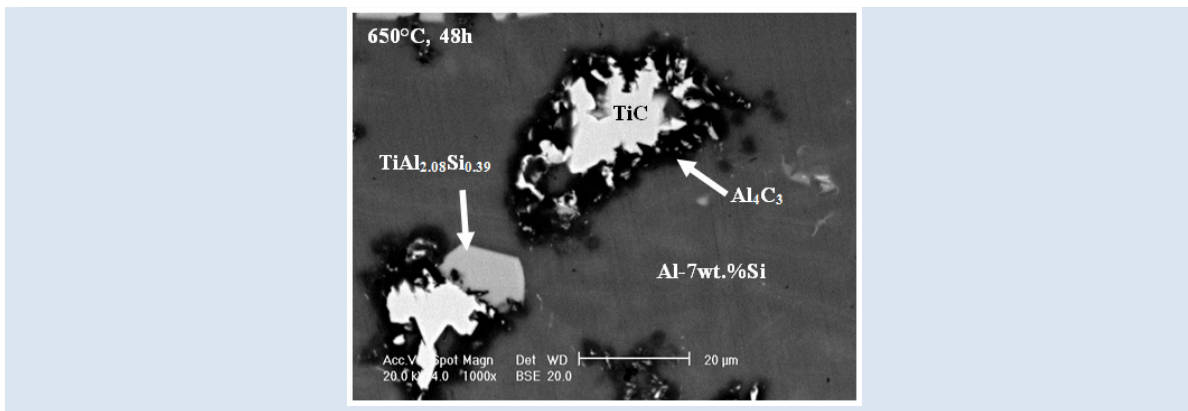


## EFECTO DEL Si EN LA ESTABILIDAD TÉRMICA DEL TiC EN ALUMINIO FUNDIDO

Victor H. López<sup>1\*</sup>, Andrew R. Kennedy<sup>2</sup>, Rafael García<sup>1</sup>, Jorge A. Verduzco<sup>1</sup>

1: Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH, A.P. 888, Morelia, Mich., C.P. 58000, México

2: Advanced Materials Research Group, School of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering, University of Nottingham, Nottingham, NG7 2RD, UK

\* e-mail: [composito@yahoo.com](mailto:composito@yahoo.com)

## RESUMEN

Con el propósito de valorar el efecto del Si en la estabilidad térmica del TiC en aluminio líquido, se incorporaron partículas de TiC en baños de aluminio de alta pureza y en una aleación Al-7%Si. Los materiales compuestos fueron sometidos a tratamientos térmicos en el intervalo de temperaturas entre 500°C y 1000°C por tiempos de 48 y 6 horas para la matriz de aluminio y la aleación, respectivamente. Las muestras fueron caracterizadas por microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos X y análisis de imágenes. Los resultados revelaron que el TiC reacciona lentamente en el estado sólido, pero la reacción se incrementa en el estado líquido con la temperatura a un máximo a 725°C y 800°C para el Al y la aleación, respectivamente. El resultado de la degradación del TiC en los baños de aluminio es la precipitación y crecimiento de intermetálicos Al-Ti y Al-Ti-Si en forma de bloques angulares y pequeños bloques de Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Estos últimos, envuelven las partículas remanentes de TiC cuando la degradación es severa. A temperaturas superiores a 725°C, la reacción entre el TiC y el Al para formar TiAl<sub>3</sub> y Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> disminuyó y entre 800°C y 1000°C, la disolución del TiC en Al produce principalmente Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> en menores cantidades conforme la temperatura se incrementa. En la aleación Al-7%Si, esta tendencia se observó a temperaturas superiores a 800°C. Los análisis por espectroscopía de rayos X de los intermetálicos formados en la aleación y difracción de rayos X de las muestras tratadas térmicamente indicaron una composición promedio TiAl<sub>2.39</sub>Si<sub>0.39</sub> con la estructura cristalina del intermetálico TiAl<sub>3</sub>. La comparación de las fracciones de TiC remanentes en los baños de aluminio revelan que el Si acelera la cinética de la reacción de disolución del TiC y que el mecanismo es diferente a “bajas” y “altas” temperaturas.

**Palabras Claves:** Compuestos, aluminio, TiC, reactividad, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>

## EFFECT OF Si ON THE THERMAL STABILITY OF TiC IN MOLTEN ALUMINIUM

## ABSTRACT

In order to assess the effect of Si on the thermal stability of TiC in molten Al, TiC particles were incorporated into Al melts of high purity and Al-7wt.%Si. The composites were heat treated between 500°C and 1000°C and held at temperature for 48 and 6 h for the pure Al matrix and the Al-7wt.%Si alloy, respectively. The samples were characterised by scanning electron microscopy, X-ray diffraction and image analysis. The findings revealed that TiC slowly reacts in solid state, but the reactivity increases in liquid state with temperature to a maximum at 725°C and 800°C for pure Al and the Al-7wt.%Si alloy, respectively. The degradation of TiC particles in the Al melts resulted in the precipitation and growth of intermetallics into blocky shapes and little blocks of Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. The latter phase was seen to coat the remaining TiC particles in heavily reacted samples. At temperatures larger than 725°C, the reaction between TiC and Al to form TiAl<sub>3</sub> and Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> decreased and between 800°C and 1000°C, dissolution of TiC in Al produces Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> in decreasing levels as the temperature increases. In the Al-7wt.%Si alloy, this tendency was observed at temperatures larger than 800°C. Energy dispersive X-ray analysis of the intermetallics formed in the Al-7wt.%Si alloy and X-ray patterns of the heat treated samples indicated an average composition of TiAl<sub>2.39</sub>Si<sub>0.39</sub> with the crystalline structure of the TiAl<sub>3</sub> phase. Comparison of the remaining TiC fractions in the Al melts reveal that Si enhances the kinetics of the dissolution of TiC and that the mechanism is different at “low” and “high” temperatures.

**Keywords:** metal matrix composites, aluminium, TiC, reactivity, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz metálica (CMM) son materiales ingenieriles muy atractivos ya que combinan la ductilidad de los metales “blandos” con la rigidez y dureza de los refuerzos cerámicos. El refuerzo puede variar en tipo y cantidad, de tal manera que las propiedades físicas y mecánicas se pueden ajustar a necesidades específicas. El aluminio y sus aleaciones son materiales frecuentemente usados como matrices para acomodar refuerzos cerámicos debido a su ligereza, dando como resultado CMM con alta resistencia específica.

