

Aluminio pulvimetalúrgico: desarrollo y mejora de sus aleaciones y materiales compuestos^(*)

E. M. Ruiz-Navas*, M. L. Delgado* y J. M. Torralba*

Resumen

El auge en la demanda de componentes pulvimetalúrgicos destinados principalmente al sector automovilístico y aeroespacial ha permitido un fuerte desarrollo tanto de aleaciones como de MMCs base aluminio (AMCs). El principal problema a la hora de consolidar estos materiales vía pulvimetalúrgica es la capa de óxido que recubre a las partículas de aluminio. En este trabajo se presentan varias alternativas como solución a este problema, aplicadas a la consolidación de aleaciones de aluminio pertenecientes a la serie 2xxx, entre ellas, la adición de trazas de estaño y la adición de una aleación Al-Si. En cuanto a los materiales compuestos de matriz de aluminio, se caracterizan por presentar propiedades únicas como combinación de las propiedades individuales que caracterizan tanto a la matriz como al refuerzo. En la última parte de este trabajo se estudia la consolidación de un material compuesto así como la influencia de las distintas cantidades de refuerzo.

Palabras clave

Pulvimetalurgia. Aleaciones de aluminio. Adición de trazas. Refuerzo cerámico

Aluminium pm: alloys and composites development and enhancement

Abstract

Powder metallurgy components demand is increasing in the last few years mainly due to the necessity of products assigned to automotive and aerospace industries, which has allow an important development of aluminium alloys and composites (AMCs). Consolidation of aluminium alloys by sintering present a main problem: the oxide layer that cover aluminium particles. Several alternatives are studied in this work as solution to the oxide layer problem during the sintering of series 2xxx aluminium alloys. One of these solutions is related to the addition of tin traces, and the other is the addition of a second alloy. Moreover, aluminium metal matrix composites are characterized by excellent properties as combination of properties which comes from the matrix and from the reinforcement. The last part of this study is focused to the analysis of one aluminium matrix composite as the influence of several quantities of reinforcement.

Keywords

Powder metallurgy. Aluminium alloys. Traces additions. Ceramic reinforcement

1. INTRODUCCIÓN

Han pasado ya más de 100 años desde que C.H. Hall descubriera un método comercial, relativamente barato, para la extracción de aluminio. Mediante este método, la extracción del metal más abundante de la tierra llegó a su extensión gradual y a un aumento en sus usos y aplicaciones, principalmente debido a sus características, de baja densidad y buena resistencia^[1 y 2].

Una de sus primeras aplicaciones comerciales (en utensilios de cocina) dio a conocer otra de sus características: su elevada conductividad térmica. Esta se

consideró como su primera aplicación a elevada temperatura. A partir de ese momento, las aplicaciones de las aleaciones de aluminio han sido diversas. Sin embargo, la más importante de todas ha sido su enorme contribución a la industria aeroespacial. Los hermanos Wright descubrieron pronto el elevado valor del aluminio al incorporarlo en las estructuras de sus diseños. Se emplearon aleaciones de aluminio para reducir el peso de un motor de cuatro cilindros (9 kW) de combustión interna de gasolina^[3 y 4].

Las aleaciones de aluminio también se desarrollaron para desempeñar funciones estructurales a

(*) Trabajo recibido el día 18 de septiembre de 2006 y aceptado en su forma final el día 20 de julio de 2007.

* Departamento de Ciencia e Ingeniería De Materiales e Ingeniería Química. Universidad Carlos III de Madrid. Avenida de la Universidad nº 30, 28911 Leganés, Madrid.

temperatura ambiente y para aplicaciones en motores, donde era importante el que se alcanzara elevada temperatura. En el Reino Unido, fabricantes de motores, como Rolls-Royce, desarrollaron la aplicación de aleaciones de aluminio para elevada temperatura basadas en el endurecimiento por precipitación del sistema Al-Cu [5].

En cuanto a la obtención de estas aleaciones de aluminio para elevada temperatura, en la actualidad, una de las técnicas más empleadas para consolidar aleaciones de aluminio es la pulvimetalúrgica (PM). Mediante PM se pueden obtener aleaciones de elevada resistencia. De hecho, se han alcanzado valores de resistencia a flexión superiores a 800 MPa, valor cercano al límite teórico del aluminio. Mediante compactación y sinterización se pueden obtener piezas con formas precisas mediante métodos de conformado baratos [6 y 7].

En el proceso de consolidación PM, la etapa principal es la sinterización. La consolidación de aleaciones de aluminio mediante sinterización presenta un problema importante: el aluminio está siempre cubierto de una capa de óxido. El grosor de la capa de óxido depende de la temperatura y de la atmósfera en la que esté almacenado y, especialmente, de la humedad. Normalmente, suele tener un espesor de 10–20 Å. El óxido, normalmente, es amorfo y se encuentra hidratado por una capa de agua adsorbida. La capa de óxido evita la sinterización en estado sólido de metales de bajo punto de fusión, incluido el aluminio. Esto se explica en términos de velocidades de difusión a través del óxido y del metal.

