

SÍNTESIS Y CARACTERIZACIÓN DE UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ METÁLICA Mg-AZ91E/AlN

E. Bedolla ^{(1)*}, J. Lemus ⁽¹⁾, C. A. León ⁽¹⁾, A. Contreras ⁽²⁾

⁽¹⁾ Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia, Mich., MÉXICO

⁽²⁾ Programa de Integridad de Ductos, Instituto Mexicano del Petróleo, Eje Central Lázaro Cárdenas Norte 152, Col. San Bartolo Atepehuacan, C.P. 07730, MÉXICO

* E-mail (E. Bedolla): ebedolla@umich.mx

RESUMEN

El aluminio es uno de los metales ligeros más usados en la fabricación de materiales compuestos de matriz metálica (CMM), sin embargo, a pesar de que el magnesio es más ligero que el aluminio, poco se ha investigado sobre su uso en el procesamiento de materiales compuestos. Un compuesto elaborado con una matriz de una aleación de magnesio AZ91E y el nitruro de aluminio (AlN) ofrece buenas características para su uso como material funcional, particularmente en el empaquetamiento en la industria electrónica. En este trabajo se presenta el estudio de la síntesis y caracterización de un material compuesto de matriz metálica AZ91E con alto contenido de refuerzo (~49%). La fabricación se llevó a cabo por el método de infiltración sin usar presión externa, partiendo de preformas de AlN sinterizadas a 1450°C, obteniendo porosidades de ~51%. Las preformas fueron infiltradas con la aleación de magnesio AZ91E a 900°C durante un periodo de 10 minutos en una atmósfera de argón. Los compuestos fabricados fueron caracterizados mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido y transmisión (MEB/MET) y difracción de rayos X (DR-X). Se evaluó la distribución del refuerzo, la porosidad y productos de reacción. Los estudios de MEB muestran que el refuerzo y la matriz están homogéneamente distribuidos y las fases presentes detectadas mediante DR-X fueron AlN, Mg y Al₁₂Mg₁₇. Resultados de MET revelan una interfase sin productos de reacción entre la matriz y el refuerzo, observándose solamente en algunos casos pequeños precipitados de Mg₂Al₃ y MgO. Resultados de la caracterización mecánica de los compuestos, indican valores promedio del módulo de elasticidad de 133 GPa y una dureza de 24 HRC (260HV). El coeficiente de expansión térmica lineal es de $9.53 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ en el rango de temperatura entre 27 y 227°C (300 y 500 °K). El valor de la resistividad eléctrica oscila alrededor de $45.9 \times 10^{-6} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ a temperatura de 25°C.

Tópico 5: Materiales Compuestos

Palabras clave: *Compuestos, aleación AZ91E, AlN, infiltración.*

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica (CMM) han estado llamando la atención para la aplicación en la industria aeroespacial y automovilística debido a su baja densidad, alta resistencia específica, módulo de elasticidad elevado, resistencia al desgaste y coeficientes de expansión térmica bajos. Los materiales más usados como refuerzo son Al₂O₃, SiC, TiC o carbono, los cuales han sido utilizados en aluminio, magnesio y sus aleaciones con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas como son el módulo de elasticidad, dureza, resistencia, desgaste, etc. En la elaboración de materiales compuestos de matriz metálica con altos contenidos de refuerzo, se utilizan generalmente tres rutas; la ruta de metalurgia de polvos en donde las partículas cerámicas y metálicas son mezcladas, prensadas y sinterizadas [1], fabricación in-situ a temperaturas elevadas [2,3] en donde una mezcla de polvos y/o gases reaccionan para dar como resultado un material compuesto, y tal vez uno de los

métodos más utilizados es la ruta de infiltración, en donde un metal fundido penetra en una preforma porosa para ocupar todos los intersticios de la misma, para lo cual en algunos casos se requiere aplicar una fuerza externa que puede ser mecánica, como el caso típico de colada por presión (*squeeze casting*) [4,5] o bien aplicando una presión de gas [6]. Una de las ventajas que se tienen al usar la técnica de infiltración, es que la preforma a infiltrar generalmente tiene las dimensiones y formas cercanas a la pieza requerida.