Debido a su costo, cerámicos como el SiC y el  $Al_2O_3$  han sido ampliamente usados para reforzar matrices de aluminio [1]. La elección de la pareja matriz-refuerzo debe contemplar aspectos de mojado y reactividad. En términos de mojado, una buena afinidad entre el metal líquido y el refuerzo sólido significa una unión íntima adecuada, en donde es preferible que no exista reacción entre fases o si la hay que sea mínima, de tal modo que la interfase sea sana. La buena combinación de ambos aspectos, mojado y reactividad, garantiza una eficiente transferencia de carga a través de la interfase, de la matriz hacia el refuerzo, lo que conduce a un comportamiento mecánico óptimo. En este escenario, el mojado del Al por el  $Al_2O_3$  es pobre y por otro lado, el SiC reacciona fácilmente con el Al líquido formando el  $Al_4C_3$  en la interfase matriz/refuerzo, el cual es un compuesto frágil e higroscópico. Para este caso, altos contenidos de silicio son utilizados para evitar la reacción [2-5].

Por otro lado, el TiC se ha utilizado cada vez más como refuerzo en el aluminio [6-9]. Esto es debido a sus propiedades físicas y mecánicas, pero también debido al buen mojado con el aluminio y sus aleaciones [10], lo cual resulta en una unión de la interfase fuerte [8] dando lugar a CMM que presentan mayores incrementos en resistencia y rigidez que las adiciones equivalentes de SiC [6].

A pesar de sus bondades, el TiC también se degrada en aluminio líquido y los productos de reacción son  $Al_3Ti$  y  $Al_4C_3$ . En el caso del aluminio puro, la reacción es lenta y se requieren tiempos prolongados de contacto (48 h a  $700^\circ C$ ) para que el grado de disolución sea considerable [11], caso contrario al comportamiento del SiC en donde en tiempos muy cortos (1 h a  $700^\circ C$ ) se observa el mismo nivel de

degradación [4]. Otra diferencia, es que el SiC se degrada más rápido con el incremento de la temperatura, mientras que el TiC parece ser estable a mayores temperaturas. No obstante, la revisión de la literatura indica que existen discrepancias en cuanto a la temperatura arriba de la cual el TiC es estable en el aluminio líquido, con temperaturas variando entre  $693$  y  $1177^\circ C$  [5, 11-15]. Además, se ha reportado que la presencia de silicio en el aluminio acelera notablemente el proceso de degradación del TiC [16-17]. Este trabajo compara la estabilidad térmica de partículas de TiC en aluminio puro y en una aleación Al-7%Si por medio de un acercamiento experimental.

## 2. PARTE EXPERIMENTAL

Se fabricó un CMM mediante la adición de 10% masa de partículas angulares de TiC en aluminio (99,9%) y en una aleación Al-7%Si. La adición de las partículas se realizó con la ayuda de un fundente base K-Al-F. Detalles del proceso se pueden consultar en [18]. Las partículas de TiC estuvieron en contacto con los baños fundidos a temperaturas de  $760$  y  $700^\circ C$  para el aluminio y la aleación Al-7%Si respectivamente por no más de 10 minutos antes de ser vaciados en moldes de acero de 10 mm de diámetro. Las piezas fueron cortadas en secciones de 10 mm de longitud para su uso experimental.

Para evaluar la estabilidad de las partículas de TiC en el Al y la aleación Al-7%Si a altas temperaturas, las muestras fueron colocadas en un horno precalentado. Para la matriz de Al los tratamientos térmicos se realizaron entre  $600$  y  $1000^\circ C$  por 48 h. Para la aleación, se evaluaron temperaturas entre  $500$  y  $1000^\circ C$  por 6 h. Después del tratamiento térmico, las muestras fueron sacadas del horno y enfriadas en aire a temperatura ambiente.

Los CMM y las muestras tratadas térmicamente fueron seccionadas para ser caracterizadas por microscopía y difracción de rayos X (DRX). La preparación metalográfica fue realizada usando alcohol metílico en lugar de agua para evitar la remoción de  $Al_4C_3$  que pudiera estar presente.

La caracterización metalográfica fue realizada en un microscopio electrónico de barrido Jeol 6400 equipado con un analizador por espectroscopía de rayos X por dispersión en la energía (EDX, por sus siglas en inglés), el cual fue utilizado para calcular la composición aproximada de los productos de

reacción en las muestras tratadas térmicamente. Los análisis por DRX fueron realizados en muestras planas pulidas a espejo en un difractómetro Siemens D500 con radiación  $CuK\alpha$  para  $2\theta$  de  $20^\circ$  a  $90^\circ$  con pasos de  $0,01^\circ$  y 3 s en cada paso. Los patrones fueron comparados con estándares para identificar las fases presentes en las muestras.

Las imágenes digitales de las microestructuras de las muestras fueron capturadas en modo de electrones retrodispersados. La metalografía cuantitativa fue realizada utilizando el programa Scion Image Analysis, con el cual se contrastaron las fases presentes de manera individual y se midió el porcentaje de área de cada fase. Esta técnica es conocida como el método de segmentación y fue aplicada en muestras con poca reactividad (donde solo había TiC, Al y  $Al_4C_3$ ). Para las otras muestras, no fue posible separar el nivel de grises entre el TiC y  $TiAl_3$ , por lo que para obtener mediciones confiables se usó un método por deconvolución [19]. Para la matriz Al-7%Si, el contraste entre fases permitió usar el método de segmentación

independientemente del grado de reactividad. Para reportar una cuantificación representativa, se usaron como mínimo 6 imágenes por muestra a 100X con una distancia de trabajo de 15 mm, lo que equivale a un área total de  $4,8\text{ mm}^2$ . Para estandarizar el procedimiento de cuantificación, los parámetros operativos del microscopio se mantuvieron fijos.

### 3. RESULTADOS

#### 3.1 Microestructura de los CMM

Se encontró que las partículas de TiC estaban distribuidas bastante homogéneamente en los CMM fabricados, sin embargo, se encontraron predominantemente en las regiones interdendríticas y rodeadas de Si eutéctico para el caso de la matriz Al-7%Si. La Figura 1 muestra una micrografía de cada material, en donde se aprecia que después de 10 minutos a  $760^\circ\text{C}$  y  $700^\circ\text{C}$ , seguido por un enfriamiento rápido, no hay evidencia de productos de reacción ni en la matriz ni en la interfase. Los patrones de DRX confirmaron esta observación.

