

La infiltración no asistida como una técnica de procesamiento de compósitos Al-Mg-Si/SiC

J.A. Aguilar-Martínez^{a,b} y M.B. Hernández^b

^aCentro de Investigación en Materiales Avanzados, S.C. (CIMAV),
Alianza Norte No. 202, Parque de Investigación e Innovación Tecnológica (PIIT),
Nueva carr. Aeropuerto km. 10 Apodaca 66600 N.L. México,
e-mail: josué.aguilar@cimav.edu.mx

^bInstituto de Minería; Universidad Tecnológica de la Mixteca,
Carretera Acatlima Km. 2.5, Huajuapán de León, 69000 Oaxaca.

Recibido el 15 de marzo de 2007; aceptado el 22 de agosto de 2008

En este trabajo se pretende describir la técnica de infiltración no asistida como una ruta alternativa en el procesamiento de compósitos Al-Mg-Si/SiC. También se discuten algunos parámetros que se deben controlar adecuadamente, como lo es la formación de productos indeseables, mojabilidad, atmósfera de procesamiento, elementos aleantes, etc. Asimismo se pretende dar una breve descripción acerca de los compósitos de matriz metálica para, de esta manera, conocer la importancia que tienen esta clase de materiales en nuestra sociedad hoy en día.

Descriptores: Compósitos; mojabilidad; infiltración no asistida; SiC.

This work intends to describe the technique of pressureless infiltration as a alternative route in the composite processing Al-Mg-Si/SiC. Also some parameters are discussed that should be controlled adequately, like the formation of undesirable products, wettability, processing atmosphere, alloys elements, etc. Likewise it intends to give a brief description about the metal matrix composites for, this way, to know the importance that has this class of materials in our society nowadays.

Keywords: Composites; wettability; pressureless infiltration; SiC.

PACS: 81.05.Mh; 81.05.Ni; 61.25.Mv; 68.08.Bc

1. Introducción

Los compósitos de matriz metálica (en adelante referidos como CMM) son una clase de materiales que poseen propiedades que los hacen atractivos para una gran variedad de aplicaciones donde se requiere resistencia al desgaste o abrasión, resistencia mecánica, estabilidad química, así como estabilidad dimensional a temperaturas relativamente elevadas [1]. Debido a las propiedades anteriormente mencionadas, estos materiales han encontrado una aplicación directa en la industria automotriz, aeroespacial, militar, electrónica y la industria de equipos deportivos de alto desempeño.

Una técnica de procesamiento de los CMM es el método de infiltración, en el que se aprovechan las ventajas de utilizar el metal en estado líquido. Además, el uso de preformas cerámicas ofrece una valiosa flexibilidad en cuanto a la forma y a las operaciones de acabado de la pieza final. En general, la fuerza motriz para la infiltración de un metal líquido dentro de una preforma cerámica es la aplicación de fuerzas externas (asistida por presión o vacío) [2-6] o por el fenómeno de capilaridad [7,8]. Aunque la infiltración asistida por presión es una de las técnicas que más se utilizan industrialmente, el desarrollo de técnicas de infiltración sin la aplicación de fuerzas externas es de vital importancia para abatir los costos de procesamiento. Otras desventajas relacionadas a la infiltración asistida incluyen la deformación y/o ruptura de la preforma cerámica durante el procesamiento, limitando seriamente la técnica.

Bajo condiciones especiales se pueden infiltrar de manera exitosa preformas de un material cerámico sin el empleo de fuerzas externas. A esta operación se le ha denominado “infiltración no asistida” o “infiltración espontánea” [9].

Investigaciones recientes [9-19] han demostrado que existe el potencial de fabricar compósitos por infiltración no asistida de preformas de partículas de SiC por aleaciones de aluminio. Sin embargo, existen ciertas barreras en el procesamiento que pueden limitar su aceptación comercial, por ejemplo, la presencia de porosidad residual en los compósitos y el desarrollo de reacciones indeseables en la interface metal/cerámico.

2. Compósitos de matriz metálica (CMM)

Los compósitos se definen como un sistema de materiales formado por una mezcla o combinación de dos o más constituyentes que difieren en su forma y composición química [20]. La idea original de utilizar los CMM, es el de incorporar una segunda fase de alto desempeño en un material convencional de ingeniería para producir una combinación con características no obtenibles a partir de los constituyentes individuales [21].