En el caso de infiltración sin presión externa la fuerza impulsora para que el metal líquido penetre los poros de la preforma es regulada por la afinidad entre el metal y el refuerzo cerámico en términos de mojabilidad. Por lo tanto, es de gran importancia obtener una buena mojabilidad para lograr una unión fuerte entre la matriz y el refuerzo [7]. Durante el proceso de fabricación de CMM empleando una ruta de procesamiento en estado líquido, el metal o aleación está en contacto con el refuerzo, lo cual en algunos casos, dependiendo de las condiciones de temperatura y tiempo, puede generar reacciones interfaciales. Estas zonas o productos de reacción usualmente son frágiles y podrían estar fuertemente o débilmente unidas al refuerzo.

La naturaleza de la técnica empleada en la fabricación de materiales compuestos tiene un efecto marcado sobre las propiedades del material. La infiltración por capilaridad sin presión externa en preformas cerámicas, es una técnica atractiva para la fabricación de materiales compuestos, debido a que permite manufacturar materiales con alto contenido cerámico [8,9]. Sin embargo, las temperaturas relativamente altas que se requieren para fabricar el compuesto por esta técnica, pueden generar productos de reacción en la interfase.

Se ha reportado en la literatura la elaboración de CMM usando como refuerzo AlN utilizando diferentes rutas [2-6,10,11,12]. Sin embargo, en estos estudios se ha empleado muy poco el magnesio y sus aleaciones, no obstante que el uso de éstas se ha venido incrementando en los últimos años en la industria automotriz debido a su peso ligero. La densidad del magnesio es alrededor de dos tercios de la densidad del aluminio, un cuarto de la del zinc y un quinto de la del acero. Como resultado las aleaciones de magnesio ofrecen una resistencia específica baja comparada con las aleaciones convencionales, además éstas aleaciones tienen buena capacidad de amortiguamiento, excelente colada y muy buena maquinabilidad [13]. Por otro lado el AlN policristalino tiene una conductividad térmica de 80 a 200 Kw/m.K, un coeficiente de expansión térmica de $4.4 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ (valor muy cercano al del carburo de silicio $3.2 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$). Estas dos propiedades hacen al AlN un excelente material para circuitos eléctricos de alta densidad comparado con otros sustratos cerámicos que por lo general tienen bajos coeficientes de conductividad térmica y altos coeficientes de expansión térmica. Como resultado, la combinación de las propiedades mecánicas del AlN con las del magnesio y sus aleaciones dan origen a un compuesto muy atractivo para aplicaciones electrónicas y estructurales.

El objetivo de este trabajo fue elaborar un material compuesto usando como matriz la aleación de magnesio AZ91E, la cual posee una buena resistencia a la corrosión y como refuerzo cerámico partículas de AlN, utilizando la técnica de infiltración por capilaridad sin presión externa.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En la tabla 1 se presenta la composición química de la aleación de magnesio AZ91E (*Thomson Aluminum Casting Co. USA*) usada en la fabricación del material compuesto. El material de refuerzo utilizado para la elaboración del material compuesto fue polvo de AlN (*Aldrich Chemical Co. USA*) con un tamaño de partícula promedio de 1.38 μm .

Tabla 1. Composición química de la aleación AZ91E (% peso).

| Mg | Al | Zn | Mn | Si | Fe | Cu | Ni |
|----|---------|-------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|
| 90 | 8.1-9.3 | 0.4-1 | 0.17-0.35 | 0.20 max | 0.005 max | 0.015 max | 0.001 max |