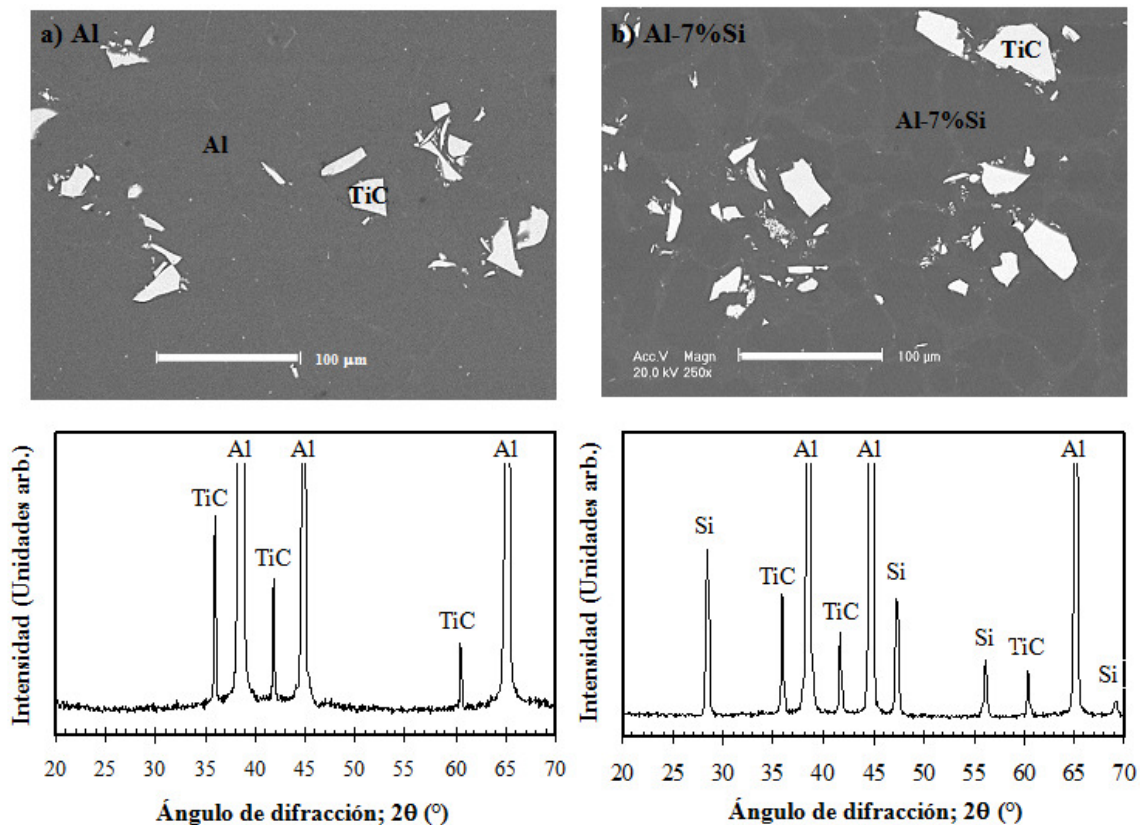


Figura 1. Imágenes de los CMM obtenidos y sus patrones de difracción de rayos X.

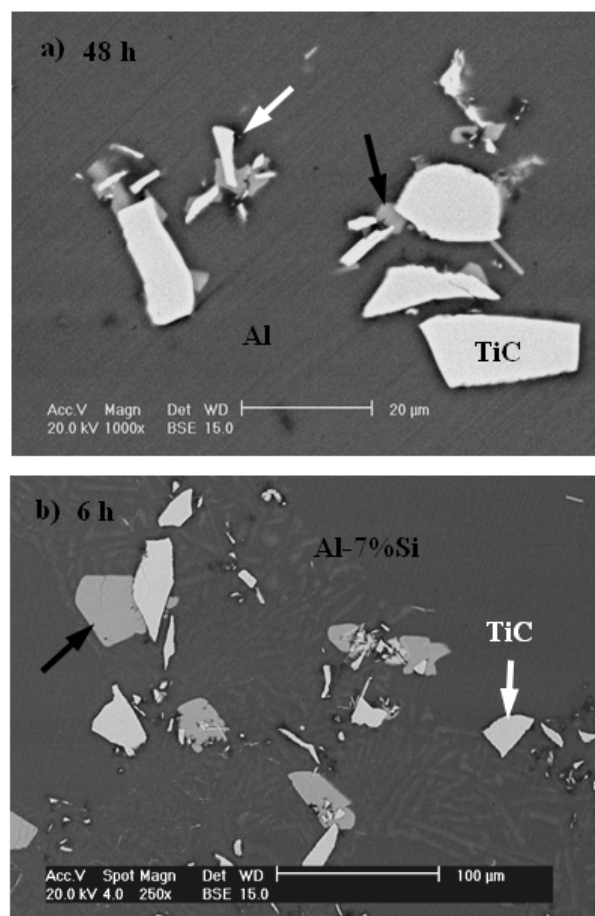
### 3.2 Caracterización microestructural de las muestras tratadas térmicamente

La Figura 2 muestra el resultado del tratamiento térmico de los CMM a temperaturas inferiores al punto de fusión. Para el CMM de matriz de Al fue necesario observar a altos aumentos para apreciar las fases que se forman en la superficie de las partículas, las cuales indican las flechas. Con respecto al CMM de matriz Al-7%Si, la microestructura observada en estado sólido después de 6 h a 500 y 550°C fue esencialmente la del CMM obtenido inicialmente, ya que no se observó la aparición de nuevas fases. Sin embargo, en estado semilíquido (Fig. 2b) las partículas de TiC han comenzado a reaccionar, apareciendo pequeños bloques junto a las partículas de TiC además de una fase oscura que rodea parcialmente las partículas.

