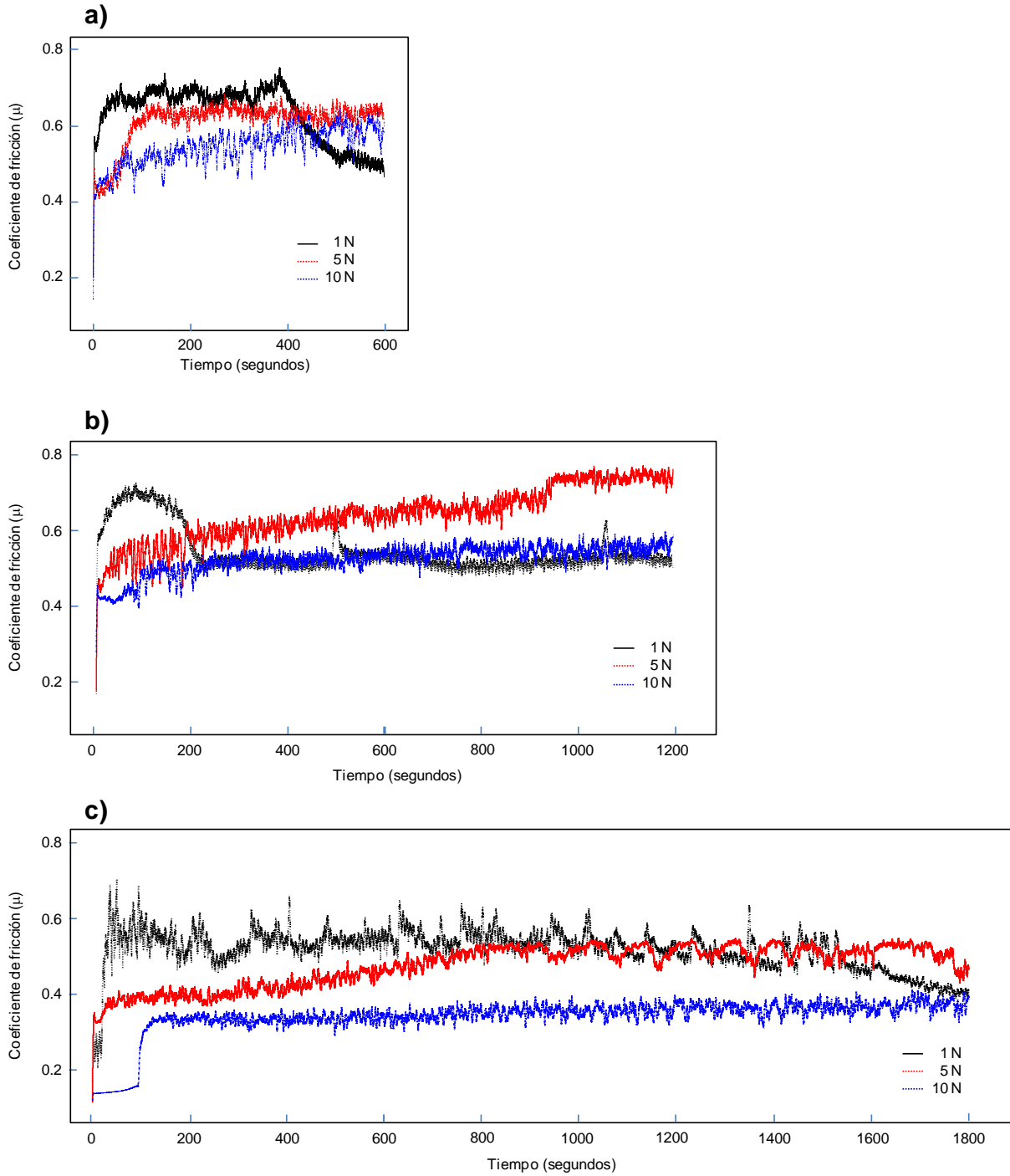


*Figura. 3.16 Variación de la tasa de desgaste de la aleación de Mg y compuestos de Mg-SiC en función de la carga. Condiciones: 10 ciclos por rozamiento, 8 Hz de frecuencia y 100 micras de longitud de carrera [36].*

Por otro lado, se realizaron experimentos para los distintos tiempos de 600, 1200 y 1800 segundos, con el fin de corroborar su reproducibilidad los ensayos se realizaron por duplicado para cada serie de parámetros experimentales. Los resultados se presentan en gráficas del coeficiente de fricción en función del tiempo, así como la tasa de desgaste en función de la carga aplicada. A continuación se presentan los resultados de coeficiente de fricción utilizando como contraparte el acero AISI 52100.

En la Figura 3.17 se presenta los resultados correspondientes al coeficiente de fricción, al someter a desgaste por deslizamiento recíprocante al compuesto Mg-AZ91E/AlN en función del tiempo para las cargas de 1, 5 y 10 N. En la Figura 3.17 a) se observa un comportamiento similar en la etapa inicial del experimento, sin embargo cuando se aplica 1 N de carga el coeficiente de fricción inicialmente alcanza un valor cercano a 0.58 y a medida que se incrementa el tiempo el coeficiente de fricción alcanza su máximo de 0.78 aproximadamente a 400 segundos y disminuye en una etapa posterior. Por otro lado, cuando se usan cargas de 5 y 10 N el coeficiente de fricción es similar en el orden de 0.45 incrementándose hasta un valor de aproximado de 0.62 en apenas 50 segundos, manteniéndose casi constante en este valor para el resto del tiempo tratado. Se observa claramente que a cargas mayores el coeficiente es menor que en cargas menores, recorriendo una distancia de deslizamiento de 1200 mm.

La Figura 3.17 b) se puede observar una variación en el comportamiento de coeficiente de fricción bajando aproximadamente a 0.5 al usar una carga de 1 N, sin embargo se mantiene constante a partir de los 200 segundos. Por otro lado, en cargas de 5 y 10 N se puede observar el mismo comportamiento, manteniéndose constante, recorriendo una distancia de deslizamiento de 2400 mm. Así mismo, la Figura 3.17 c) muestra una tendencia similar y se puede observar un comportamiento más homogéneo en las tres diferentes cargas de 1, 5 y 10 N, recorriendo una distancia de deslizamiento de 3600 mm.



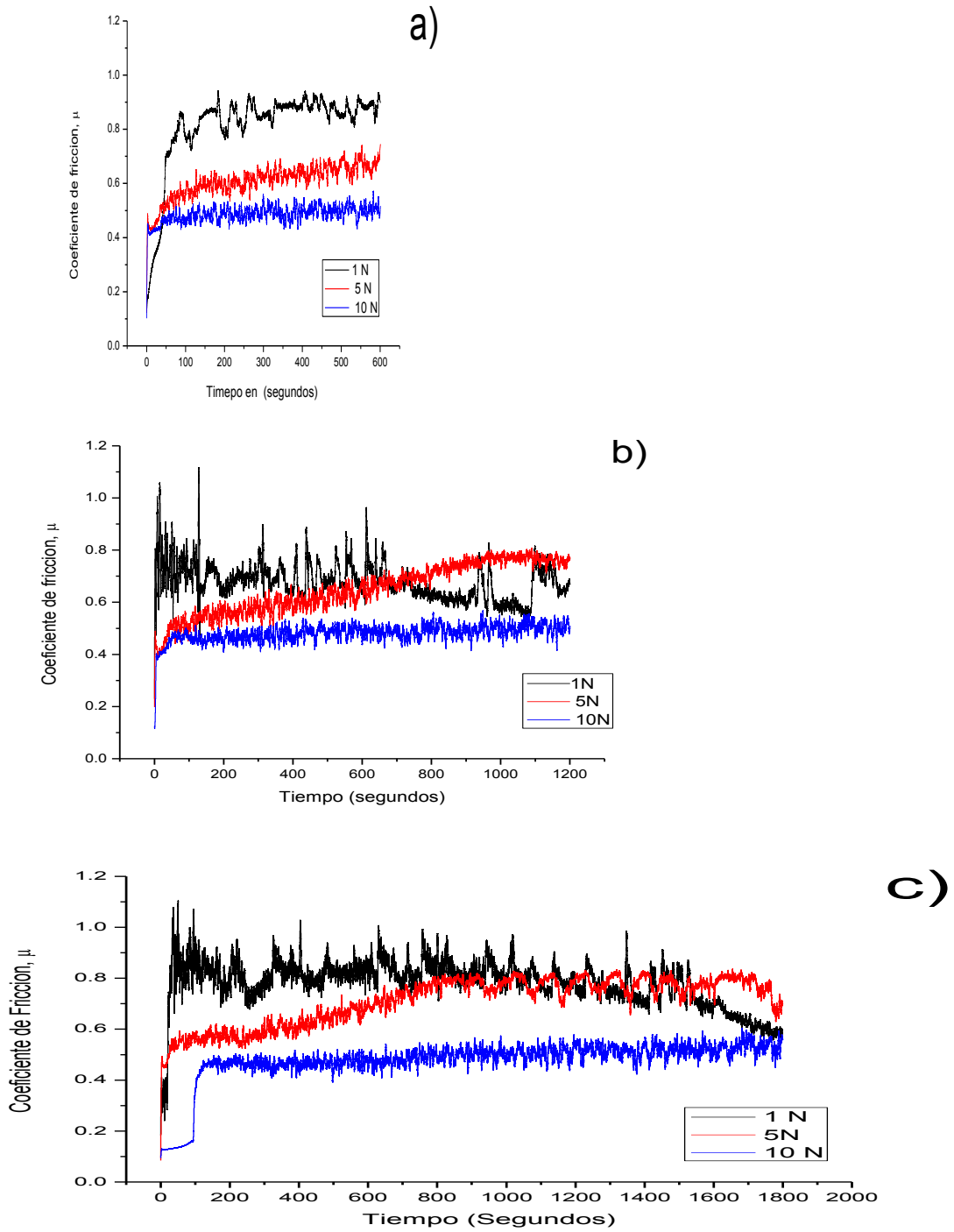
**Figura 3.17** Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg b) 1200 seg y c) 1800 seg con cargas de 1 ,5 y 10 N utilizando una contraparte de acero AISI 52100.

Los materiales de refuerzo influyen en el comportamiento del material al desgaste debido a que soportan la carga aplicada con más baja deformación plástica que la matriz, dado su

mayor resistencia y módulo elástico. El comportamiento del coeficiente de fricción en el compuesto se asocia a que el acero toca la superficie más dúctil, en este caso la matriz de aleación de Mg AZ91E, y posteriormente el refuerzo de nitruro de aluminio que es más duro, por lo que este soporta una parte proporcional mayor de la carga. Así el material de refuerzo reduce la deformación plástica por reducción de la movilidad de las dislocaciones y eleva el endurecimiento por trabajo en la matriz metálica.