Los compósitos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas son materiales de gran interés para muchas aplicaciones, tanto por sus elevadas propiedades mecánicas debido a su relación resistencia-peso, en comparación con las aleaciones no reforzadas, como por la capacidad de mantener su comportamiento en ambientes agresivos

o a temperaturas relativamente altas [22]. La combinación de un refuerzo cerámico, capaz de soportar cargas elevadas, con una matriz ligera, proporciona estas propiedades [23]. Otras ventajas de los CMM es que no son flamables, no dejan escapar gases en el vacío, y sufren un mínimo ataque químico por los fluidos orgánicos tales como combustibles y solventes [21].

Un importante criterio en el desempeño de estos materiales es la resistencia a la fatiga, particularmente en los componentes automotrices [24]. La primera aplicación comercial de los CMM fueron pistones para motores diesel por la Toyota (1982) para después usarlos en partes de transmisión. También la Honda ha aplicado estos materiales en los cilindros de bloques de motores de aluminio [25].

La mayor parte del trabajo comercial sobre los CMM se ha enfocado en el aluminio como la matriz metálica. La combinación de peso ligero, resistencia al medio ambiente y propiedades mecánicas han hecho que las aleaciones de aluminio sean muy populares. Estas propiedades también hacen que el aluminio sea una buena elección para ser utilizado como una matriz metálica; el punto de fusión del aluminio (660°C) es lo suficientemente alto para satisfacer muchos requisitos de aplicaciones térmicas pero lo suficientemente bajo para proporcionar un procesamiento óptimo del compuesto [21].

Cabe mencionar que la mayor parte de los CMM se desarrollaron originalmente para la industria aeroespacial. Sin embargo, en la actualidad algunos de estos materiales han encontrado aplicación en partes de automóviles, blindaje balístico e inclusive en artículos deportivos (las ruedas dentadas de las bicicletas, partes específicas en los palos de golf, etc) [26].

3. Métodos de procesamiento de los CMM

Los métodos de procesamiento de los CMM se pueden agrupar en tres categorías que emplean:

- 1) el metal en estado sólido,
- 2) el metal en estado líquido y
- 3) las fases sólido-líquido (Fig. 1) [27].

El método en estado sólido ha sido muy exitoso, pero tiene la desventaja de ser muy costoso, comparado con el proceso en estado líquido. Con respecto a la categoría de procesamiento con el metal en estado líquido, el método de infiltración ofrece flexibilidad en cuanto a la forma y operaciones de acabado debido al uso de preformas cerámicas. Por ejemplo, la obtención de formas cuasinetas (cuerpos con la forma geométrica casi terminadas después del procesamiento) permite minimizar el proceso de maquinado para el acabado de las piezas fabricadas. Además, mediante el empleo de preformas cerámicas con una porosidad controlada se obtiene una buena distribución de las partículas de reforzamiento dentro del compuesto.

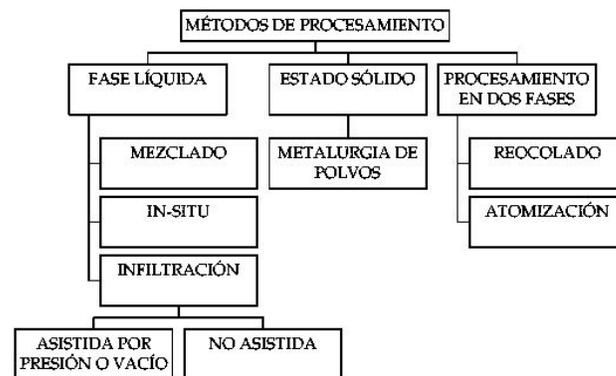


FIGURA 1. Métodos de procesamiento de compósitos metal/cerámico.

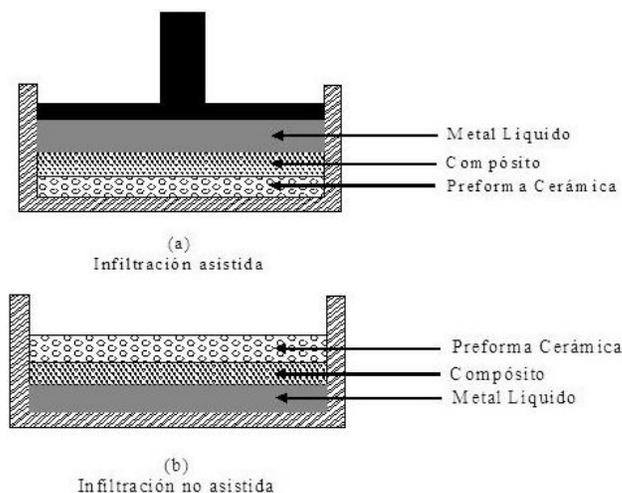


FIGURA 2. Representación esquemática del método de procesamiento por infiltración, a) asistida por presión o vacío y b) no asistida.