Las micrografías a) y b) de la Figura 3 revelan que cuando las muestras fueron tratadas térmicamente en estado líquido, el nivel de degradación del TiC incrementó notablemente, dando lugar a la formación de bloques grandes y angulares acompañados por una fase negra que se precipita en la interfase partícula/matriz. De acuerdo a los análisis por EDX, para el CMM de matriz de Al, los productos de la reacción son  $Al_3Ti$  y  $Al_4C_3$  para la fase clara y negra, respectivamente. Para el CMM de matriz Al-7%Si, la fase clara corresponde a un intermetálico complejo Al-Ti-Si con la composición aproximada  $TiAl_{2.14}Si_{0.38}$  (composición promedio de los análisis realizados en las muestras tratadas térmicamente a las diferentes temperaturas). La morfología de los intermetálicos indica que el límite de solubilidad del Ti en las matrices ha sido excedido. La caracterización microestructural reveló que después de cierta temperatura, el grado de reactividad en ambos sistemas disminuyó, como se aprecia en la Figuras 3 c) y d), en donde la presencia de bloques de intermetálico es nula y únicamente se observaron éstos, pero con una forma acicular. Aunque en menor cantidad, la fase negra está presente a 900 °C y se observó que disminuye a mayores temperaturas.

El progreso de la reacción también fue seguido por medio de DRX. Los resultados se muestran en la Figura 4. Los patrones para las muestras tratadas a 600 y 650°C fueron muy parecidos al patrón del compuesto obtenido con la matriz de Al, al igual que la muestra tratada a 500°C para la aleación, indicando que los niveles de reacción observado en

el microscopio están por debajo del límite de resolución del instrumento, aproximadamente 1-2% peso. Entre 675 y 750°C, la presencia de las fases  $Al_3Ti$  y  $Al_4C_3$  fue confirmada con certeza para el CMM de matriz de aluminio puro, mientras que para el CMM de matriz Al-7%Si aparecieron picos a 600°C que no pudieron ser identificados con los archivos JCPDS. Las observaciones realizadas en el microscopio sugieren que estas reflexiones muy probablemente correspondan al intermetálico formado a esta temperatura, pues no se observó alguna otra fase además de las ya identificadas. Para esta temperatura, a pesar de que se observó la presencia de  $Al_4C_3$ , sus reflexiones no están presentes en el difractograma. A partir de los patrones de DRX no se puede realizar un análisis cuantitativo, ya que se observaron orientaciones preferenciales en varias muestras para diferentes reflexiones.

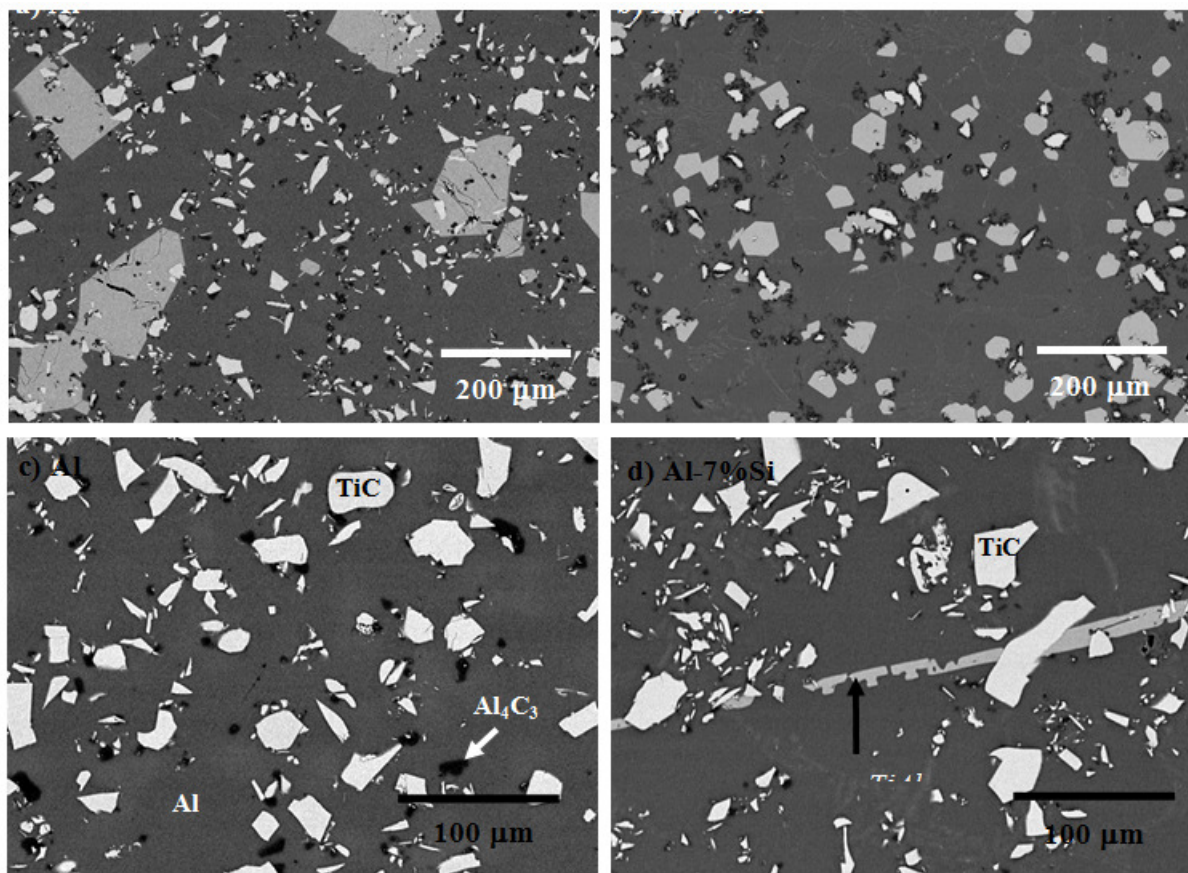


**Figura 2.** Detalle de las microestructuras de muestras tratadas térmicamente a 650°C; a) en estado sólido para el Al y b) en estado semilíquido para la aleación Al-7%Si.

En la muestra del CMM con la matriz de aleación Al-7%Si tratada a 700°C, se detectó la presencia de  $Al_4C_3$  acompañado de una disminución notable en la intensidad de los picos de TiC, además de un incremento correspondiente en la reflexión principal de la fase no identificada. A 800°C, la intensidad de los picos de TiC disminuyó a tal grado que las reflexiones (222) y (200) desaparecieron. En las muestras tratadas a 900 y 1000°C, la fase no identificada aún se detectó por DRX mas no así el  $Al_4C_3$ . Las tres principales reflexiones del TiC están presentes en estas muestras.