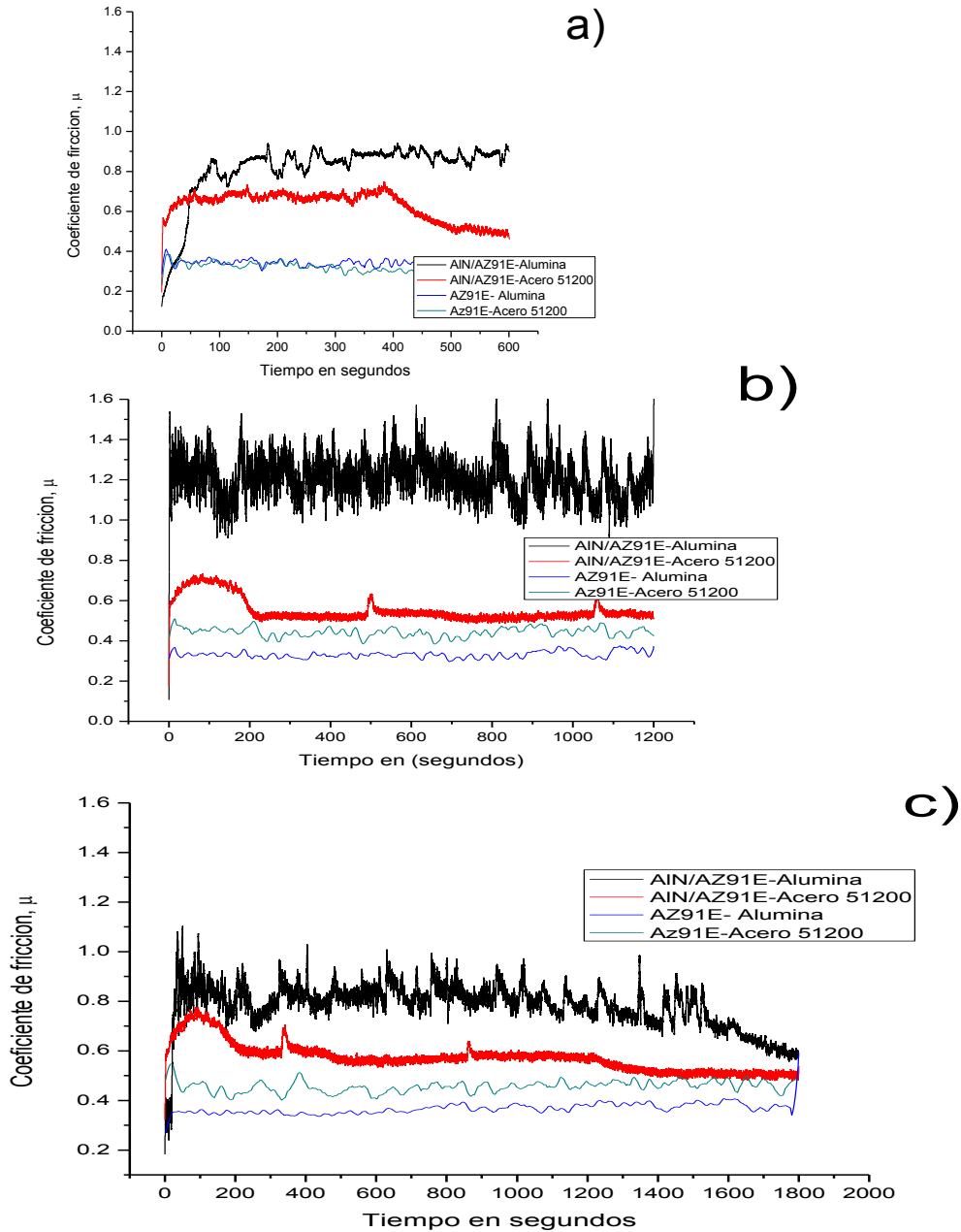
Los resultados de la evaluación del compuesto de Mg-AZ91E/AlN utilizando como contraparte una bola de alúmina se muestran en la Figura 3.18. De igual forma en la Figura 3.18 a) se presenta el comportamiento del coeficiente de fricción, observando para carga de 1N un valor aproximado a 0.84 a los 50 segundos, el cual se incrementa ligeramente con el tiempo de prueba. En el caso de cargas de 5 y 10 N las muestras sufren la misma tendencia pero menos marcada, por lo que se observa un coeficiente de fricción constante a medida que el tiempo transcurre. Es posible observar distintas variaciones en el perfil del coeficiente de fricción para las distintas variables usadas a medida que transcurre el ensayo, estas variaciones pueden ser ocasionadas o afectadas por el blanco de alúmina empleado ya que es un material duro y puede tener un mayor efecto al contacto con la parte dúctil del material compuesto promoviendo un incremento en el coeficiente de fricción y viceversa, promoviendo un menor coeficiente de fricción al hacer contacto en la parte menor dúctil del material. Cabe resaltar que a pesar de tener propiedades diferentes las dos contrapartes usadas, el comportamiento al desgaste es similar al usar la alúmina como el acero 52100.

La Figura 3.18 b) muestra que con la carga de 5 N hay un ligero aumento en el coeficiente de fricción, sin embargo con la carga de 10 N el coeficiente de fricción permanece constante como se puede corroborar en la gráfica de la Figura 3.18 b). Es de realzar que el coeficiente de fricción sigue la misma tendencia en las distintas cargas, sin embargo en la Figura 3.18 c) el comportamiento es igual, pero se aprecia que al aumentar el tiempo el coeficiente de fricción va en disminución. En este sentido, si comparamos las gráficas usando la contraparte de alúmina el comportamiento es mejor en el coeficiente de fricción que con el acero 52100.



**Figura 3.18. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con cargas de 1,5 y 10 N utilizando una contraparte de alúmina.**

A continuación se presentan una comparación de los resultados de coeficiente de fricción con las diferentes contrapartes usadas el acero 52100, como la alúmina, como se había mencionado con anterioridad, al someter a desgaste recíprocante tanto al compuesto Mg-AZ91/AlN como a la aleación monolítica Mg-AZ91E.



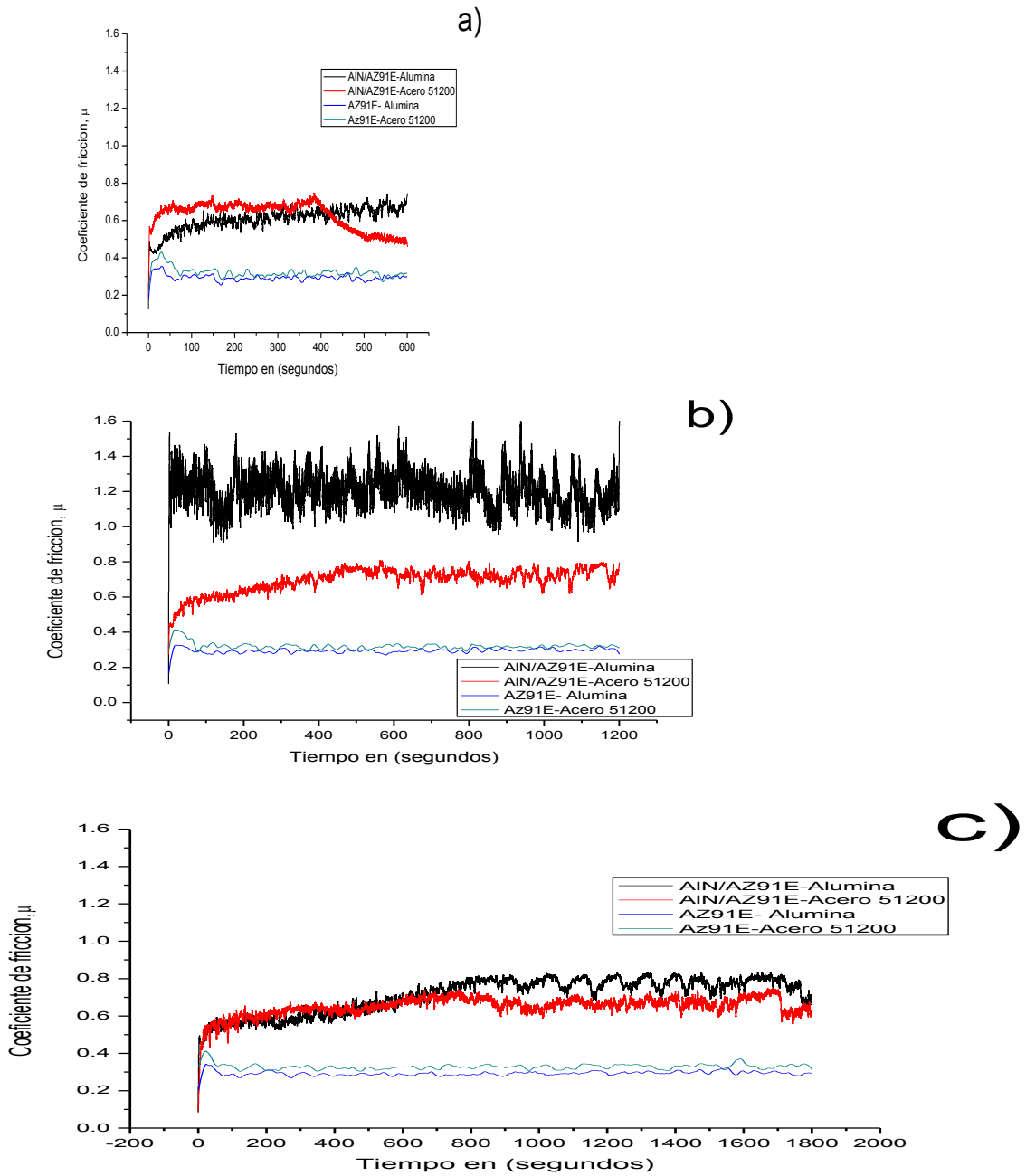
**Figura 3.19. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con cargas de 1N**

En la Figura 3.19 a) se observa que existe un coeficiente de fricción aproximado a 0.35 en la aleación monolítica mucho menor que en el compuesto. En la misma Figura 3.19 a) se presentan los resultados de cuando se usa la contraparte de acero 52100 tanto para la aleación monolítica Mg-AZ91E, como para el compuesto Mg-AZ91E/AlN. Se puede observar una mejora en el comportamiento debido a que el coeficiente de fricción se encuentra entre 0.5 y 0.65 aproximadamente, valor menor al observado cuando se usa la contraparte de la alúmina. Es también de observar que en el caso de la aleación de Mg, el coeficiente de fricción se mantuvo constante durante todo el experimento.

La Figura 3.19 b) al usar un tiempo de 1200 segundos se corrobora la misma tendencia observando un bajo coeficiente de fricción en la aleación de Mg al compararlo con el material compuesto, así en la Figura 3.19 c) se observa que a mayor tiempo el coeficiente de fricción disminuye a valores entre los 0.6 y 0.38.

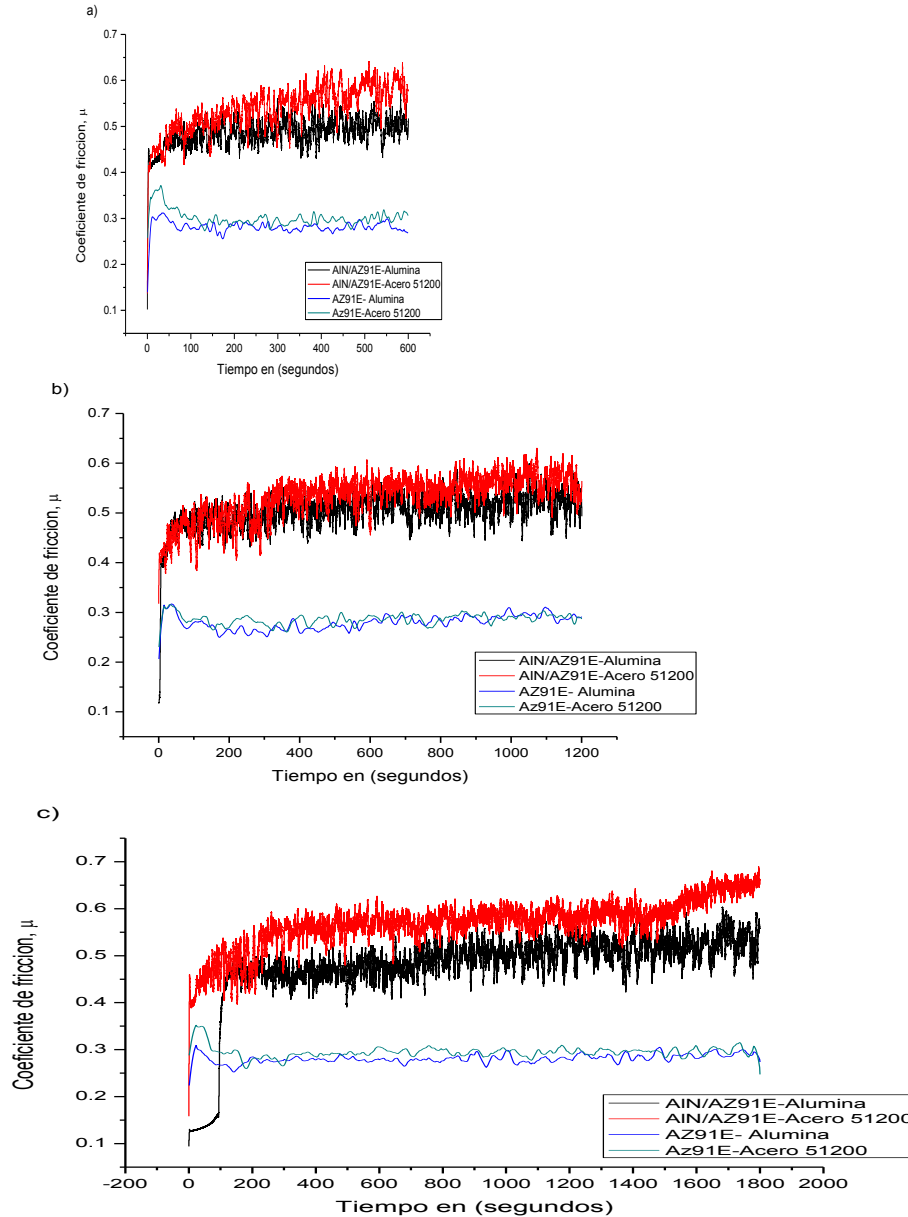
Las Figuras 3.20 a), 3.20 b) y 3.20 c) muestran las gráficas correspondientes al coeficiente de fricción a los tiempos de 600, 1200 y 1800 segundos y las dos diferentes contrapartes, el acero 52100 y la alúmina, respectivamente. Podemos observar un bajo coeficiente de fricción entre 0.4 y 0.3 para el caso de la aleación monolítica al compararlo con el material compuesto donde se observan valores mayores variando entre 1.4 y 0.5.