La elaboración del compuesto se realizó mediante la técnica de infiltración sin presión externa, para lo cual se fabricaron preformados con dimensiones de 6.5x1x1 cm en un dado rectangular de acero. En el dado se colocaron y prensaron uniaxialmente 12 gramos de AlN sin uso de ligantes, utilizando una presión de 15 MPa. Posteriormente los preformados fueron sinterizados a una temperatura de 1450 $^\circ\text{C}$ durante una hora en una atmósfera de nitrógeno (99.997%). A los preformados sinterizados se les evaluó la densidad y porosidad de

acuerdo a la norma ASTM C20-00 [14]. Finalmente las preformas sinterizadas se colocaron en contacto con trozos pequeños de la aleación AZ91E dentro de un crisol de grafito, en un horno tubular horizontal a una temperatura de 900°C durante 10 min en una atmósfera de argón, una vez fundida la aleación ésta infiltra en el preformado, obteniendo así el material compuesto.

Los compuestos obtenidos fueron caracterizados mecánica y microestructuralmente por medio de difracción de rayos X, microscopía electrónica de barrido (MEB) y transmisión. Así como también se les evaluó el módulo de elasticidad, dureza, coeficiente de expansión térmica y resistividad eléctrica.

Las caracterizaciones estructurales y morfológicas y los productos de reacción en la interfase fueron investigadas usando un microscopio ESEM XL-30 Philips acoplado a un sistema de espectroscopia dispersiva de energía (EDS). Los productos de reacción en la interfase fueron analizados por medio de un microscopio electrónico de transmisión (MET) JEOL JSM-2200 FS operado a 200 kV equipado con un sistema de difracción de rayos X para realizar microanálisis. Las muestras observadas por medio de MET y alta resolución (HRTEM) fueron preparadas a partir de pequeñas laminillas obtenidas de los compuestos (300 micras), siguiendo un procedimiento de preparación convencional, el cual consiste en desbaste manual hasta aproximadamente 100 micras, desbaste mecánico en un equipo DIMPLER D500i (VCR Group Incorporated) donde se obtuvieron muestras con diámetro de 3 mm y finalmente se llevó a cabo el electropulido usando el equipo STRUERS TENOPOL-5 con un electrolito de ácido perclórico al 10%, voltaje de 40 Volts, temperatura de -10 °C por un tiempo promedio de 15 min. Las imágenes obtenidas por MET y HRTEM fueron digitalizadas para llevar a cabo su análisis y procesamiento. Los compuestos también fueron analizados por la técnica de difracción de rayos X utilizando un difractómetro SIEMMENS D5000 en un rango de barrido de 15 a 80 grados. La caracterización mecánica y electrónica consistió en la evaluación del módulo de elasticidad por medio de un equipo Grindo Sonic MK5 JV Lemmens, para lo cual se prepararon 3 barras del compuesto AZ91E/AlN producidas en diferentes corridas, a las cuales se les realizó la medición en cada una de las 4 caras para obtener un valor promedio. También se evaluó de manera teórica el módulo de elasticidad por medio de la ecuación de las mezclas y la ecuación de Halpin Tsai [15]. La dureza de los materiales se determinó mediante un indentador Vickers NANOVETA utilizando una carga de 50 kg. La prueba se efectuó en 3 puntos de la probeta para obtener un valor promedio de las lecturas. Para medir la resistividad eléctrica se utilizó un equipo de 4 puntas Alessi empleando una corriente de salida de 1 mA, para tal efecto, las muestras se ajustaron a las medidas de 1x10x10 mm y se pulieron usando lijas de SiC hasta el grado 1000. Las pruebas para determinar el coeficiente de expansión térmica (CET) se realizaron en un analizador termomecánico T.A. Instruments 2940, usando una rampa de calentamiento de 100 °C/min. En una atmósfera de nitrógeno.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización microestructural

La figura 1 muestra una micrografía de los materiales compuestos AZ91E/AlN, donde se puede observar una distribución uniforme del material de refuerzo en la matriz metálica. Los compuestos fabricados tienen un 51% de la aleación AZ91 y un 49% de AlN. Como se puede observar en esta micrografía, aparentemente no existe reacción entre el refuerzo y la matriz. La figura 2 presenta un difractograma de los compuestos fabricados a 900°C en el que se pueden identificar las fases de AlN, Mg y una fase de $Mg_{17}Al_{12}$. Por medio de esta técnica no se detectaron otras fases que pueden ser origen del producto de reacción entre el refuerzo y la matriz que estuvieron en contacto durante el proceso de infiltración.