Con el propósito de confirmar las mediciones por EDX e identificar las reflexiones no etiquetadas en los difractogramas, se mezclaron polvos elementales

de Ti, Al y Si con la composición promedio del intermetálico. La mezcla fue compactada y calentada a 700°C por 3 h en Ar. La mezcla fue posteriormente pulverizada y analizada en el difractómetro. El patrón obtenido se compara en la Figura 5 con una muestra de compuesto altamente degradada. Los picos del intermetálico Ti-Al-Si difractan en las mismas posiciones que los picos no identificados del CMM. La comparación del intermetálico ternario con el estándar del intermetálico  $Al_3Ti$  reveló que el primero tiene la misma estructura cristalina que el segundo pero con los picos desplazados ligeramente a mayores ángulos de reflexión.



**Figura 3.** Microestructura de los CMM tratados térmicamente a 700°C (a y b) y 900°C (c y d).

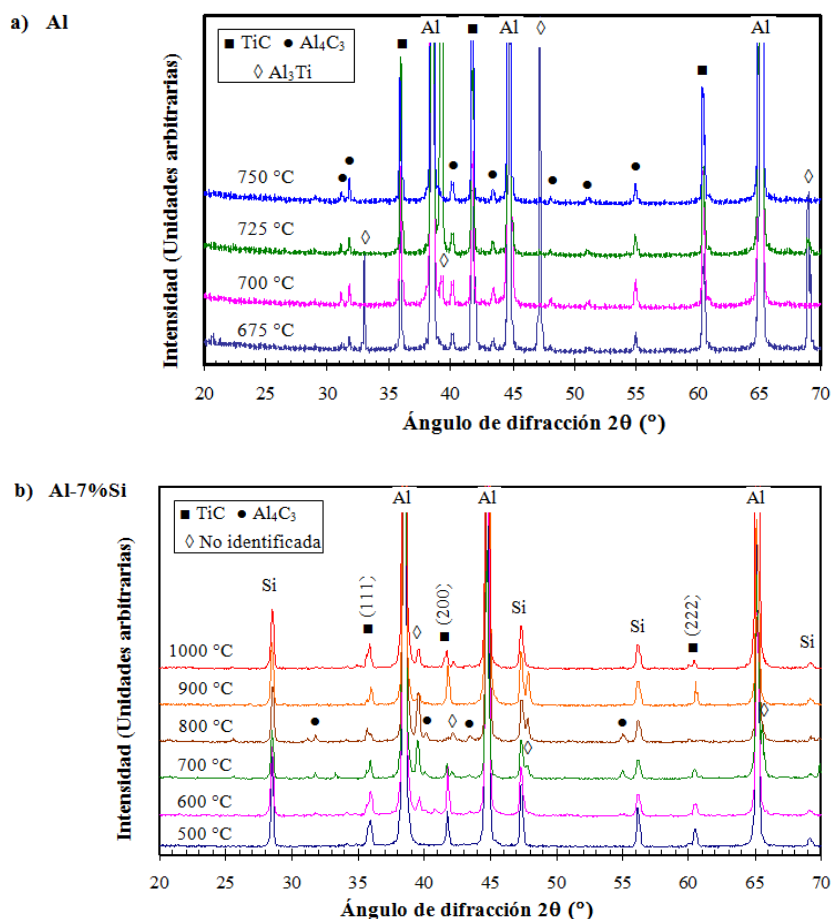


Figura 4. Patrones de DRX para los CMM tratados térmicamente, a) entre 675 y 950°C por 48 h y b) entre 500 y 1000°C por 6 h.

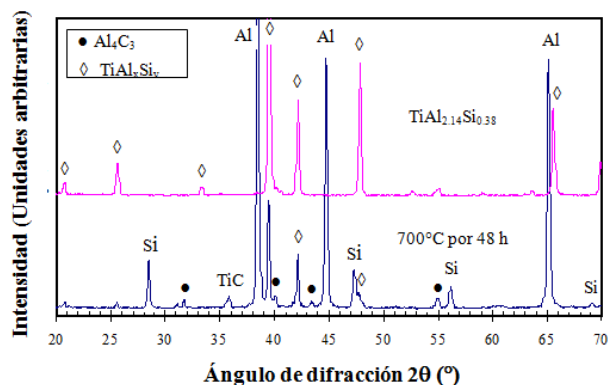
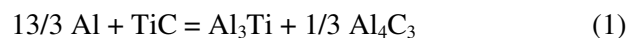


Figura 5. Comparación de los patrones de DRX de un CMM tratado térmicamente a 700°C por 48 h con una mezcla Ti-Al-Si con la relación estequiométrica  $TiAl_{2.14}Si_{0.38}$  calentado a 700°C por 3 h.

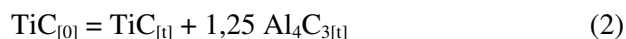
### 3.3 Cuantificación de fases

La cuantificación de fases mostró algunas inconsistencias en las fracciones de área medidas,

esto debido principalmente a efectos de sedimentación de las partículas de TiC cuando las matrices están en estado líquido durante los diferentes tiempos de los tratamientos térmicos. Por lo tanto, se realizó un tratamiento de normalización para eliminar estas discrepancias. El procedimiento asume que la reacción que ocurre para el TiC estequiométrico es;