Al utilizar tanto la contraparte de acero AISI 52100 como la de alúmina, se observan valores bajos del coeficientes de fricción en la aleación de Mg-AZ91E comparados con los valores correspondientes al compuesto Mg-AZ91E /AlN. Este efecto puede asociarse a la diferencia de propiedades de las contrapartes, recordando que la alúmina es más dura que el acero 52100 promoviendo un efecto mayor en la aleación que es más dúctil que el compuesto. Se puede observar en la Figura 3.20 que al usar una carga de 5 N el coeficiente de fricción es menor que al usar una carga de 1 N.



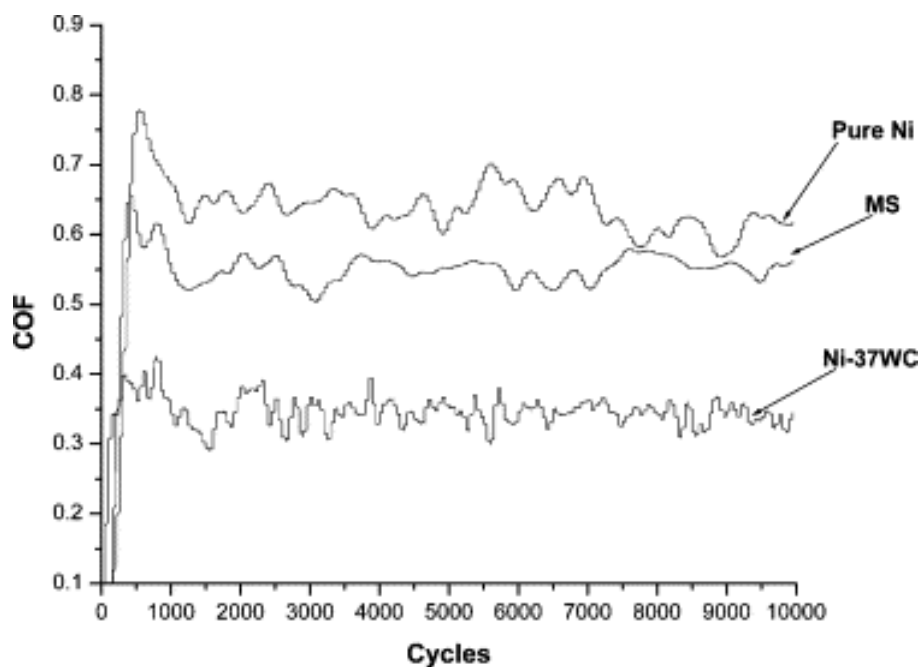
**Figura 3.20. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con carga de 5N**

En la Figura 3.21 se observa una tendencia similar a la observada en las Figuras 3.22 y 3.23, ya que al aumentar la carga el coeficiente de fricción disminuye. Se puede observar claramente que el mejor comportamiento al desgaste se observa a la carga mayor que es de 10 N comparada con las cargas menores de 1 N y 5 N.



**Figura 3.21. Coeficiente de fricción en función del tiempo a) 600 seg, b) 1200 seg y c) 1800 seg con una carga de 10N.**

Surender y colaboradores [37] realizaron pruebas al desgaste por deslizamiento recíprocante en compuestos de Ni-WC mediante la técnica de bola sobre superficie plana (*ball-on-flat*), reportando que al ir incrementando el contenido WC depositado en el níquel, a una carga de 1N con frecuencia de 8 Hz y una longitud de carrera de 100  $\mu\text{m}$ , el coeficiente de fricción disminuía, como se muestra en la Figura 3.22. Comparando el compuesto de Mg-AZ91E/AlN con los resultados reportados por Surender [37], se observa que a cargas de 1N el coeficiente de fricción, sigue una tendencia similar, ya que disminuye al incrementar el tiempo.



*Figura 3.22. Coeficiente de fricción frente al número de ciclos para el acero dulce, níquel puro y Ni-37WC [37].*

Por su parte Kiu y colaboradores [24] realizaron pruebas al desgaste por deslizamiento en un compuesto de  $\text{TiC}_p/\text{AZ9}$ , utilizando diferentes contenidos de refuerzo cerámico, reportando que al ir aumentando el % de refuerzo de  $\text{TiC}_p$ , el coeficiente de fricción disminuye, mientras que en la aleación monolítica de AZ91, el coeficiente de fricción es mayor, comparado con el compuesto, ambos muestran la misma tendencia; ya que al aumentar el tiempo, el coeficiente de fricción incrementa lentamente como se muestra en la Figura 3.23.

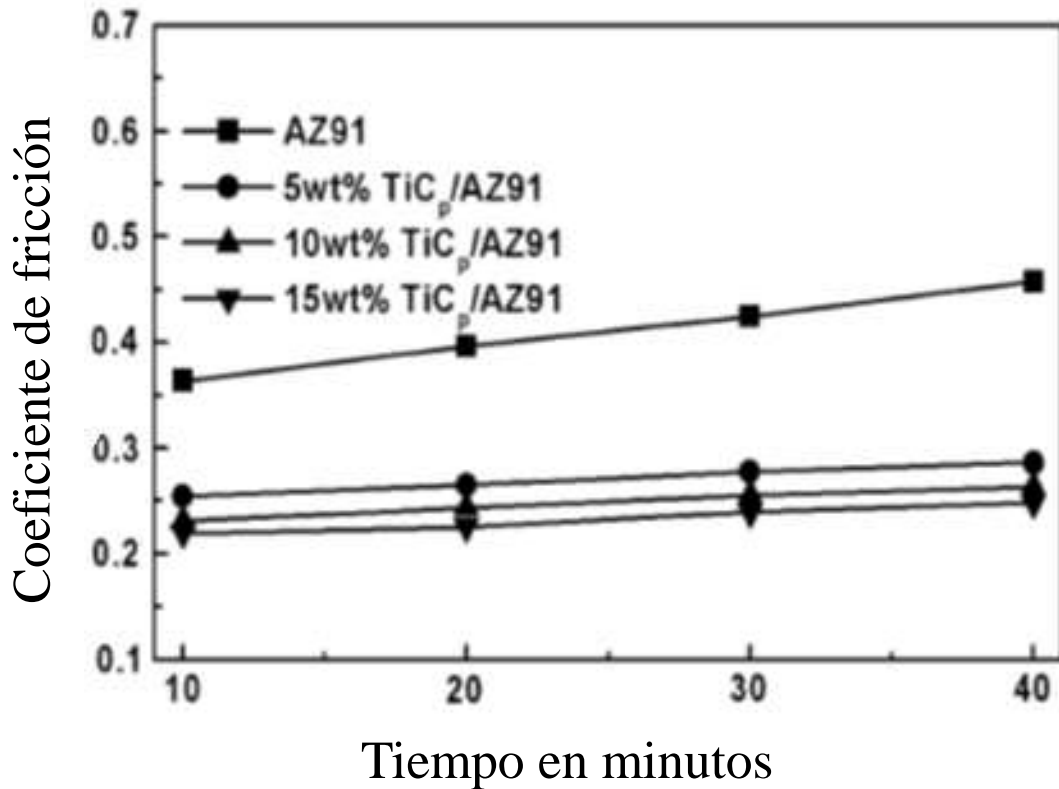


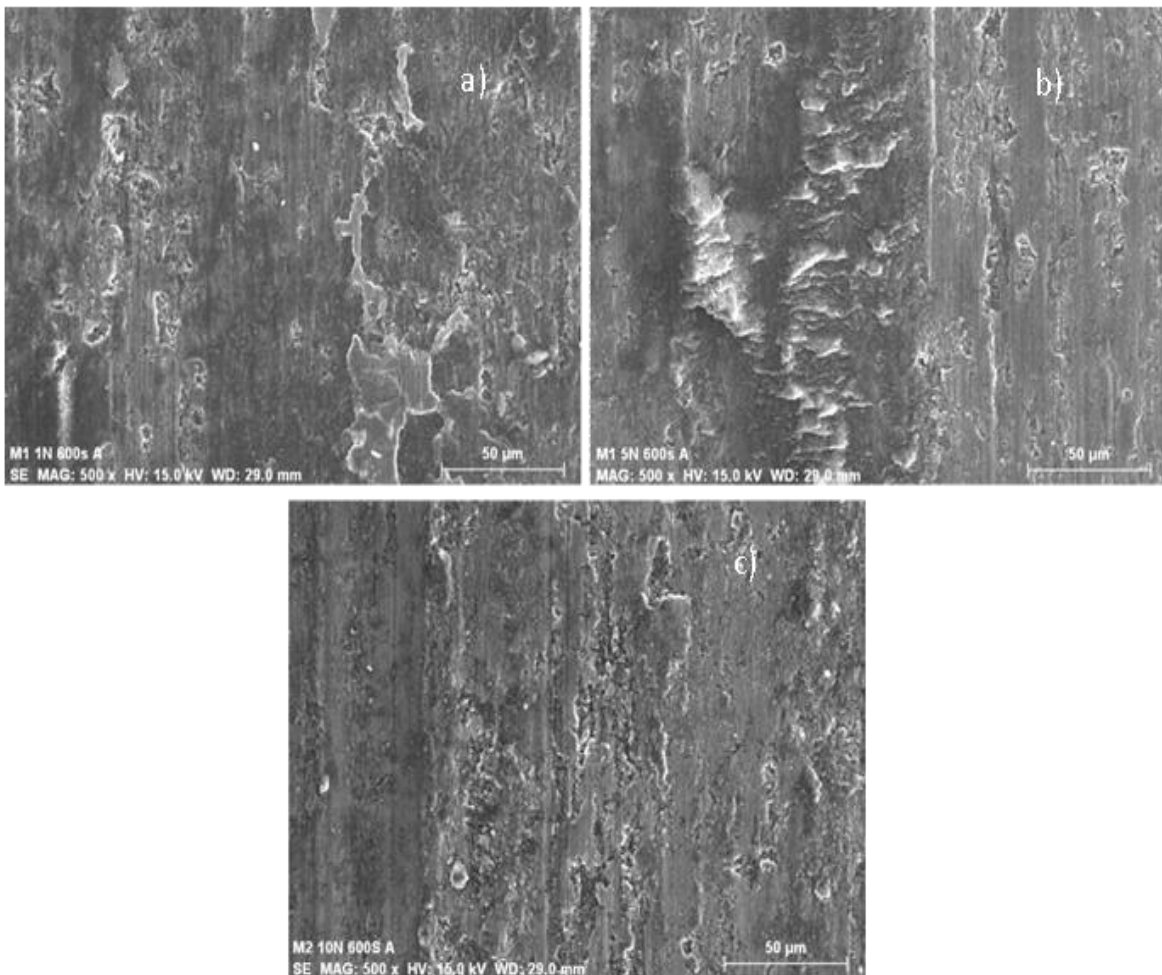
Figura 3.23. Variación del coeficiente de fricción vs el tiempo de la aleación y compuestos con TiCp/AZ91[24]