4. Procesamiento de compósitos Al/SiC por infiltración no asistida

En general, la infiltración de un cuerpo poroso por un líquido se lleva a cabo por la aplicación de vacío o una fuerza para promover la penetración del líquido dentro de los poros (Fig. 2) [28]. Sin embargo, bajo condiciones especiales puede obtenerse la infiltración satisfactoriamente sin la ayuda de fuerzas externas. Esto normalmente se conoce como “infiltración sin presión” o “infiltración espontánea”. El término “infiltración espontánea” puede ser confundido con la idea de que la infiltración ocurre “instantáneamente”. En realidad, la infiltración espontánea no se refiere a la cinética del proceso, sino a que las condiciones termodinámicas del proceso son tales que la infiltración es autopromovida.

La infiltración de un cuerpo poroso por un líquido es más convenientemente modelada aproximando el cuerpo poroso como una multitud de capilares cilíndricos a través de los cuales sube el líquido, como se ilustra en la Fig. 3 [13]. En dicha figura R es el radio del capilar y θ es el ángulo de contacto entre las partículas sólidas y el líquido.

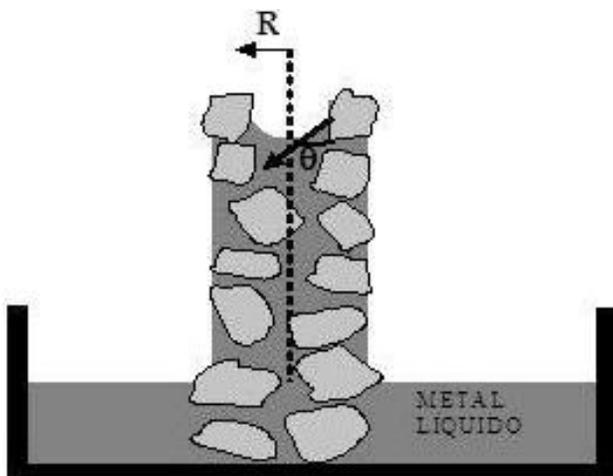


FIGURA 3. Representación esquemática que muestra cómo sube un líquido en un canal capilar que está formado entre partículas en un cuerpo poroso.

Algunos modelos predicen la presión requerida para la infiltración de un cuerpo poroso en términos del tamaño del poro [29-32]. Una relación matemática conveniente para la modelación de la infiltración de preformas fabricadas por compactación de polvos con un control de la fracción de volumen de las partículas está dado por la Ec. (1):

$$\Delta P = \frac{6\lambda\gamma_{lv} \cos \theta (1 - \omega)}{D\omega}. \quad (1)$$

Esta ecuación fue propuesta por S.Y. Oh y colaboradores [13,33], donde ΔP es la presión capilar o presión crítica necesaria para iniciar la infiltración, D es el diámetro promedio de las partículas, ω es la fracción de poros en la preforma, λ es un factor geométrico (usualmente igual a 1.4), γ_{lv} es la tensión superficial líquido-vapor y θ es el ángulo de contacto.

5. Parámetros de procesamiento que afectan la producción de compósitos de Al/SiC

Durante el procesamiento existen varios parámetros que afectan la tensión superficial y el ángulo de contacto entre el aluminio y las partículas de SiC. Éstos incluyen: adiciones de aleantes al aluminio, atmósfera del proceso, temperatura y tiempo de infiltración. Se ha encontrado que el magnesio y el silicio son los elementos aleantes más importantes de las aleaciones de aluminio que han sido diseñadas para la infiltración de camas empacadas y preformas de SiC [13,34]. Ambos elementos reducen el punto de fusión del aluminio e incrementan su fluidez al fundirse. Por una parte, el Si tiene un importante papel en prevenir o retardar la formación de los compuestos Al_4C_3 y Al_4SiC_4 durante la fabricación de compósitos de Al/SiC. Estas fases se presentan generalmente a tiempos prolongados y temperaturas altas de procesamiento e influyen marcadamente sobre las propiedades del CMM [35-36].

El SiC es atacado por el Al puro en el intervalo de temperaturas de 650-1300°C, a presión atmosférica, de acuerdo

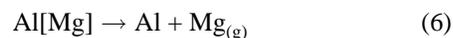
a las reacciones (2) y (3).