Aún cuando termodinámicamente es factible la formación de otras fases como el MgO y la espinela $MgAl_2O_4$ estas no fueron detectadas por medio de esta técnica, lo cual puede atribuirse a la poca cantidad de productos de reacción que se podría formar.

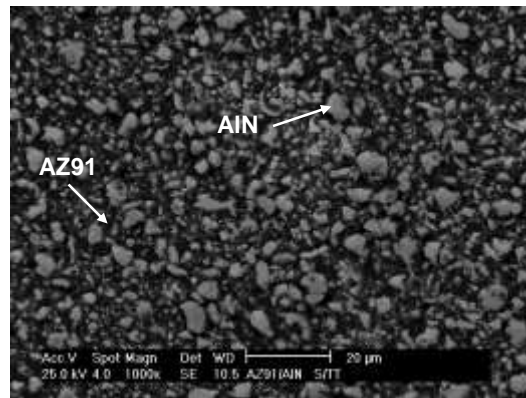
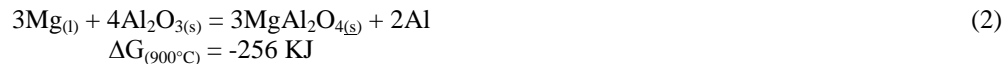
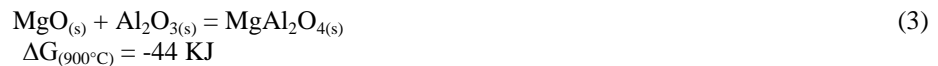


Figura 1. Imagen obtenida por MEB del compuesto AZ91/AlN donde se aprecia una distribución homogénea del material de refuerzo en la matriz metálica.

Sin embargo, de acuerdo a la termodinámica es factible la formación de estos productos de reacción como lo muestran las siguientes reacciones:



La formación de la espinela (MgAl_2O_4) puede darse aún en estado sólido de acuerdo a la siguiente reacción:



Sin embargo, el MgO termodinámicamente es más estable que la Al_2O_3 . Por tanto, el Mg puede reducir la Al_2O_3 de acuerdo a la siguiente reacción:



Como puede observarse termodinámicamente la reacción que da origen a la formación de espinelas es factible de ocurrir, pero el grado de reacción para que se lleve a cabo una u otra dependerá de la temperatura, el tiempo de exposición (cinética) y la composición química de aleación.

La Al_2O_3 es termodinámicamente estable en contacto con Al puro, sin embargo, tratándose de una aleación de Mg tiende a formarse MgO de acuerdo a las ecuaciones (1) y (4) o la espinela MgAl_2O_4 de acuerdo a las ecuaciones (2) y (3) y en un sistema que se tenga suficiente oxígeno esta espinela puede formarse de acuerdo a la siguiente reacción:



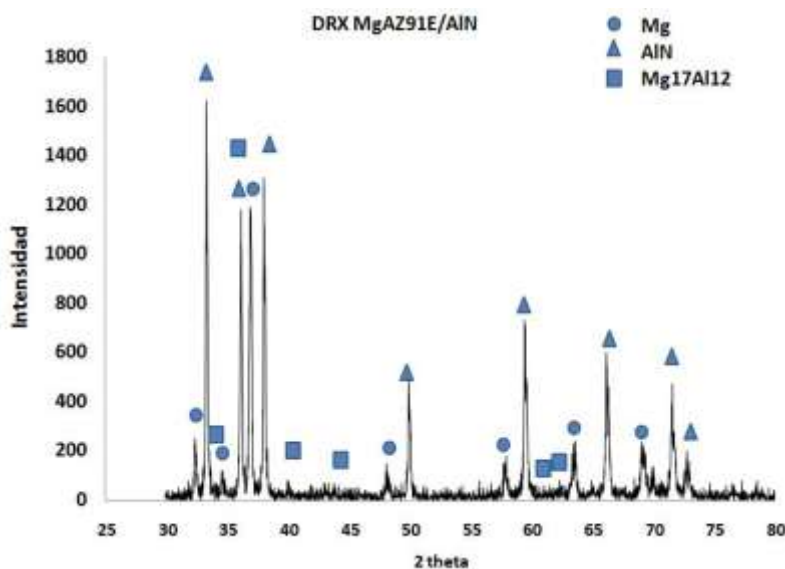


Figura 2. Espectro obtenido por DRX de los compuestos AZ91/AlN.

De acuerdo a investigaciones realizadas [16,17,18] altos contenidos de Mg y bajas temperaturas la formación del MgO se favorece, mientras que la espinela es más factible de formarse a bajos contenidos de Mg, misma que en nuestro sistema AZ91/AlN no fue detectada. Muestras observadas por medio de MEB a altas magnificaciones aparentemente muestran que no existen productos de reacción en la interfase. Para corroborar la ausencia de reacción entre matriz y refuerzo se observaron muestra por medio del MET y HRTEM como se muestra en la figura 3. Donde se aprecia la presencia de algunos precipitados, sobre todo de Al_3Mg_2 . Se puede observar claramente la formación de precipitados de varios tamaños, los cuales preferencialmente precipitan en los límites de grano del AlN. De los microanálisis realizados a estos precipitados y considerando su estequiometría se puede inferir que de acuerdo a esta composición química es consistente con la fase Al_3Mg_2 .

Durante la preparación de las muestras para analizarlas por microscopia electrónica, no se detectó desprendimiento de partículas, por lo que se puede decir que existe una buena adhesión entre el cerámico y la matriz. Para evaluar el grado de adhesión entre refuerzo y matriz se utiliza el trabajo de adhesión, el cual es una medida que refleja el grado de unión entre la superficie sólida y líquida. Una interfase adherida fuertemente es un requisito para tener un buen comportamiento mecánico y estructural en un compuesto. La naturaleza y calidad de la interfase (morfología, composición química, resistencia y adhesión) son determinadas por factores intrínsecos tanto del material de refuerzo como de la matriz (composición química, cristalografía y contenido de defectos) así como también por factores intrínsecos relacionados con el proceso de fabricación (tiempo, temperatura, presión, atmósfera, etc.).

En los materiales compuestos reacciones moderadas entre refuerzo y matriz algunas veces mejoran la resistencia de la interfase y la transferencia de carga. Estas pueden manifestarse en una gran variedad de formas, por ejemplo, interdifusión, segregación, disolución, precipitación, adsorción, etc. Sin embargo, excesiva reacción química degrada el refuerzo y la resistencia del compuesto [19,20]. Para controlar lo extenso de la reacción interfacial, es práctico reducir el tiempo de procesamiento de los compuestos, aplicar recubrimientos metálicos y adición de elementos de aleación en la matriz.

Adicionalmente, a la fase Al_3Mg_2 , se observaron algunos precipitados de MgO como se muestra en la figura 4. Como se mencionó anteriormente, la presencia de la espinela $MgAl_2O_4$ no se ha detectado en los compuestos procesados a 900°C, sin embargo, se están realizando tratamientos térmicos a los compuestos a diferentes temperaturas y tiempos para analizar los productos de reacción entre la matriz y el refuerzo. La formación de esta espinela puede darse aun en estado sólido como se muestra termodinámicamente de acuerdo a la ecuación (3).