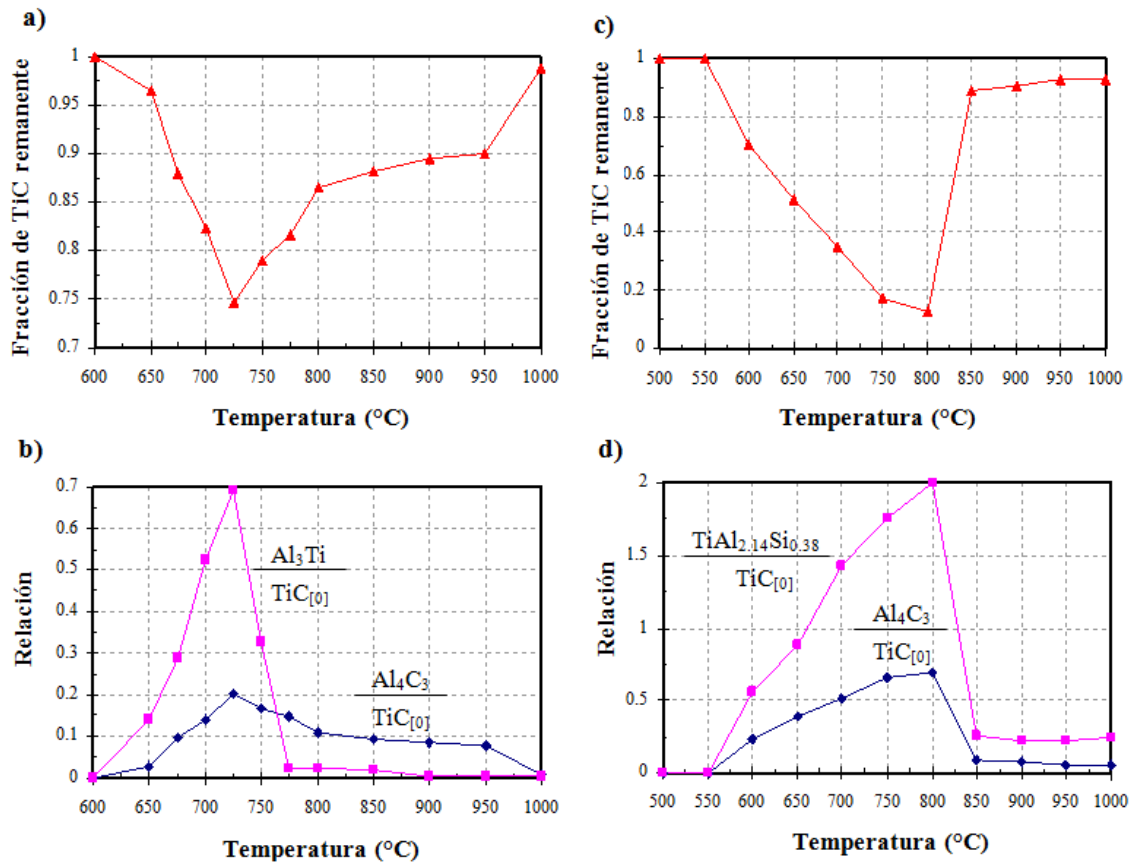


De tal manera que todo el carbono forma  $Al_4C_3$ , lo cual es razonable pues la solubilidad del C en el Al es muy baja, por ejemplo  $1,3 \times 10^{-3}$  ppm a 660°C y 8,8 ppm a 982°C [20-22]. Conociendo las masas de TiC y  $Al_4C_3$  a cualquier tiempo, t, la cantidad inicial de TiC antes de la reacción,  $TiC_{[0]}$ , puede ser calculada a partir de;



Así, la cantidad de TiC presente puede ser expresada como una relación de la cantidad presente a cualquier tiempo,  $t$ , comparada con la cantidad original,  $TiC_{[t]} / TiC_{[0]}$ . Los datos normalizados se presentan en las gráficas de la Figura 6. Está claro que a partir de 650°C y 600°C hacia arriba, hay una reducción consistente en la fracción de partículas de TiC remanentes hasta que se observan mínimos alcanzados a 725°C y 800°C para los CMM de matriz de Al y de Al-7%Si respectivamente. Es evidente que en este intervalo de temperaturas, el avance de la reacción es por mucho mayor para la aleación. Más allá de este punto, y hasta 800°C, la fracción de TiC degradada en Al disminuye

agudamente para permanecer aproximadamente constante en 90% a 950°C. A 1000°C la fracción de TiC remanente es cercana a la unidad. Para el CMM de matriz Al-7%Si, arriba de 800°C y hasta 1000°C, la fracción de TiC remanente es alta, aproximadamente 91%, pero no parece acercarse a la unidad. Por otro lado, la concentración de productos de reacción es, en términos generales, inversamente proporcional a la fracción de TiC remanente. Sin embargo, esta tendencia no es seguida por el  $Al_3Ti$  de 750 a 950°C en Al puro, en cambio, el intermetálico binario está presente por debajo del nivel esperado a 750°C y casi desaparece a 775°C y a mayores temperaturas.



**Figura 6.** Cuantificación de la reacción; a) y c) fracción de TiC remanente y b) y d) relación de los productos de reacción con la concentración inicial de TiC. Izquierda (a y b); matriz de Al y derecha (c y d) matriz Al-7%Si.

#### 4. DISCUSIÓN

El tratamiento térmico de los CMM en estado sólido dio lugar a leves signos de reacción. Se sabe, que la degradación del TiC ocurre muy lentamente en este estado [23-25] y se requieren tiempos muy prolongados de hasta 496 h a 640°C para producir cantidades importantes de productos de reacción en

Al puro [24]. En el estado líquido, se midieron niveles de reacción notables, incrementando con la temperatura hasta 725°C, en donde se presentó la más alta degradación de partículas de TiC. En el sistema con Al puro [5, 26] se observó un máximo en la reactividad a 750°C, lo cual es cercano a lo encontrado en el presente estudio, donde el TiC se

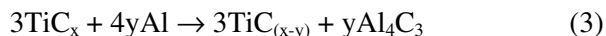
descompone para formar  $\text{Al}_3\text{Ti}$  y  $\text{Al}_4\text{C}_3$ .

De acuerdo a la termodinámica, existe un punto invariante de cuatro fases entre el Al,  $\text{Al}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  y el TiC a  $693^\circ\text{C}$  [27]  $754$  y  $797^\circ\text{C}$  [12] y  $812^\circ\text{C}$  [5] de acuerdo a diferentes autores. Frage *et al.* [27] propusieron que exponiendo TiC estequiométrico a  $727^\circ\text{C}$  resulta en difusión de C de la estructura  $\text{TiC}_x$  hasta que  $x=0,885$ . En el presente estudio,  $\text{Al}_4\text{C}_3$  y bloques grandes de  $\text{Al}_3\text{Ti}$  estuvieron presentes hasta  $750^\circ\text{C}$  y aunque en menor cantidad, estas fases se detectaron también a  $800^\circ\text{C}$ , lo cual indica que los hallazgos del presente trabajo coinciden más con las referencias [12] y [26] para la transformación invariante.