### 3.6 RESULTADOS DE LAS HUELLAS DE DESGASTE

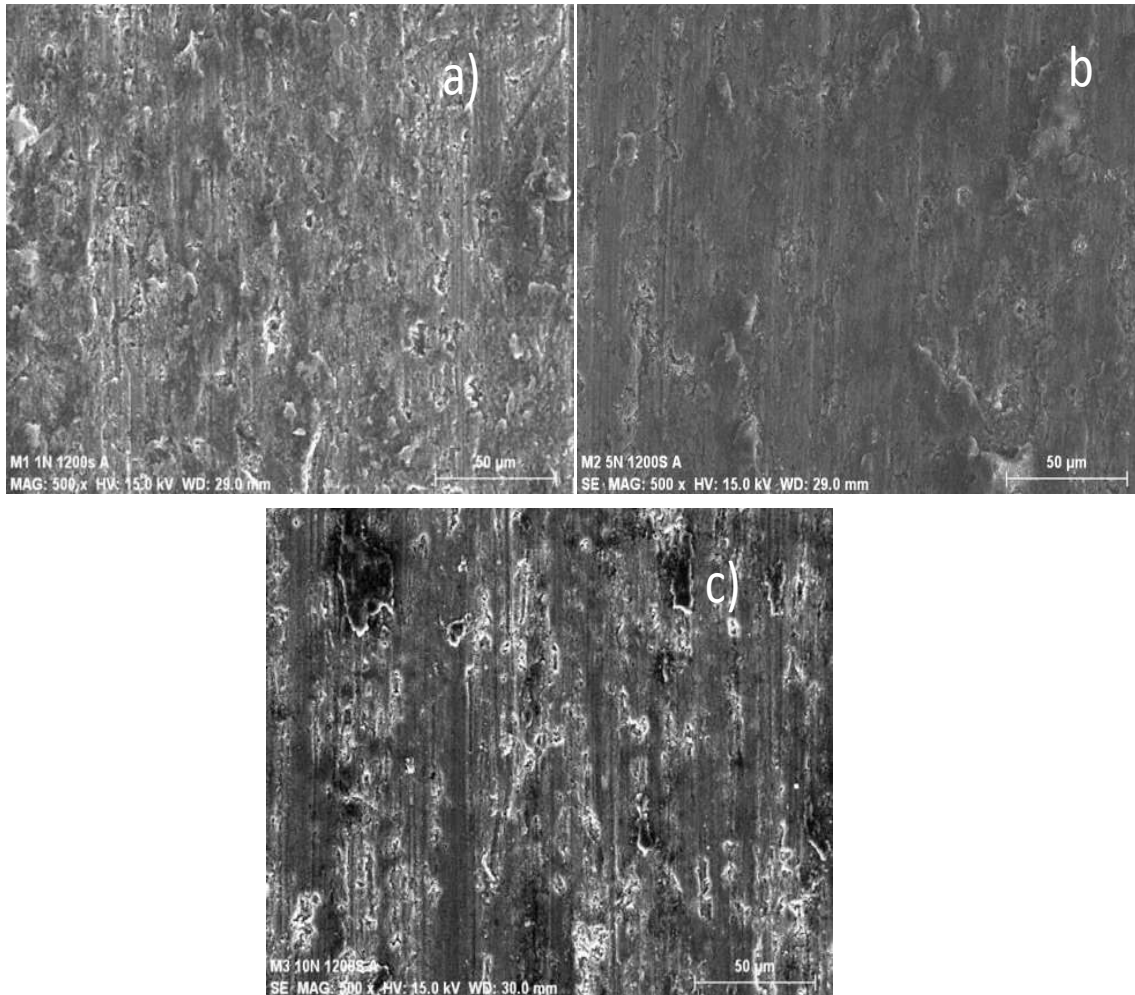
Con el propósito de asociar los posibles mecanismos de desgaste se analizaron las huellas en la superficie del material compuesto Mg-AZ91E/AlN después del proceso de desgaste por deslizamiento recíprocante mediante observaciones en el microscopio electrónico de barrido. En la Figura 3.24 se observan las huellas de desgaste empleando la contraparte de acero 52100, las distintas morfologías revelan, que el mecanismo predominante se asocia a un desgaste abrasivo, posiblemente asociado al desprendimiento de partículas cerámicas durante el experimento aportando un elemento adicional al proceso, seguido de un desgaste adhesivo y una reacción triboquímica. Esta reacción puede estar formada por un óxido de magnesio, el cual actúa como lubricante favoreciendo la disminución en el coeficiente de fricción. Por otro

lado, comparando estos resultados con los del coeficiente de fricción, se observa que utilizando cargas de 1 N en la Figura 3.24 a), el mecanismo predominante es abrasión, asociado a los surcos que se detectan, y en cargas de 5 y 10 N en la Figura 3.24 a) y b), se presenta un mecanismo de adhesión provocado por el calentamiento de la matriz; que por sus características por lo que es más dúctil que el refuerzo, y al no utilizar lubricante, provoca deformación, lo cual se observó en un desprendimiento en la matriz, a medida que el tiempo y las cargas van en aumento.

La Figura 3.25 presenta las huellas de desgaste a 1200 segundos donde se observa un mecanismo de adhesión en cargas de 1 N (Figura 3.25 a) y 5 N (Figura 3.25 b), en cambio en las muestras tratadas a carga de 10 N (Figura 3.25 c) se presenta un mecanismo más marcado de abrasión.



*Figura 3.24 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos*

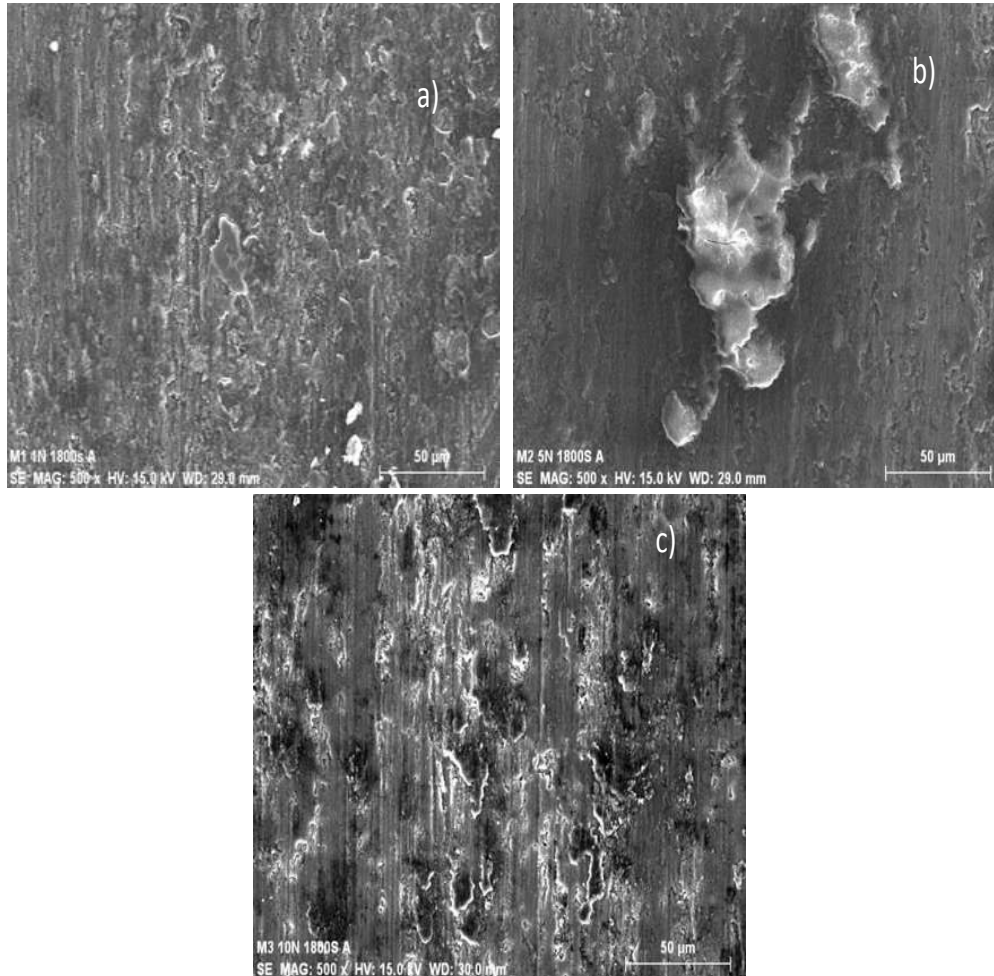


**Figura 3.25** Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.

La Figura 3.26 muestra las huellas de desgaste para las piezas tratadas por 1800 segundos, observando un mecanismo de adhesión seguido de una abrasión con micro-surcamiento, ya que posiblemente exista un desprendimiento del refuerzo hacia la matriz asociado a la carga, lo que implica que al ejercer más presión, disminuye el coeficiente de fricción, así como el área de contacto.

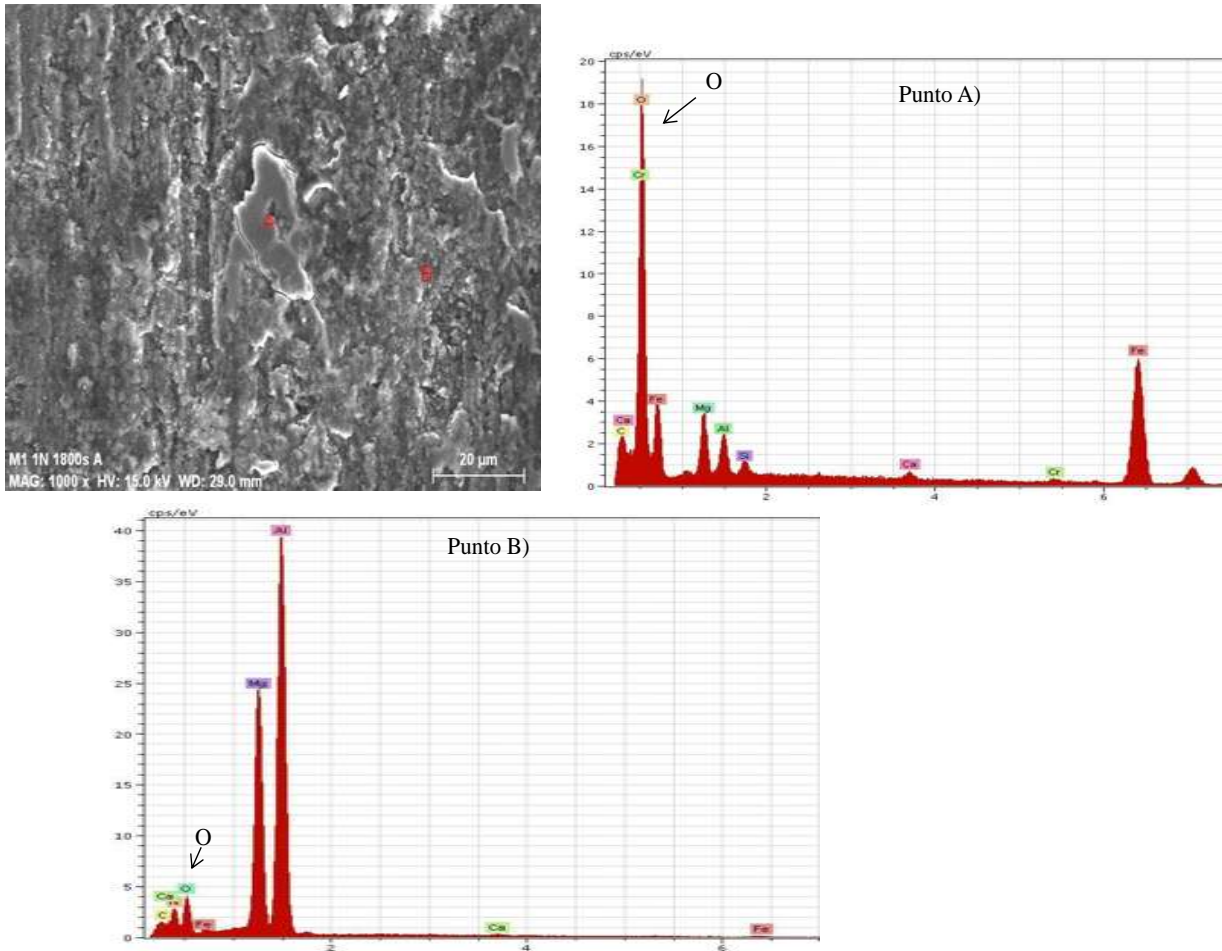
Recordemos que los mecanismos de desgaste predominantes son: *adhesión*- formación y rompimiento de enlaces adhesivos en la interfaz; *abrasión*- remoción del material debido a

ralladuras; *reacción triboquímica*- productos de reacción como resultado de las interacciones químicas entre los elementos del tribosistema [16].