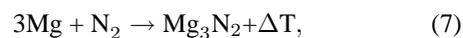
La formación de los compuestos Al_4C_3 y Al_4SiC_4 es altamente perjudicial por las siguientes razones:

1. Su presencia está asociada a una disminución de las propiedades mecánicas del compósito, no sólo porque se trate de un producto frágil y poco resistente, sino que además se forma a partir de un consumo del refuerzo [38].
2. Se hidratan y disuelven en ambientes húmedos, de acuerdo a las reacciones (4) y (5), por lo que reduce la resistencia a la corrosión ambiental del CMM [13,23].
3. Si el silicio que se forma en las reacciones (1) y (2) se encuentra en exceso entonces podría fragilizar al compósito resultante al someterlo a una carga [14].

Por otra parte, el Mg es un poderoso surfactante que consume el oxígeno presente al formar la espinela $MgAl_2O_4$ en la interface Al/SiC [39,40]. Además de incrementar la fuerza motriz para el mojado, esta reacción consume el oxígeno presente en la superficie del reforzamiento, disminuye el espesor de la capa de óxido y, por lo tanto, mejora el mojado [41]. Sin embargo, el magnesio tiene una baja presión de vapor y, por lo tanto, se pierde fácilmente de la aleación de aluminio a temperaturas elevadas:



Se ha encontrado que el efecto combinado del nitrógeno en la atmósfera del horno y el magnesio en la aleación juegan un papel esencial para alcanzar el mojado del SiC por el Al fundido [13,19,42], debido a que la presencia de nitrógeno en la atmósfera, ayuda a reintroducir al magnesio en la aleación líquida de acuerdo a las siguientes reacciones:



Otro parámetro de proceso muy importante es el tamaño de partícula de las preformas cerámicas. Es de esperarse que el tamaño de partícula tenga un efecto sobre la porosidad residual de acuerdo a la siguiente ecuación [43]:

$$\Delta P = \frac{2\gamma}{r} \cos \theta, \quad (9)$$

donde ΔP es la diferencia de presión capilar, γ es la tensión superficial del líquido, r es el radio capilar y θ es el ángulo de

contacto. Entre menor es el radio capilar mayor es la diferencia de presión, por lo que se puede esperar un mayor grado de infiltración y por lo tanto una menor porosidad residual.

En resumen, las características de infiltración de una preforma cerámica se ven afectadas tanto por las condiciones de procesamiento (tiempo, temperatura, atmósfera, etc.), como por la composición de la aleación y los parámetros de la preforma (porcentaje de porosidad, tipo de reforzamiento, condición superficial del reforzamiento, etc.).

6. Aspectos sobre 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 compósitos metal-cerámico y uniones metal-cerámico [14].

La mojabilidad es un término que es comúnmente utilizado para describir la distribución de un líquido sobre un sólido. Una buena mojabilidad es una condición esencial para la generación de la unión adecuada entre la fase cerámica y la matriz metálica líquida. Una buena mojabilidad es necesaria para producir una resistencia lo suficientemente fuerte en la interface metal-cerámico para la transferencia y distribución de la carga de la matriz al reforzamiento sin provocar la falla [33,44-46]. Además, es deseable que los productos de reacción que se forman en la interface metal/cerámico sean termodinámicamente estables y mecánicamente resistentes.

Desde el punto de vista práctico, una condición para lograr que una aleación de aluminio infiltre en una preforma cerámica es que la aleación de aluminio fundido moje la superficie de la preforma de partículas de SiC cerámica y por lo tanto se extienda sobre ella.

Cuando un líquido entra en contacto con un sólido se crea una nueva interface y el líquido puede o no extenderse sobre la superficie. De acuerdo con la termodinámica, el líquido se extenderá sólo si la energía resultante de la nueva interface sólido-líquido es menor que la correspondiente interface sólido-vapor. Cuanto mayor sea esta diferencia de energía, mayor será la extensión de la superficie de contacto entre el líquido y el sólido. La fuerza que conduce el proceso de mojado está, por lo tanto, relacionada con la diferencia de energía entre las interfaces sólido-vapor y sólido-líquido. Sin embargo, debido a que la configuración de energía superficial más baja es una esfera, hay una fuerza adicional que se resiste a la extensión de la superficie del líquido. Este comportamiento se estudia a menudo experimentalmente en función del ángulo de contacto θ , entre la gota del líquido y el sólido tal como se muestra en la Fig. 4. La forma de la gota es una función de tres términos de energía, como lo describe la ecuación clásica