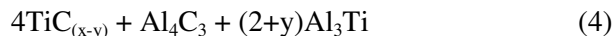
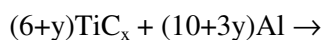
Los resultados mostraron que el TiC es parcialmente estable arriba de  $775^\circ\text{C}$  siendo el  $\text{Al}_4\text{C}_3$  el principal producto de la reacción, estando presente en bajos y decrecientes niveles conforme la temperatura del tratamiento térmico se incrementó, indicando que la reacción está ocurriendo muy lentamente. La ausencia de bloques grandes o pequeños en las microestructuras sugiere que los límites de solubilidad no han sido excedidos a las temperaturas del tratamiento y que los intermetálicos aciculares se formaron durante el enfriamiento.

La evidencia microestructural sugiere que la estequiometría del carburo reactivo cambia durante el tratamiento térmico a temperaturas por encima de  $775^\circ\text{C}$  y que se forman carburos con diferentes estequiometrías. Es sensato asumir que ya que es el  $\text{Al}_4\text{C}_3$  el producto y no junto con el intermetálico, es la fracción de carbono,  $x$ , la que se reduce durante el tratamiento térmico. A  $800^\circ\text{C}$  y por encima, parecería que la difusión del carbono ocurre para formar  $\text{Al}_4\text{C}_3$  y  $\text{TiC}_x$  donde  $x < 1$ . Puede ser que este proceso alcance rápidamente el equilibrio o que el proceso sea mucho más lento que la reacción por debajo de esta temperatura. Frage *et al.* [27] y Viala *et al.* [26] propusieron este tipo de comportamiento en el sistema Al-TiC.

Así, se puede concluir que cuando las partículas de TiC están en contacto con Al líquido arriba de  $775^\circ\text{C}$  y hasta  $1000^\circ\text{C}$ , el mecanismo de la reacción se puede describir ya sea por;



o por,



donde  $x$  es aproximadamente 1. En este estudio, la reacción (4) es el mecanismo más probable que esté ocurriendo. A  $T > 775^\circ\text{C}$  una cantidad de Ti es disuelta del TiC hasta que una composición de equilibrio se establezca en el líquido. Durante el enfriamiento y la solidificación, la solubilidad del Ti en el Al se reduce lo que da lugar a la precipitación de  $\text{Al}_3\text{Ti}$  con una morfología acicular. Mientras tanto, el C se disuelve y llega un punto en que difunde de la estructura del TiC hasta que se alcanza un  $\text{TiC}_{(x-y)}$  en equilibrio para una temperatura dada. El valor de  $(x-y)$  se aproxima a la unidad conforme la temperatura se incrementa.

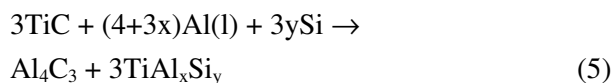
Con respecto al CMM con la matriz de aleación Al-7%Si, se observó un comportamiento similar al sistema con Al puro, en donde la reactividad exhibió un máximo a  $800^\circ\text{C}$ . La disolución de TiC en una aleación Al-7%Si fue previamente reportada [16-17], dando lugar a la formación de  $\text{Al}_4\text{C}_3$  y un intermetálico complejo Ti-Al-Si. En este trabajo, la composición aproximada para este compuesto fue  $\text{TiAl}_{2,14}\text{Si}_{0,38}$ . Las similitudes encontradas en ambos sistemas son evidentes pero está claro que la presencia de Si acrecienta la actividad química de tal forma que la cinética de disolución del TiC se incrementa sobremanera. Por ejemplo, a  $700^\circ\text{C}$  se encontró que después de 48 h, 17,7% del TiC había reaccionado en Al puro, mientras que en Al-7%Si después de tan solo 6 h, 61% de las partículas de TiC habían reaccionado.

Arriba del punto eutéctico ( $577^\circ\text{C}$ ) y por debajo de  $850^\circ\text{C}$ , la disolución de TiC en Al-7%Si es rápida y procede por la difusión de Ti y C en el líquido y cuando los límites de solubilidad son excedidos, ocurre la precipitación de los productos de reacción. El C tiene muy baja solubilidad en Al fundido y la adición de Si reduce la solubilidad del Ti [28] y C [22] en el Al líquido. Esto conduce a una rápida saturación local y la precipitación de intermetálicos Ti-Al-Si y  $\text{Al}_4\text{C}_3$  en la interfase partícula-matriz. El comportamiento es similar en el Al puro excepto que la solubilidad del Ti es mayor y los intermetálicos crecen más grandes, mientras que en la matriz Al-7%Si, la nucleación en lugar del crecimiento parece ser favorecida.

Después de permanecer a  $850^\circ\text{C}$  y a más alta temperatura, los niveles de TiC remanente son altos, pero al igual que en el Al puro, el  $\text{Al}_4\text{C}_3$  también fue

detectado. Sin embargo, en este caso la fracción de TiC es casi constante hasta 1000°C.

En la aleación Al-7%Si, las partículas de TiC no son estables a una temperatura igual y por debajo de 800°C y reaccionan de acuerdo a;



A temperaturas mayores a 800°C, un mecanismo análogo como el propuesto para el Al puro es posible que ocurra con la aleación Al-7%Si.

Se debe de tener cuidado con la interpretación del comportamiento de la reacción en la Figura 6 para la disolución del TiC en Al y Al-7%Si a temperaturas por arriba de 775°C y 800°C, respectivamente. El proceso de normalización considera que las reacciones (1) y (2) ocurren en el intervalo de temperaturas estudiado. Sin embargo, el análisis de los resultados indica que el TiC es parcialmente estable arriba de estas temperaturas de acuerdo a la reacción (4). Esto sugiere que la fracción de TiC puede ser alta y aproximadamente constante.

## 5. CONCLUSIONES

Se encontró que el TiC reacciona lentamente en estado sólido y que la reacción se incrementa con la temperatura a un máximo a 725°C con Al puro. A temperaturas mayores, la reactividad disminuye. El comportamiento es similar cuando las partículas se encuentran en una aleación Al-7%Si. En este caso, el TiC reacciona rápidamente arriba de 600°C y la cinética de la reacción se incrementa a un máximo a 800°C.