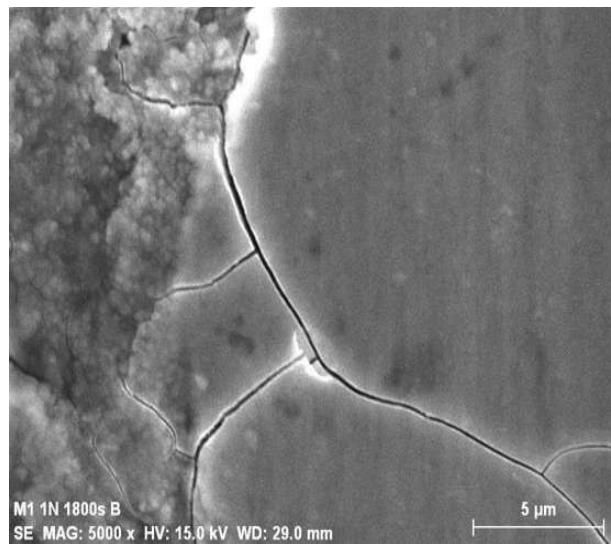


**Figura 3.26** *Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.*

La Figura 3.27 corrobora la formación de óxidos en la huella de desgaste analizados en los puntos A y B. Por otro lado, en la Figura 3.28 se presenta la huella de desgaste para la muestra tratada a 1 N por 1800 segundos donde se observan grietas y se clarifica el desprendimiento de la matriz.

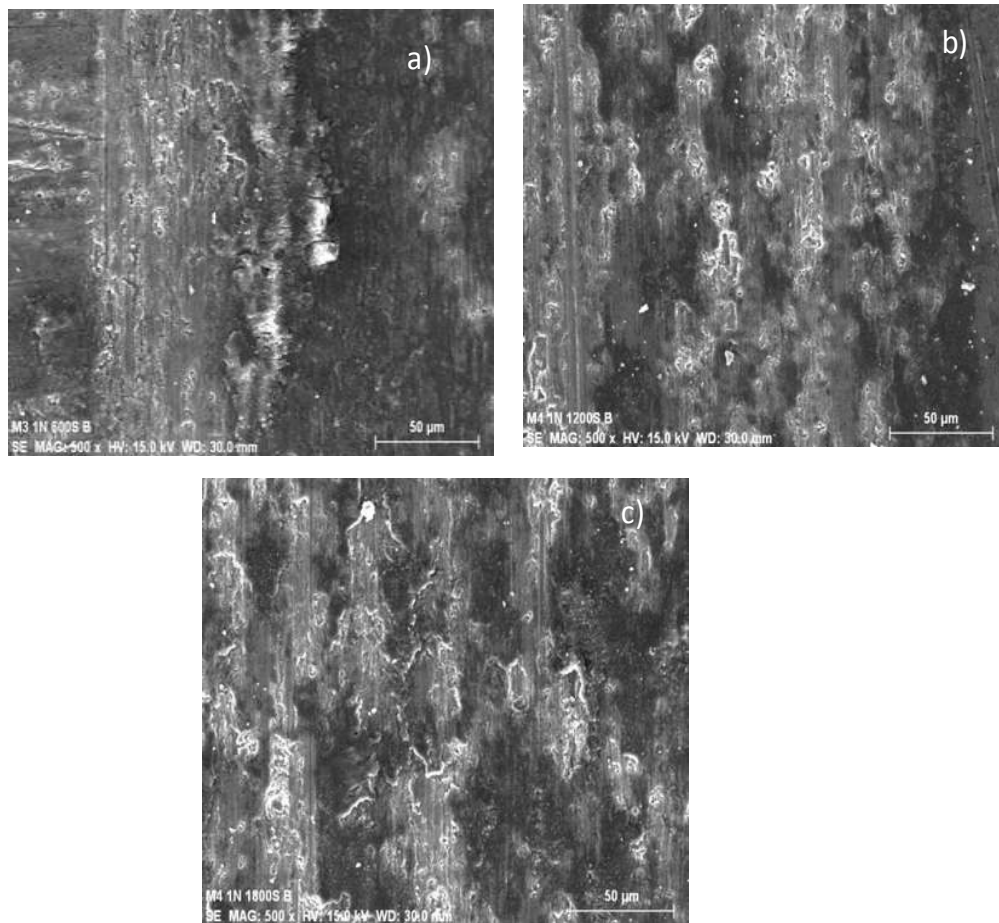


*Figura 3.27 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos A) y B)*

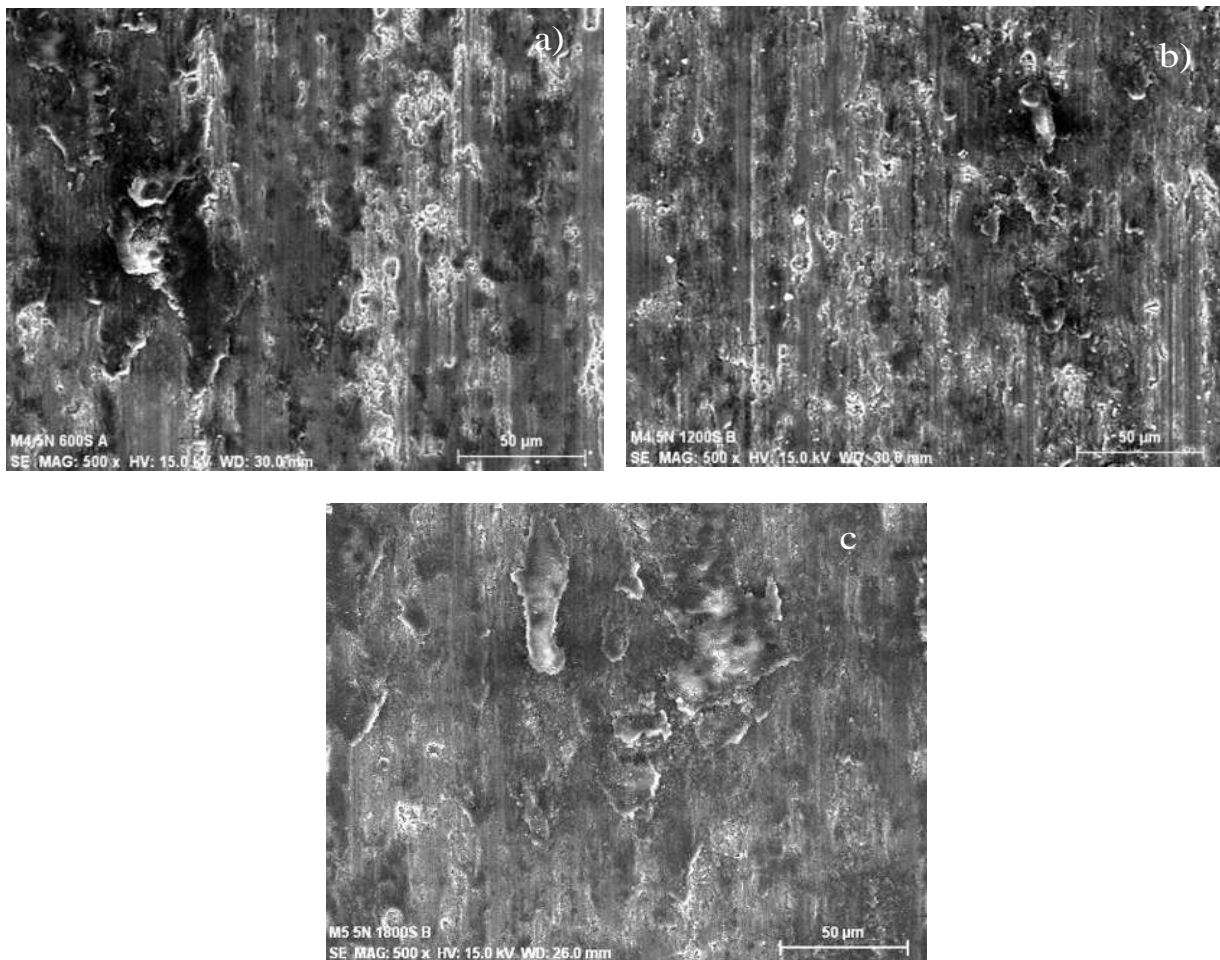


*Figura 3.28 Micrografía de la huella de desgaste sometida a 1N por 1800 segundos.*

Por otro lado, en los resultados del análisis de las huellas de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN usando como contraparte una bola de alúmina se puede constatar un mecanismo de desgaste similar al observado con la contraparte de acero 52100. Analizando las micrografías de huellas de desgaste del compuesto Mg-AZ91E/AlN se pueden observar en las Figuras 3.29, 3.30 y 3.31 correspondientes a las piezas tratadas a 600, 1200 y 1800 segundos respectivamente, donde se observa que los posibles mecanismo de desgaste presentes correspondientes al mecanismo de abrasión debido a los surcos que presentan, así como la adhesión y reacción triboquímica, como ya se había mencionado anteriormente.