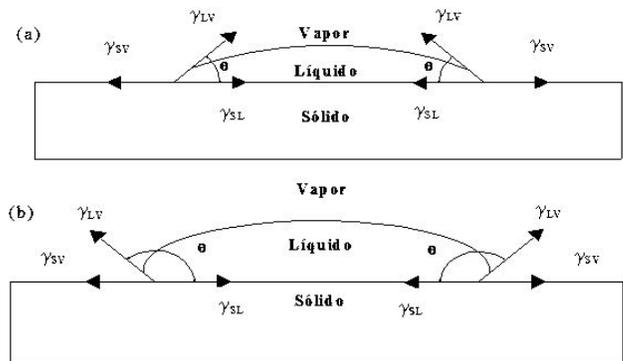


FIGURA 4. Configuraciones de la gota estática para las situaciones en que el líquido moja el sólido, (a) y el líquido no moja al sólido, (b).

de Young [44,47]:

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta, \quad (10)$$

donde γ_{SV} , γ_{SL} y γ_{LV} son las energías interfaciales de las interfaces sólido-vapor, sólido-líquido y líquido-vapor, respectivamente.

La fuerza motriz para el mojado es

$$D_f = \gamma_{LV} \cos \theta. \quad (11)$$

Un líquido mojará un sólido ($\theta < 90^\circ$) cuando la energía neta del sistema disminuya como consecuencia de la formación de la interface sólido-líquido. Cuanto mayor sea el grado de mojado, más pequeño será el ángulo θ . Por supuesto, ningún líquido exhibirá el ángulo de contacto máximo de 180° , incluso en el caso de que el líquido no moje al sólido, debido a la influencia distorsionante de la gravedad en la gota del líquido [48].

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 [15,49].

7. Conclusiones

Por todo lo anteriormente mencionado, existe el potencial de fabricar compósitos por infiltración no asistida de preformas de partículas de SiC por aleaciones de aluminio, aun a expensas de que existen ciertas barreras en el procesamiento, las cuales pueden limitar su aceptación comercial, como lo es la presencia de porosidad residual en los compósitos y el desarrollo de reacciones indeseables en la interface metal/cerámico. Sin embargo, llevando a cabo un buen control de cada uno de los parámetros antes mencionados es posible obtener compósitos con excelentes propiedades mecánicas, además de costos de procesamiento mucho más bajos que otras técnicas de proceso.