Entre las temperaturas de 800 y 1000°C, la disolución del TiC en Al puro produce únicamente Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> a niveles que disminuyen conforme la temperatura se incrementa. En la aleación Al-7%Si, a 850°C y a temperaturas mayores, la velocidad de reacción de las partículas de TiC se reduce dramáticamente y no se forman bloques de intermetálicos a pesar de que pequeñas cantidades de Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> están presentes en la microestructura.

El mecanismo de disolución a temperaturas mayores de 775°C es diferente del observado a bajas temperaturas y resulta principalmente en la formación de Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Este hecho concuerda con las teorías que proponen que el TiC con alta estequiometría no está en equilibrio en baños de Al

y, por lo tanto, el C difunde de la estructura hasta alcanzar una composición hipostequiométrica lo cual resulta en la precipitación de Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> y de la fase acicular Al<sub>3</sub>Ti. La precipitación del intermetálico ocurre durante el enfriamiento y la solidificación. La evidencia experimental sugiere que un mecanismo similar ocurre cuando el TiC está en una aleación Al-7%Si.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo recibido por parte de CONACyT y la CIC de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

*V. H. López dedica con devoción y amor este manuscrito a la memoria de su madre Rosa López Morelos (q.e.p.d. 1934-2011).*

## 7. REFERENCIAS

- [1]. Miracle DB. Compos. Sci. Technol. 2005; 65 (15-16): 2526-2540.
- [2]. Viala JC, Bosselet F, Laurent V, Lepetitcorps Y. J. Mater. Sci. 1993; 28 (19): 5301-5312.
- [3]. Lloyd DJ. Compos. Sci. Technol. 1989; 35 (2): 159-179.
- [4]. Lloyd DJ, Lagace H, McLeod A, Morris PL. Mater. Sci. Eng. A 1989; 107: 73-80.
- [5]. Viala JC, Peronnet, M., Bosselet, F., Bouix, J. "Chemical compatibility between aluminum base matrices and light refractory carbide reinforcements". En: Proc. ICCM12. Cambridge, UK, 1999, 739-747.
- [6]. Kennedy AR, Karantzalis AE, Wyatt SM. J. Mater. Sci. 1999; 34 (5): 933-940.
- [7]. Albiter A, Leon CA, Drew RAL, Bedolla E. Mater. Sci. Eng. A 2000; 289 (1-2): 109-115.
- [8]. Kennedy AR, Wyatt SM. Compos. Part A 2001; 32 (3-4): 555-559.
- [9]. Contreras A, Salazar M, Leon CA, Drew RAL, Bedolla E. Mater. Manuf. Proc. 2000; 15 (2): 163-182.
- [10]. Leon CA, Lopez VH, Bedolla E, Drew RAL. J. Mater. Sci. 2002; 37 (16): 3509-3514.
- [11]. Kennedy AR, Weston DP, Jones MI. Mater. Sci. Eng. A 2001; 316 (1-2): 32-38.
- [12]. Svendsen L, Jarfors A. Mater. Sci. Technol. 1993; 9 (11): 948-957.
- [13]. Kennedy AR, Weston DP, Jones MI, Enel C. Scr. Mater. 2000; 42 (12): 1187-1192.
- [14]. Nukami T, Flemings MC. Metall. Mater. Trans. A 1995; 26 (7): 1877-1884.
- [15]. Banerji A, Reif W. Metall. Trans. A 1986; 17A:

- 2127-2137.
- [16]. Mohanty PS, Gruzleski JE. *Scr. Metall. Mater.* 1994; 31 (2): 179-184.
- [17]. Mohanty PS, Gruzleski JE. *Acta Metall. Mater.* 1995; 43 (5): 2001-2012.
- [18]. Kennedy AR, McCartney DG, Wood JV "Homogeneous metal matrix composites produced by a modified stir-casting technique". En: *Synthesis and processing of lightweight metallic materials*. Las Vegas, Nevada, USA, 1995, 261-274.
- [19]. Moldovan G, Brown, PD, Harrison I. *J. Mater. Sci. Technol.* 2004; 20 16-20.
- [20]. Oden LL, McCune RA. *Metall. Mater. Trans. A* 1987; 18 2005-2014.
- [21]. Simensen CJ. *Metall. Mater. Trans. A* 1989; 20: 191.
- [22]. Jacquier C, Chaussende D, Ferro G, Viala JC, Cauwet F, Monteil Y. *J. Mater. Sci.* 2002; 37 (15): 3299-3306.
- [23]. Pandey AB, Mishra RS, Mahajan YR. *Mater. Sci. Eng. A* 1996; 206 (2): 270-278.
- [24]. Mitra R, Fine ME, Weertman JR. *J. Mater. Res.* 1993; 8 (9): 2370-2379.
- [25]. Satyaprasad K, Mahajan YR, Bhanuprasad VV. *Scr. Metall. Mater.* 1992; 26 (5): 711-716.
- [26]. Viala JC, Vincent C, Vincent H, Bouix J. *Mater. Res. Bull.* 1990; 25 (4): 457-464.
- [27]. Frage N, Frumin N, Levin L, Polak M, Dariel MP. *Metall. Mater. Trans. A* 1998; 29 (4): 1341-1345.
- [28]. Youdelis WV. *Met. Sci.* 1978; 12: 363-367.

**Victor Hugo López Morelos, Ing. Mec., M.C., Ph D.**

El Dr. Victor Hugo López Morelos se graduó de Ingeniero Mecánico de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (México) en 1995 y de Maestro en Ciencias (2000) en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la misma Universidad. Durante sus estudios de Maestría realizó una estancia en el Department of Mining and Metallurgical Engineering de la Universidad de McGill en Montreal Canada. Posteriormente, obtuvo el grado de Doctor en Filosofía (2004) en la Universidad de Nottingham en el Reino Unido, donde fue galardonado dos años consecutivos con un reconocimiento a la mejor presentación. Forma parte de la planta de Profesores-Investigadores del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH desde el 2005. Ha dirigido 7 tesis de Licenciatura y 3 de Maestría. Tiene una trayectoria de más de 10 años trabajando y publicando sus investigaciones en el procesamiento de materiales compuestos de matriz metálica y más de 5 años en el área de soldadura. Sus trabajos de investigación han sido citados en múltiples ocasiones y recientemente publicó dos capítulos en libros. Es Miembro del Sistema Nacional de Investigadores Nivel 1 (CONACyT-México) desde el 2007 y revisor de varios Journals de circulación internacional.