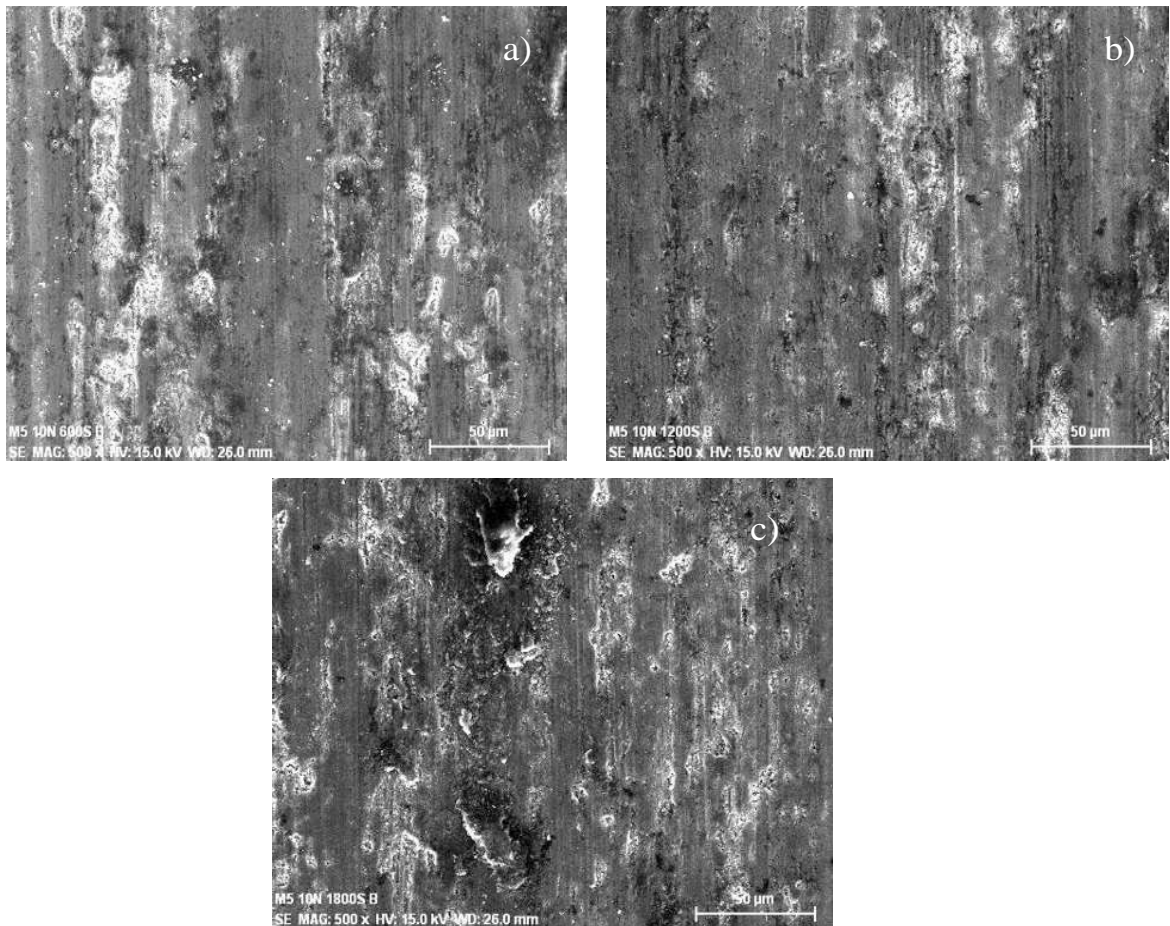


**Figura 3.29** Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.



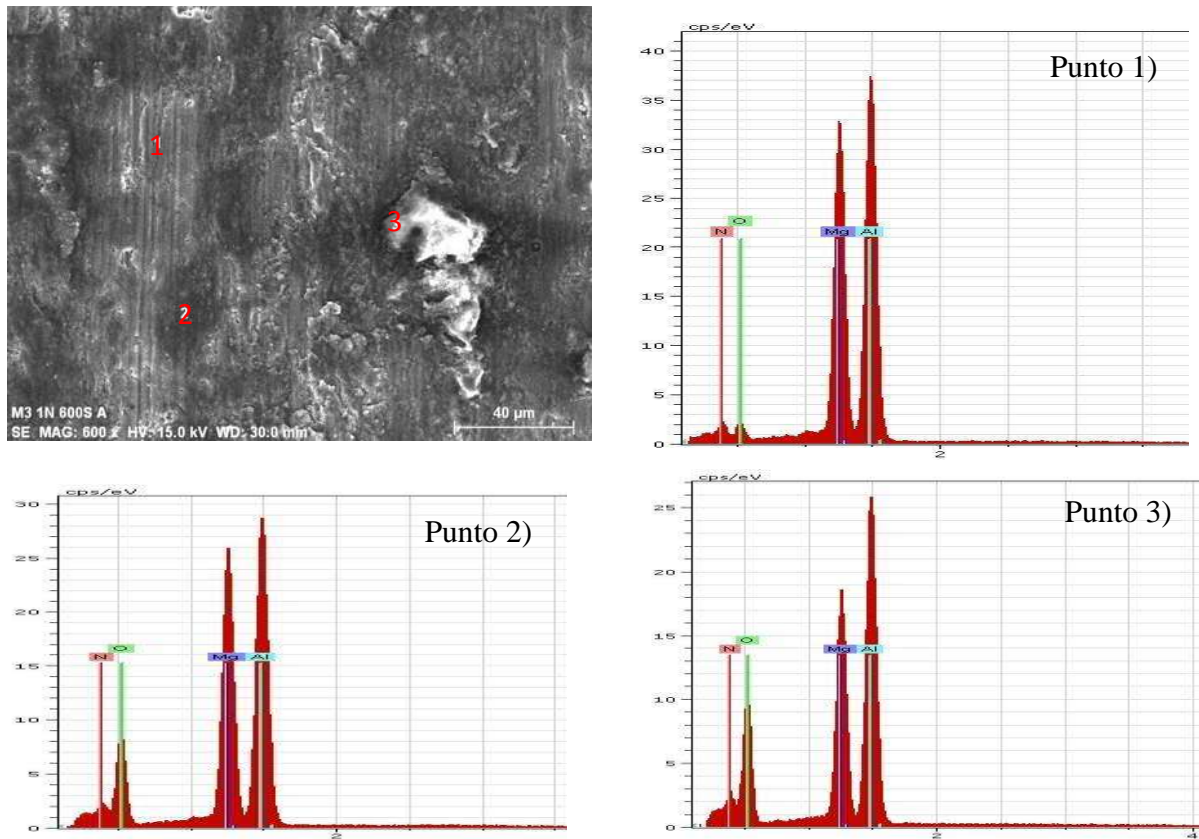
*Figura 3.30 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.*

Jianghong Gong y colaboradores [38], detectaron un desgaste adhesivo en cargas de 10 N y a partir de 50 N encontraron un desgaste severo de abrasión en un compuesto de TiC reforzado con alúmina, esto se debió a la deformación plástica que sufrió el compuesto y al rompimiento de las fibras con la matriz teniendo microgrietas debido a la tenacidad a la fractura que tiene el compuesto.



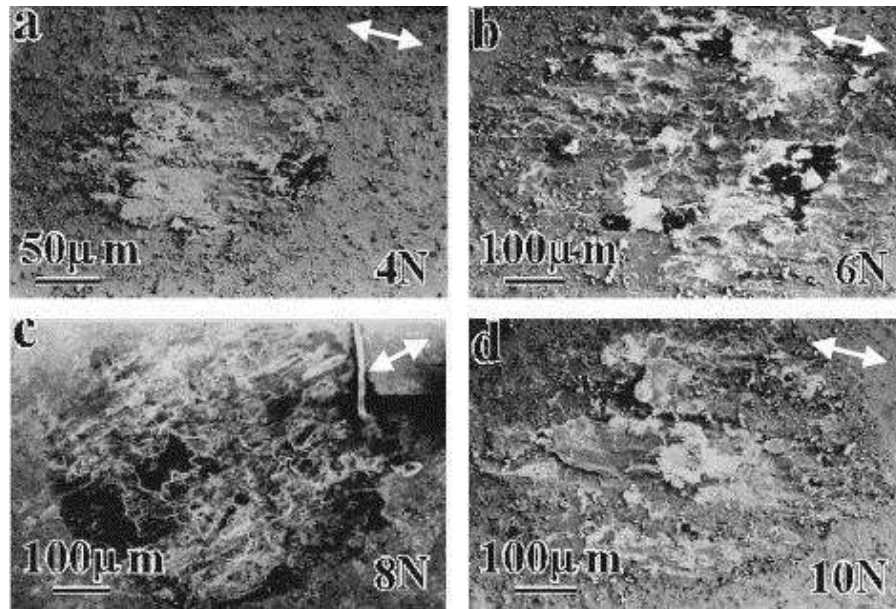
*Figura 3.31 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1800 segundos.*

Como se puede constar en la Figura 3.32, se realizó un análisis químico sobre la muestra donde en el punto 3 se encontró la existencia del oxígeno en esa zona, lo cual sugiere la existencia de una reacción triboquímica, como pudiera ser la formación de un óxido de magnesio. Por otro lado, en las huellas de desgaste todos los mecanismos predominan en forma similar en todas las pruebas siendo consistente que en cargas más altas podría haber una mayor reacción triboquímica sugiriendo la presencia de este mecanismo de desgaste, por otro lado, el coeficiente de fricción va en disminución y hay menor tasa de desgaste.



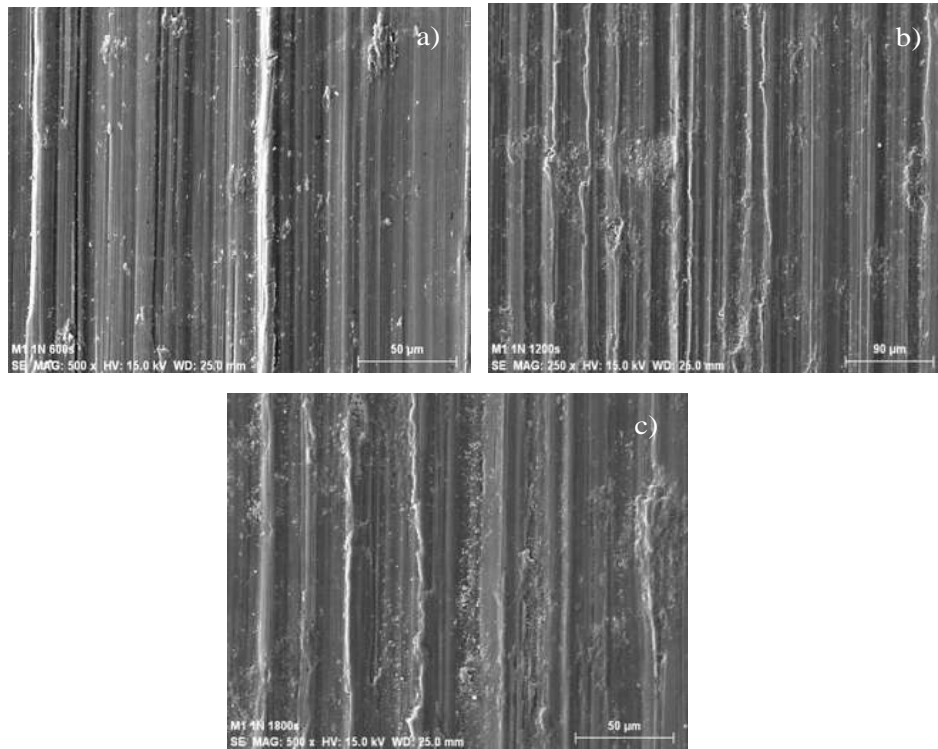
*Figura 3.32 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos 1), 2) y 3)*

Los resultados presentan cierta concordancia con el trabajo de Manoj Kumar y colaboradores [37], donde observaron un desgaste abrasivo mostrado en la Figura 3.33 seguido de una reacción triboquímica identificando productos de reacción como MgO, que se formó a medida que el rozamiento fue incrementando atribuido a una deshidratación de la sílice y del magnesio, presentándose un desprendimiento de la matriz.

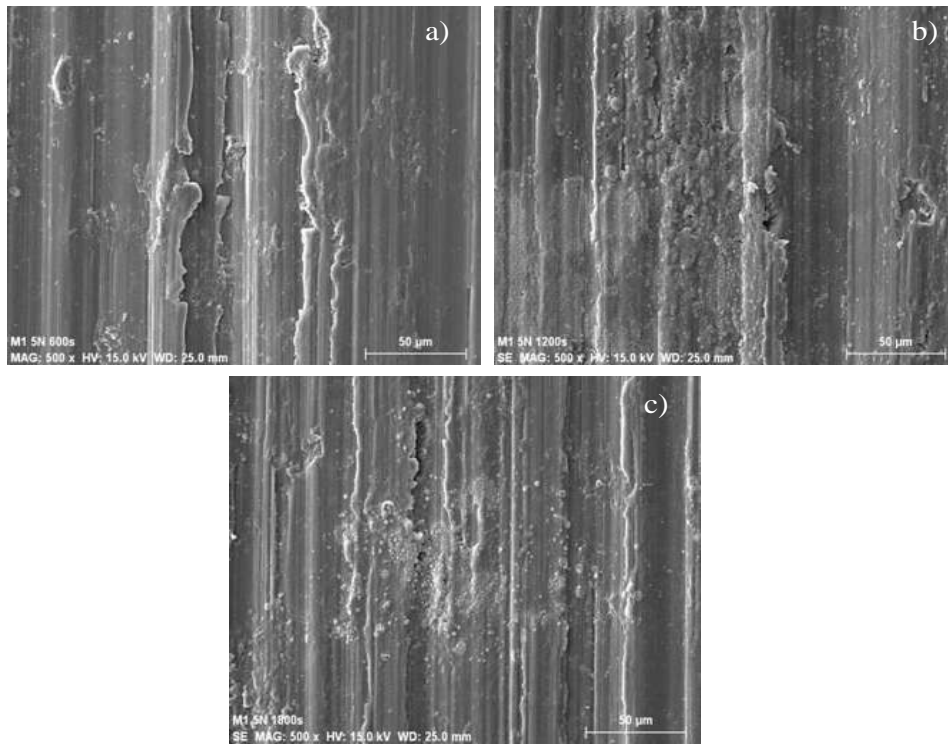


*Figura 3.33. Superficies desgastadas del material compuesto Mg-SICP (9.8 en peso.%) con cargas de (a) 4 N (b) 6 N (c) 8 N y (d) 10 [37].*