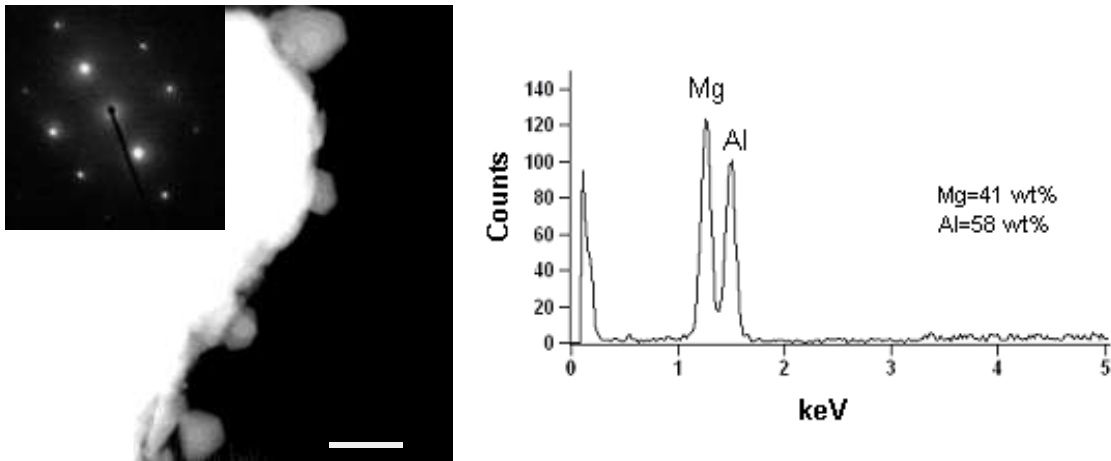


Figura 3. Imagen obtenida por MET y EDS del compuesto AZ91/AlN donde se aprecia la formación de algunos precipitados correspondientes a la fase Mg_2Al_3 .

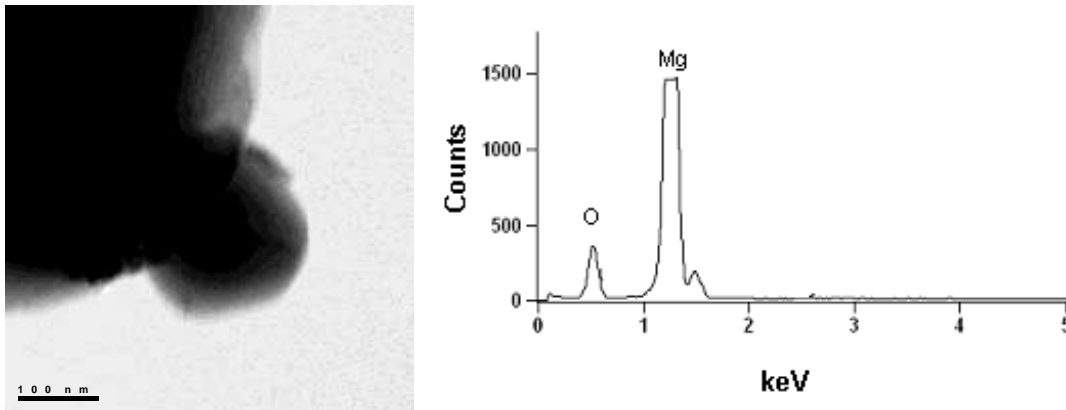


Figura 4. Imagen obtenida por MET y EDS del compuesto AZ91/AlN donde se aprecia la formación de algunos precipitados de MgO.

3.2 Caracterización mecánica

Al compuesto fabricado también se le evaluaron algunas propiedades mecánicas como fue el módulo de elasticidad y la dureza, las cuales dependen directamente del volumen de refuerzo en la matriz. El módulo de elasticidad evaluado en el material por medio del equipo Grindo Sonic registró un valor promedio de 133 GPa, lo que significa un gran incremento cercano a tres veces el valor del módulo de elasticidad de la aleación que es de aproximadamente 45 GPa. El valor del módulo de elasticidad obtenido en este trabajo concuerda con el trabajo reportado por Shy Wen Lai y D.D. Chung [11] quienes fabricaron un compuesto de Al/AlN con 58% de refuerzo, obteniendo un módulo de elasticidad de 144 GPa, sin embargo, el porcentaje de refuerzo que ellos usaron fue mayor al que aquí se reporta y el módulo de elasticidad del aluminio es mayor que el de la aleación AZ91.