1. A. Mortensen y S. Suresh, *Inter. Mater. Reviews* **40** (1995) 239.
2. J.M. Molina *et al.*, *Acta Materialia* **50** (2002) 247.
3. J. Narciso, C. García-Cordovilla y E. Louis, *Acta Materialia* **45** (1997) 5111.
4. J. Narciso, C. García-Cordovilla y E. Louis, *Scripta Materialia* **46** (1997) 363.
5. C. Garcia-Cordovilla, E. Louis y J. Narciso, *Acta Materialia* **47** (1999) 4461.
6. W.S. Chung, S.Y. Chang y S.J. Lin, *J. Mater. Res.* **14** (1999) 803.
7. Y. Kajikawa, T. Nukami y M.C. Flemings, *Metall. Mater. Trans. A* **26** (1995) 2155.
8. M.K. Aghajanian, M.A. Rocazella, J.T. Burke y S.D. Keck, *J. Mater. Sci.* **26** (1991) 447.
9. X.M. Xi, L.M. Xiao y X.F. Yang, *J. Mater. Res.* **11** (1996) 1037.
10. Y. Chen y D.D.L Chung, *J. Mater. Sci.* **31** (1996) 407.
11. K.B. Lee y H. Kwon, *Scripta Materialia* **36** (1997) 847.
12. K.B Lee, Y.S. Kim y H. Kwon, *Metall. Mater. Trans. A* **29** (1998) 3087.
13. M.I. Pech-Canul, R.N. Katz y M.M. Makhlof, *J. Mater. Processing Technology* **108** (2000) 68.
14. M.I. Pech-Canul, R.N. Katz y M.M. Makhlof, *J. Mater. Sci.* **35** (2000) 2167.
15. A. Zulfia y R.J. Hand, *J. Mater.Sci.* **37** (2002) 955.
16. M. Rodríguez-Reyes, M.I. Pech-Canul, E.E. Parras-Medécigo y A. Gorokhovskiy, *Mater. Lett.* **57** (2002) 2081.
17. E. Parras-Medecigo, M.I. Pech-Canul, M. Rodríguez-Reyes y A. Gorokhovskiy, *Mater. Lett.* **56** (2002) 460.
18. J.A. Aguilar Martínez, M.I. Pech-Canul, M. Rodríguez-Reyes y J.L. de la Peña, 10th Int. Conf. on Composites/Nano Engineering, New Orleans, EUA, (2003) 11.
19. J.A. Aguilar-Martínez, M.I. Pech-Canul, M. Rodríguez-Reyes y J.L. de la Peña, *J. Mater. Sci.* **39** (2004) 1025.
20. W.F. Smith, *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales* (McGraw-Hill, España, 1998).
21. J.R. Davis, *Aluminium and Aluminium Alloys* ASM Specialty Handbook (1998).
22. D.J. Lloyd, *Int. Mater. Rev.* **39** (1994) 1.
23. J.M. Ureña, Gómez de Salazar, L. Gil, P. Rodrigo y E.E. Martínez, *Bol. Soc. Esp. Cerám. Vidrio* **39** (2000) 243.
24. N. Chawla, C. Andres, J.W. Jones y J.E. Allison, *Metall. Mater. Trans. A* **29** (1998) 2843.
25. Y. Kajlkawa, T. Nukami y M.C. Flemings, *Metall. Mater.Trans. A* **26** (1995) 2155.
26. R.L. Williamson, J.T. Drake y R.H. Rabin, Ed. Kamleshwar Upadhya, *The Minerals*, Metal and Materials Society (1991) p. 241.
27. T. Niskiota, *New development in Advanced Ceramics*, Ira ed. (Asahi Kousoku Insactu Japón, 1992) p. 185.
28. M. Rodríguez-Reyes, Tesis de Maestría, Cinvestav-Salttillo, México, 2001.
29. S. Glass y D.J. Green, *J. Amer. Ceram. Soc.* **82** (1999) 2745.
30. S.M. Sweeney y M.J. Mayo, *J. Amer. Ceram. Soc.* **82** (1999) 1931.
31. G.H. Geiger y D.R. Poirier, *Transport Phenomena in Metallurgy* (Addison-Wesley, New York, 1973).
32. R. Lenormand, *Statistical Physics and Immiscible Displacements Trough Porous Media* (American Institute of Physics, 1987).
33. S.Y. Oh, J.A. Cornie y K.C. Russel, *Metall. Trans. A* **20** (1989) 527.
34. J.A. Aguilar-Martínez, M.I. Pech-Canul, M. Rodríguez-Reyes y J.L. de la Peña, *Mater. Lett.* **57** (2003) 4332.
35. K.P. Plucknett y P.F. Becher, *J. Amer. Ceram. Soc.* **84** (2001) 55.
36. J.C. Lee, H.K. Seokn y H.I. Lee, *Mater. Res. Bull.* **34** (1999) 35.
37. M. Suery, y G.L'Esperance, *Key Eng. Mater.* **79-80** (1993) 33.
38. D.J. Shin, J.C. Lee, E.P. Yooh y H.I. Lee, *Mater. Res. Bull.* **32** (1997) 1155.
39. M.I. Pech-Canul, R.N. Katz y M.M. Makhlof, *Metall.Mater. Trans. A* **31** (2000) 565.
40. M.I. Pech-Canul, R.N. Katz y M.M. Makhlof, XXII Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Saltillo, México, (2000) 232.
41. A.C. Ferro y B. Derby, *Acta Metall. Materialia* **43** (1995) 3061.
42. S.Y. OH, J.A. Cornie y K.C. Russell, *Metall. Mater.Trans. A* **20** (1989) 533.
43. W.D. Kingery, H.K. Bowen y D.R. Uhlmann, *Introduction to Ceramics*, A Wiley-Interscience publication (New York, 1976).
44. A. Contreras, V.H. López y E. Bedolla, *Mojabilidad e Infiltración del TiC por el Aluminio y sus Aleaciones.*, XXI Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Saltillo, México (1999) 317.
45. M.J. Pascual, L. Pascual y A. Duran, *Bol.Soc. Esp.Ceram. Vidrio* **36** (1997) 390.
46. A. Contreras y E. Bedolla, *Rev. Mex. Fís.* **50** (2004) 495.
47. Z. Wang y P. Wynblatt, *Acta Mater.* **46** (1998) 4853.
48. V.M. Kevorkijan, *Amer. Ceram. Soc. Bull.* **78** (1999) 67.
49. E. Ricci y R. Novakovic, *Gold Bull.* **34** (2001) 41.