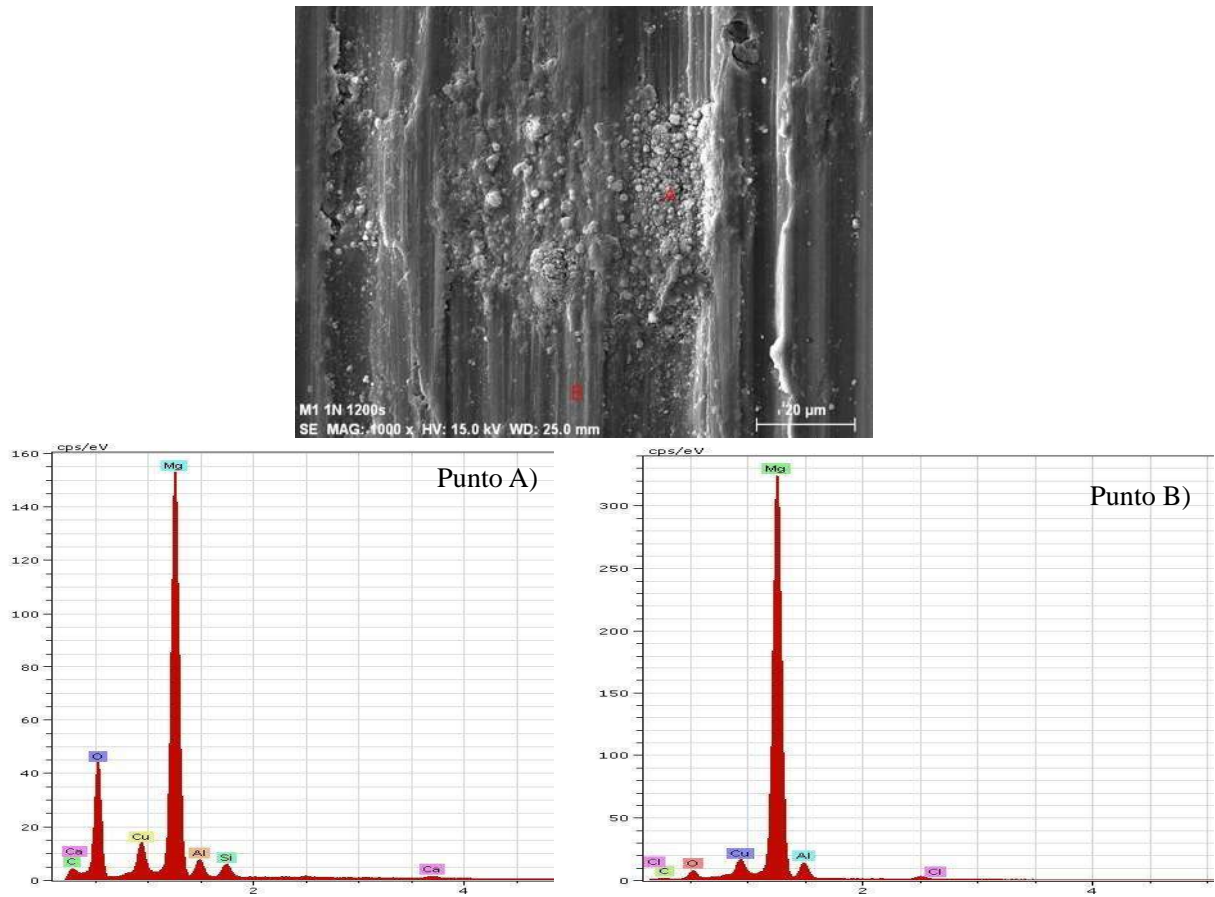
Los resultados obtenidos en la aleación de Mg-AZ91E, usando la contraparte de acero 51200 son mostrados en la Figura 3.34. Se pueden asociar los mecanismos de abrasión y reacción triboquímica en las muestras tratadas a tiempo de 600 segundos, además a medida que el tiempo se va incrementando el mecanismo predominante es una reacción triboquímica. La Figura 3.36 presenta el análisis químico puntual que se realizó en la muestra, como se puede observar a medida que el tiempo se incrementó en las pruebas se refleja que el mecanismo predominante fue una reacción triboquímica como se muestran en las Figuras 3.35 y 3.37.



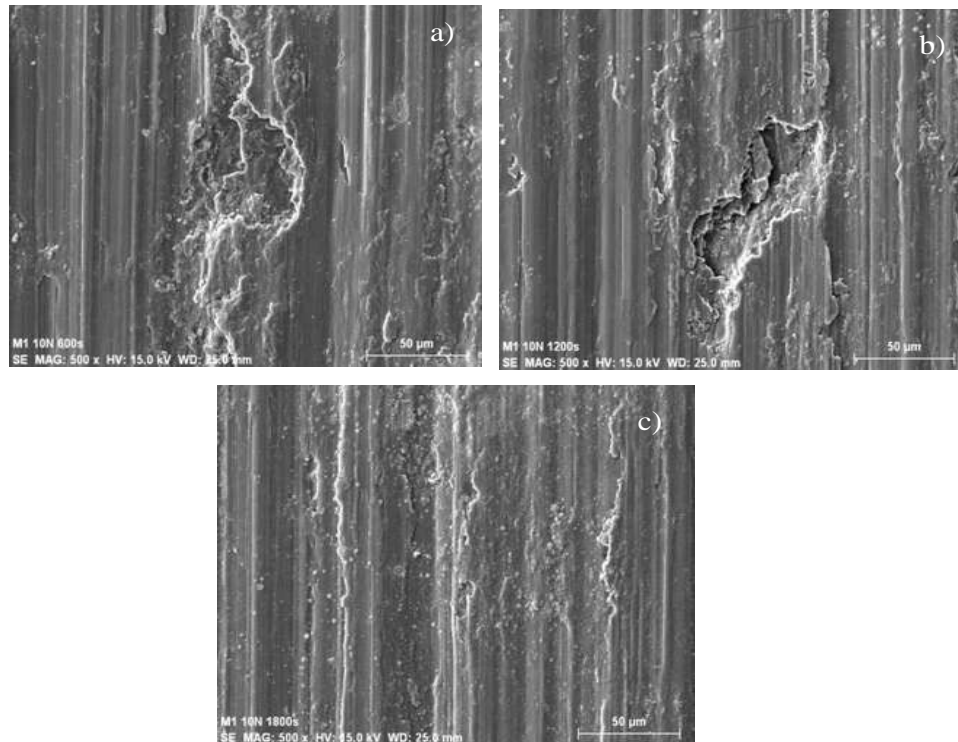
*Figura 3.34 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.*



*Figura 3.35 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.*



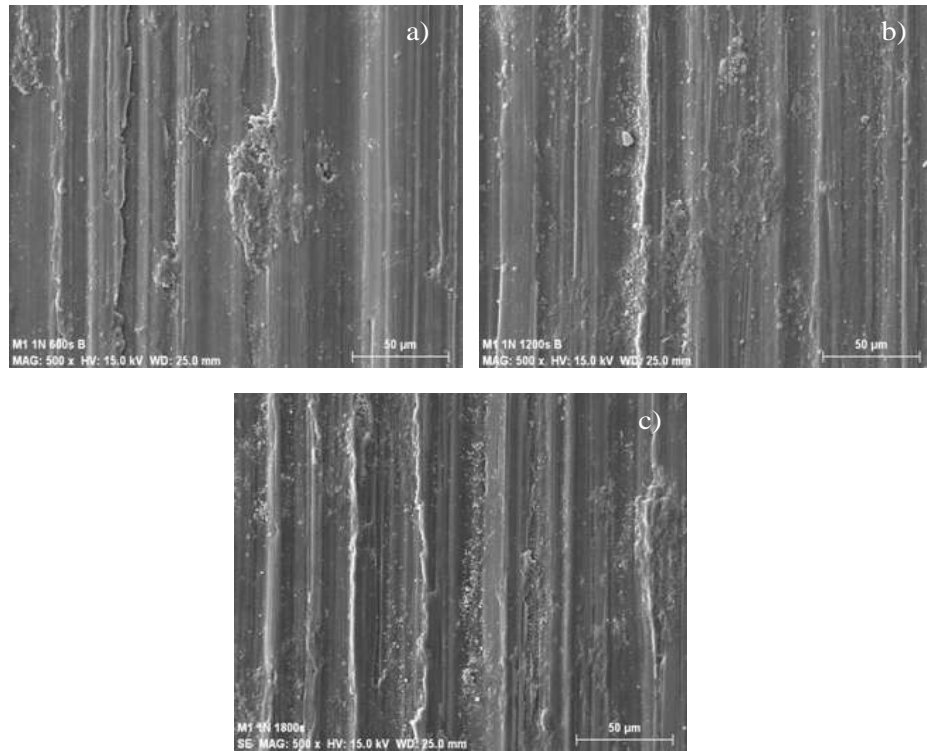
*Figura 3.36 Análisis químico puntual en la huella de desgaste puntos A) y B).*



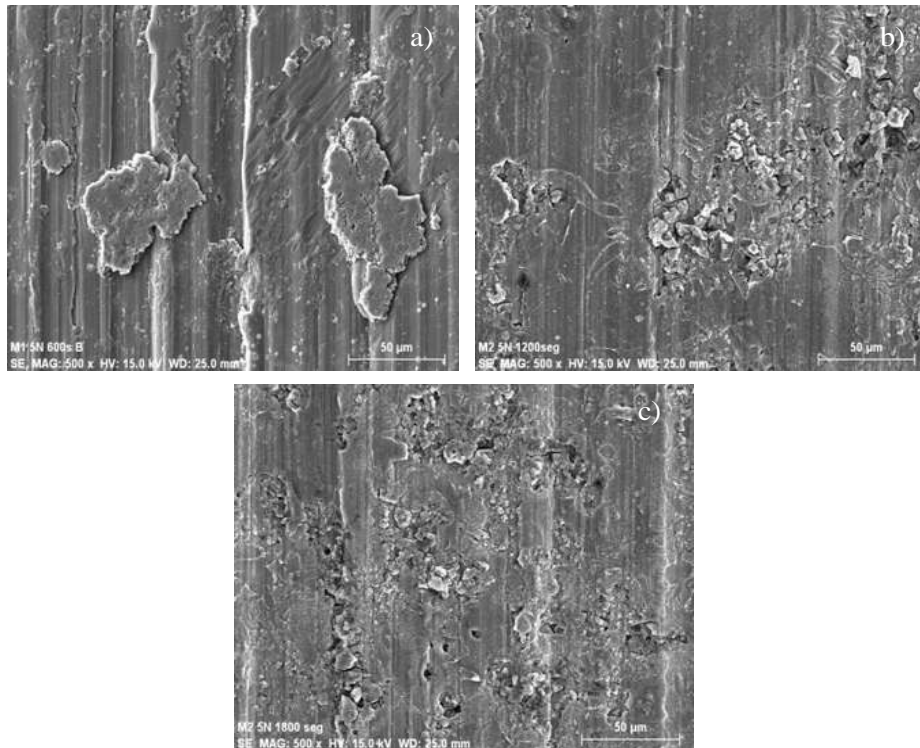
**Figura 3.37 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempos de 1800 segundos.**

En la Figura 3.38 se muestran las huellas de desgaste correspondientes a la aleación de Mg-AZ91E utilizando la contraparte de alúmina. Como se puede observar en esta Figura 3.37 podemos asociar el mecanismo de abrasión y adhesión, así como también una reacción triboquímica en forma similar al caso anterior. La Figura 3.39 muestra los mismos mecanismos de desgaste siendo predominante el mecanismo de adhesión ya que es posible, incluso, observar que hay juntas adheridas, proceso similar al observado en la Figura 3.40 donde se presentan mecanismos similares, abrasión, adhesión y en menor proporción la reacción triboquímica.

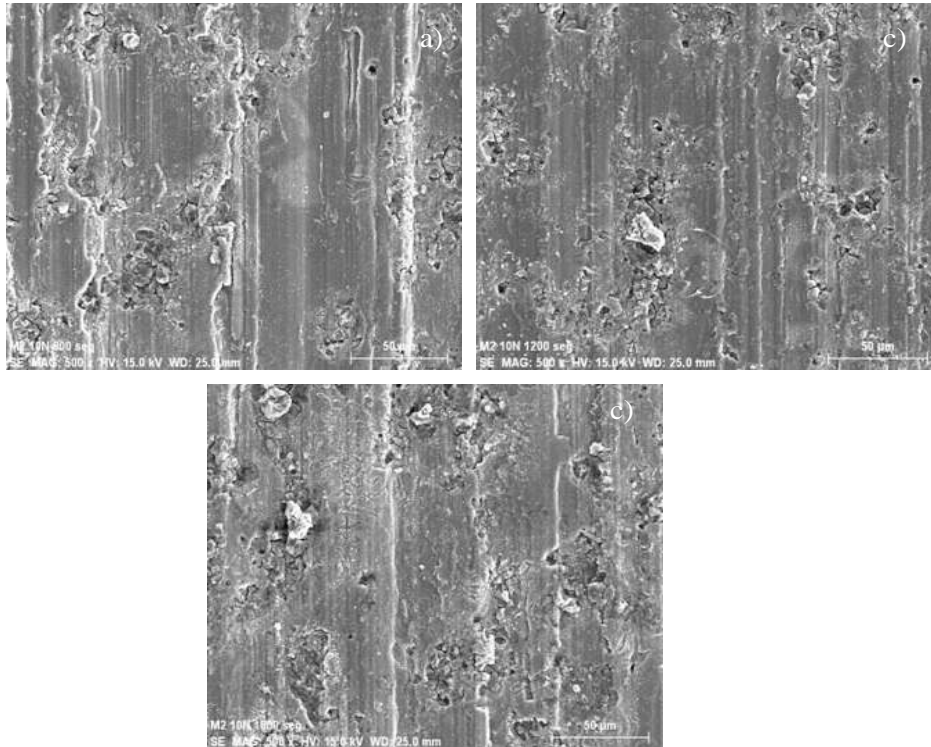
Jianghong Gong y colaboradores [39] encontraron los mecanismos de abrasión y una severa deformación plástica, a partir de cargas de mayores a los 30 y 50 N debido a la fuerza que ejerce en el compuesto.