De forma análoga también se realizaron cálculos del módulo de elasticidad por medio de la ecuación de la regla de las mezclas y empleando la ecuación de Halpin Tsai [15] como se describe a continuación:

$$E_c = V_m E_m + V_r E_r \quad (6)$$

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2SqV_r)}{1 - qV_r} \quad (7)$$

$$q = \frac{(E_r / E_m) - 1}{(E_r / E_m) + 2S} \quad (8)$$

Donde:

E_c = Módulo del compuesto.

V_m = Fracción volumétrica de la matriz.

V_r = Fracción volumétrica del refuerzo.

E_m = Módulo de la matriz.

E_r = Módulo del refuerzo

S = Relación de aspecto.

Empleando estas ecuaciones se obtuvo un módulo de elasticidad del material compuesto de 184 y 150 GPa, de acuerdo a la regla de las mezclas y la ecuación de Halpin Tsai respectivamente. Como se puede observar, el valor del módulo de elasticidad del compuesto, se acerca más al valor obtenido por el modelo de Halpin Tsai. La diferencia entre ambos valores se puede atribuir a que éste modelo no toma en cuenta la porosidad del compuesto.

La dureza del compuesto fue medida en varios puntos a lo largo de las diferentes superficies de la barra infiltrada. Es importante señalar que no se observaron variaciones significativas de dureza en las diferentes posiciones lo que confirma la homogeneidad y distribución de fases del compuesto, de esta manera se obtuvo una dureza promedio de 24 HRC (260HV).

3.3 Caracterización termoeléctrica

Los materiales compuestos pueden ser usados como materiales estructurales o funcionales y este compuesto podría ser utilizado como material de empaquetamiento electrónico en donde se requieren materiales con coeficientes de expansión térmica (CET) baja y conductividad térmica alta. El compuesto AZ91/AlN tiene un CET de $9.53 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$. Qiang Zhang *et al.* Reportan valores de $11.2 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ para un compuesto Al/AlN con 50% de refuerzo [6] y Shy Wen Lai [11] $10.16 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ para un compuesto Al/AlN con 54.6% de refuerzo. La resistividad eléctrica del compuesto fue de $45.9 \times 10^{-6} \text{ } \Omega\cdot\text{cm}$ a $25 \text{ }^\circ\text{C}$, este valor un poco elevado, se atribuye al tamaño de partícula tan fino del AlN que disminuye la conectividad de la aleación, esto podría solventarse al incrementar el tamaño de la partícula.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se llevó a cabo la fabricación y caracterización de un material compuesto AZ91/AlN por la técnica de infiltración sin presión externa. Se partió de preformas de AlN sinterizadas a 1450°C , obteniendo porosidades de $\sim 51\%$. Las preformas fueron infiltradas con la aleación de magnesio AZ91E a 900°C . Los compuestos fabricados fueron caracterizados mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido y transmisión (MEB/MET) y difracción de rayos X (DR-X). Los estudios de MEB muestran que el refuerzo y la matriz están homogéneamente distribuidos y las fases presentes detectadas mediante DR-X fueron AlN, Mg y $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$. Resultados de MET revelan una interfase sin productos de reacción entre la matriz y el refuerzo, observándose solamente en algunos casos pequeños precipitados de Mg_2Al_3 y MgO. Resultados de la caracterización mecánica de los compuestos, indican valores promedio del módulo de elasticidad de 133 GPa y una dureza de 24 HRC (260HV). El coeficiente de expansión térmica lineal es de $9.53 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$. y la resistividad eléctrica del compuesto es de $45.9 \times 10^{-6} \text{ } \Omega\cdot\text{cm}$.