**Figura 3.38** *Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 600 segundos.*

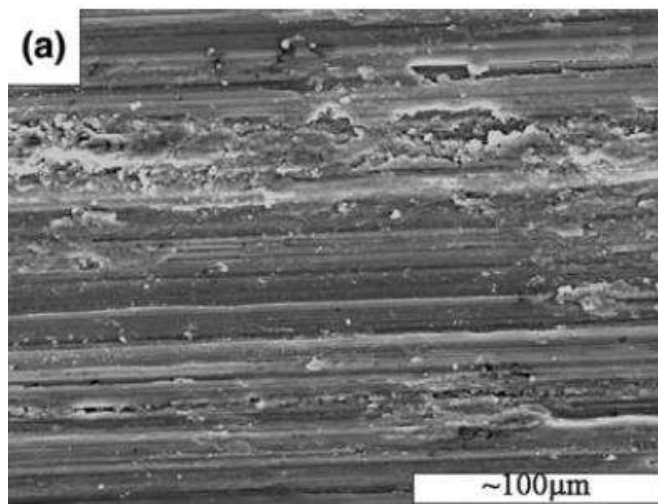


**Figura 3.39** *Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempo de 1200 segundos.*



*Figura 3.40 Huellas de desgaste a) 1N, b) 5N y c) 10N a tiempos de 1800 segundos.*

Por su parte, Xiu y colaboradores [24] reportan el mecanismo de abrasión seguido de una fuerte adhesión y una reacción triboquímica formada de óxidos durante la prueba, en la aleación de Mg-AZ91, comparando su resultado con el de este trabajo se observan mecanismos de desgaste similares en este tipo de aleación.



*Figura 3.41 Huellas de desgaste de la aleación AZ91E [24].*

## CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados experimentales presentados en esta investigación, es posible derivar las siguientes conclusiones principales.

- Es posible la fabricación del compuesto Mg-AZ91E/AlN por el método de infiltración espontánea en materiales prensados en verde sin proceso de pre-sinterización.
- La temperatura viable para la elaboración del compuesto Mg-AZ91E/AlN fue de 850°C por un tiempo de 12 minutos.
- El coeficiente de expansión térmica en la aleación de Mg-AZ91E fue de  $(24.3 \times 10^{-06}/^{\circ}\text{C})$  mayor al correspondiente en el material compuesto Mg-AZ91E/AlN  $(6.1 \times 10^{-06}/^{\circ}\text{C})$  a temperatura de 200°C, teniendo una ligera variación al incrementar la temperatura a 300°C ( $26.6 \times 10^{-06}/^{\circ}\text{C}$  para Mg-AZ91E y  $10.4 \times 10^{-06}/^{\circ}\text{C}$  para Mg-AZ91E/AlN).
- El módulo de elasticidad del compuesto Mg-AZ91E/AlN medido fue de 108 GPa, valores cercanos a los reportados en la literatura y los predichos por el modelo teórico de Halpin-Tsai que fue de 107.5 GPa.
- La dureza obtenida en el material compuesto Mg-AZ91E/AlN fue de 276.49 HV equivalente a 26.34 RHC.
- En general el material compuesto Mg-AZ91E/AlN exhibe un buen comportamiento al desgaste contra el acero 52100 al incrementar la carga, asociado con la disminución tanto del coeficiente de fricción como de la tasa de desgaste.
- Las huellas de desgaste en el material compuesto Mg-AZ91E/AlN revelan un mecanismo de desgaste asociado a la abrasión, seguido por un mecanismo de adhesión y una reacción triboquímica, utilizando la contraparte de acero 52100.
- Los resultados usando la contraparte de alúmina en el compuesto Mg-AZ91E/AlN presenta un mejor comportamiento al desgaste en cargas de 10 y 5 N que con una carga de 1N. En forma similar, las huellas muestran un mecanismo de abrasión, seguido por una adhesión y una reacción triboquímica al incrementar el tiempo.
- La aleación de Mg-AZ91E presenta un mejor comportamiento al desgaste que el compuesto de Mg-AZ91E/AlN. Esto puede asociarse al desprendimiento de partículas

cerámicas promoviendo el desgaste por abrasión en el compuesto, comparado con el proceso de adhesión en la aleación.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1] Sahin Y, and Acilar, M. Production and properties of SiCp-reinforced aluminium alloy composites. *Composites: Part A* 34, 709–718, 2003.
- [2] Da Costa, Cesar, Velasco L., Francisco y Torralba C., Jose M. Materiales compuestos de matriz metálica. Parte I: Tipos, propiedades, aplicaciones. *Revista de Metalurgia*, Vol 36, N°03, P179-192, 2000
- [3] E.A. Brandes, and G.B. Brook, Eds. "Smithells Light Metals Handbook" B. H., 1998.
- [4] J. Lemus, "Apuntes de Materiales Compuestos", IIM-UMSNH, Editor. 2007, Morelia, Mich, Méx.
- [5] L. A. Falcón Franco, Comportamiento a la Corrosión y al Desgaste por Deslizamiento del Material Compuesto MgAZ91E/56%TiC. TESIS Doctoral IIM-UMSNH 2011
- [6] Schwart, Mel M., *Composite Materials, Processing, Fabrication, and Applications*, Volume II, Prentice Hall PTR, 1996
- [7] William F. Smith, *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los materiales*. Editorial: McGraw-Hill, año 2006 vol 1.
- [8] Adamson, A.W., *Physical Chemistry of Surfaces*, 1960, 265.
- [9] Rhee, S.K.J. *Am. Ceram. Soc.*, 1971, 54, 332- 334.
- [10] Adamson, A.W., *Physical Chemistry of Surfaces*, 1960, 265.
- [11] V. M. Kevorkijan (1999) Commercial Viability of MMC in the Automotive Industry. *The American Ceramic Society Bulletin* Vol. 78, pp. 67-70.
- [12] Contreras C., V.H. López M, E. Bedolla B. Mojabilidad e Infiltración del TiC por el Aluminio y sus Aleaciones. XXI Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Instituto Tecnológico de Saltillo, México, pp. 317. 1999.
- [13] Technical Brief 26: Metal-Matrix Composites (MMCs), *ASM Material Engineering Dictionary*. 1992.
- [14] J.L. De La Peña, M.I Pech-Canul, Wetting behavior of Al-Si-Mg alloys on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si substrates: optimization of processing parameters, *Materials Science & Processing Applied Physics* 91, 545–550 (2008) .

- [15] A. Contreras, C.A. Leon, R.A.L. Drew, E. Bedolla., "Wettability and Spreading Kinetics of Al and Mg on TiC", *Scripta Materialia* 2003. Pag: 48. 1625-1630.
- [16] Karl-Heinz, Zum, Gahr: *Microstructure and Wear of materials*, Elsevier Science Publisher B. V., Tribology series, 10, 1987, p. 80-86.
- [17] "Standard Terminology Relating to Wear and Erosion", ASTM G40-95 Annual Book of ASTM Standards, . (1999) Vol 03.02.
- [18] B. Bhushan, "Introduction to Tribology" Ed. J.W. Sons. 2002. pag. 752.
- [19] "Normalización", D.I.F.N.-I.A.D., DIN 50320: Wear, Definitions and Terminology. 1980.
- [20] A. Bedolla, "Apuntes de Tribología y Desgaste de Materiales", IIMUMSNH, Editor. 2007, Morelia, Mich, Méx.
- [21] J. D. Kim, H. Jin Kim, S. W. Koh, "Wear Characteristics of Particulate Reinforced Metal Matrix Composites Fabricated by a Pressureless Metal Infiltration Process", *Materials Science Forum* 2006. 510 - 511: Pag. 234-237.
- [22] W. Shouren, G. Haoran, Z. Jingchun, W. Yingzi, Interpenetrating Microstructure and Properties of  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Al-Mg}$  Composites Fabricated by Pressureless Infiltration (*Appl Compos Mater* (2006) 13: 115–126)
- [23] W. Shou-ren, G. Hao-ran, W. Ying-zi, The Abrasive Wear Properties of Al-Mg-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Metal Matrix Composites, and Sun Bin *Journal of Materials Engineering and Performance* Volume 15(5) October 2006—549
- [24] K. Xiu H. y. Wang H. I. Sui y. Wang C. I. Xu J. G. Wang Q. C. Jiang, The sliding wear behavior of TiCp/AZ91 magnesium matrix composites, *J Mater Sci* (2006) 41:75052-7058
- [25] Glen A. Slack, The intrinsic thermal conductivity of AlN, *J. Phys. Chem. Solids*, Vol 48, pp. 641-647, 1987.
- [26] E. López, J. Arriaga y D. Olguín, Cálculo de primeros principios de las propiedades electrónicas de nitruros del grupo III-V, *Sociedad Mexicana de Ciencias de Superficies y de Vacío*, 17, p. 21-26, 2004.
- [27] E.A. Aguilar and R.A.L. Drew "Properties of AlN-Based Magnesium-Matrix Composites Produced by Pressureless Infiltration", *Materials Science Forum* Vol. 509 (2006) pp. 105-110 online at <http://www.scientific.net>© (2006) Trans Tech Publications, Switzerland.)

- [28] El Magnesio y sus aleaciones Características físico-químicas, <http://www.textoscientificos.com>
- [29] A.D. Sudholz et al., Corrosion behaviour of Mg-alloy AZ91E with atypical alloying additions, *J. of alloys and compounds*, 471, p 109-115, 2009.
- [30] I.J. Polmear, *Light Alloys*, 3rd ed., Arnold, London, 1995.
- [31] ASTM G133 - 05(2010) Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear.
- [32] J.O. Tormoa, S. Schwartz, E. Benavidesb, N. Quarantab, A. Viglioccoc y E. Botta, *Jornadas SAM 2000 - IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga*, Agosto de 2000, 287-294.
- [33] E. Bedolla, J. Lemus-Ruiz, A. Contreras, Synthesis and characterization of Mg-AZ91/AlN composites, *Materials and Design* 38 (2012) 91–98.
- [34] J. E. Ashton, J. C. Halpin, and P. H. Petit, “Primer on Composite Materials: Analysis,” Technomic, Stamford, Conn. (1969)
- [35] S. B. A. FABIO, R. V. M. JUAN, “Estudio del modelo de desgaste propuesto por Archard.”, Universidad Nacional de Colombia Medellin. Recibido para revisar 7 de junio de 2004, aceptado 2 de agosto de 2004, versión final 4 de febrero de 2005.
- [36] M. Surender, B. Basu, R. Balasubramaniam, Wear characterization of electrodeposited Ni–WC composite coatings, *Tribology International* Volume 37, Issue 9, September 2004, Pages 743–749
- [37] B.V. Manoj Kumar, Bikramjit Basu, V.S.R. Murthy, Manoj Gupta, The role of tribochemistry on fretting wear of Mg–SiC particulate composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Volume 36, Issue 1, January 2005, Pages 13–23.
- [38] J. Gong, H. Miao, Z. Zhao, Effect of TiC-particle size on sliding wear of TiC particulate reinforced alumina composites, *Materials Letters* 53 (2002) 258–261. Received 20 May 2001; accepted 26 June 2001.
- [39] A. Kumar Mondal, B.S.S. C. Rao, S. Kumar, Wear behaviour of AE42+20% saffil Mg-MMC, *Tribology International* 40 (2007) 290–296, Science direct, Received 1 December 2004; accepted 1 September 2005.