Agradecimientos. Los autores agradecen el apoyo recibido por parte del CONACYT, SEP y la CIC de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

REFERENCIAS

1. J. Tian and K. Shobu "Hot-pressed AlN-Cu metal matrix composites and their thermal properties" *Journal of Materials Science*, 39 (2004), 1309-1313.
2. H.Z. Ye, X.Y. Liu and Ben Luan "In situ synthesis of AlN in Mg-Al alloy by liquid nitridation" *J. Mater. Proc. Tech.* 166 (2005), 79-85.
3. S. Swaminathan, B. Srinivasa Rao and V. Jayaram "The production of AlN-rich matrix composites by the reactive infiltration of Al alloys in nitrogen" *Acta Materialia*, 50 (2002), 3093-3104.
4. Ding-Fwu Liia, Jow-Lay Huang and Shao-Ting Chang "The mechanical properties of AlN/Al composite fabricated by squeeze casting" *Journal Eur. Ceramic Society*, 22 (2002) 253-261.
5. Qiang Zhang, Guoqin Chen, Gaohui Wu, Ziyang Xiu and Bofeng Luan "Property characteristics of AlN/Al composite fabricated by squeeze casting technology" *Materials Letters*, 57 (2003), 1453-1458.
6. M. Chedru, J. Vicens, L. Chermant and B.L. Mordike "Aluminium-aluminium nitride composites fabricated by melt infiltration under pressure", *J. of Microscopy*, 196 (1999) 103-112.
7. A. Contreras, C.A. León, R.A.L. Drew and E. Bedolla, Wettability and spreading kinetics of Al and Mg on TiC" *Scripta Materialia*, 48 (2003) 1625-1630.
8. C. A. León, Y. Arrollo, E. Bedolla and R.A.L. Drew, "Properties of AlN-Based Magnesium-Matrix Composite Produced by Pressureless Infiltration", *Materials Science Forum*, 502 (2006) 105-110.
9. A. Contreras, V.H. López, E. Bedolla, "Mg/TiC Composites manufactured by pressureless melt infiltration", *Scripta Materialia*, Vol. 51, (2004), 249-253.
10. R. Couturier, D. Ducret, P. Merle, J.P. Disson and P. Jouvart, "Elaboration and characterization of metal matrix composite: Al/AlN", *Journal Eur. Ceramic Society*, 17 (1997) 1861.
11. Shy Wen Lai and D.D. Chung "Fabrication of particulate aluminum matrix composites by liquid metal infiltration" *Journal of Materials Science*, 29 (1994) 3128-3150.
12. E. Taheri-Nassaj, M.Kobashi and T. Chou "Fabrication of an AlN particulate aluminum matrix by a melt stirring method" *Scripta Materialia*, 32 (1995) 1923.
13. Hai Zhi Ye and Xing Yang Liu "Review of recent studies in magnesium matrix composites" *Journal of Materials Science*, 39 (2004) 6153-6171.
14. ASTM C20-00, "Standard test method for apparent porosity, water absorption, apparent specific gravity and bulk density by boiling water".
15. J. C. Halpin Tsai, "Primer On Composite Materials Analysis", Second Ed., (1992), 165-191.
16. D. J. Lloyd, "Particle reinforcement aluminum and magnesium matrix composites", *International Materials Reviews*, Vol. 39, No. 1, (1994), 1-23.
17. A. D. McLeod and C.M. Gabryel, "Kinetics of Growth of Spinel $MgAl_2O_4$ on Alumina Particulate in Aluminum Alloys Containing Magnesium", *Metallurgical Transactions*, Vol. 23A, (1992) 1279-1283.
18. D. J. Lloyd, H. P. Lagacé and A.D. McLeod, "Interfacial phenomena in metal matrix composites, *Controlled Interfaces in Composites Materials*", edited by Hatsuo Ishida, Elsevier Science Publishing Co., Inc., (1990), 359-376.
19. R. Asthana, "Reinforced Cast Metal Part I: Solidification and Microstructure", *Journal of Materials Science*, Vol. 33, No. 7, (1998), 1679-1698.
20. R. Asthana, "Reinforced Cast Metal Part II: Evolution of Interface", *Journal of Materials Science*, Vol. 33, No. 8, (1998), 1959-1998.