El uso de fases líquidas es una alternativa a la sinterización en estado sólido. El requerimiento esencial para una sinterización con fase líquida efectiva es un líquido con buenas características de mojado. Cualquier factor que disminuya la tensión superficial líquido-gas o la tensión superficial sólido-líquido reducirá el ángulo de contacto, y por tanto, mejorará las características del líquido y del proceso de sinterización.

Por otro lado, se sabe que el magnesio es muy reactivo y la energía libre de formación de su óxido es más negativa que la que presenta el óxido de aluminio. El magnesio, por tanto, tiene el potencial para ac-

tuar como agente reductor en estado sólido en este sistema. Una posible reacción sería:



Esta, es una reacción de reducción parcial. Esta reacción se observó en estudios del comportamiento a oxidación de aleaciones Al-Mg y en las interfaces de unión de los materiales compuestos de matriz metálica [8]. La reacción se ve favorecida durante la sinterización ya que la difusión del magnesio a través de la matriz de aluminio puede venir acompañada de un cambio de volumen, creando así tensiones en la capa, que pueden llevar a que se rompa. Este hecho propiciaría la difusión, el mojado y por tanto favorecería el avance de la sinterización [6].

Como distinta solución al problema de la capa de óxido, se puede considerar la adición de otros elementos durante la sinterización con fase líquida. Estos elementos deben presentar bajo punto de fusión y, lo más importante, baja energía superficial [9].

Estas condiciones están relacionadas con la teoría de Gibbs, en la que se postula cómo en una mezcla de dos líquidos inmiscibles, el que presente menor tensión superficial se segregará a la superficie [10]. En este sentido y relacionado con el ángulo de contacto, si el segundo líquido presenta menor tensión superficial, se segregará a la superficie del líquido y disminuirá el ángulo de contacto, permitiendo una mejor expansión del líquido. En la figura 1 se muestra lo que ocurriría tras la adición del segundo líquido.

Elementos como estaño, plomo, indio, bismuto y antimonio destacan por presentar bajos puntos de fusión y bajos valores de energías superficiales. En la tabla I se muestran los valores de las tensiones superficiales comparados con los del aluminio [11].

Como otra vía para favorecer el proceso de sinterización, en este trabajo se propone la aleación mecánica como método de obtención de polvos metálicos. La razón es que la aleación mecánica confiere al polvo de un alto estado de activación y una mayor superficie específica. Las partículas de polvo tras el proceso de molienda están muy deformadas [12-19] y, por tanto, poseen una mayor energía libre. Como la

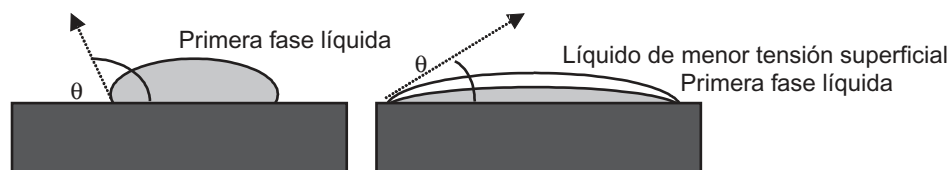


Figura 1. Influencia de la adición de un líquido de menor tensión superficial en el ángulo de contacto.

Figure 1. Low surface energy liquid element influence on the contact angle modification.

Tabla I. Tensiones superficiales para distintos elementos^[11]*Table I. Surface tension for different elements^[11]*

Elemento	Al	Sn	Pb	In	Bi	Sb
Tensión superficial(mN/m)	914	544	468	556	378	367

fuerza impulsora de la sinterización es la disminución de esta energía, el avance de la sinterización se verá muy favorecido.

La necesidad de obtener metales ligeros con alta resistencia específica ha llevado al desarrollo de un amplio rango de MMCs como alternativa a las aleaciones convencionales. Asimismo, el estudio de los MMCs reforzados con cerámicos ha experimentado un aumento significativo^[20-26]. Pese a que estos materiales compuestos presentan propiedades superiores a las aleaciones que se vienen empleando tradicionalmente, el uso de estos MMCs en ciertas aplicaciones ingenieriles es aún dudoso. Con todo, las excelentes propiedades de estos MMCs los hace los materiales ideales para el futuro debido a la variedad de aplicaciones estructurales, electrónicas, aeroespaciales, en automoción y en defensa^[27-38].

La mayor parte de las investigaciones sobre los MMCs se han llevado a cabo para los materiales compuestos base aluminio (AMCs), con el objetivo de mejorar sus propiedades mecánicas mediante la incorporación de cerámicos tales como óxidos, carburos o nitruros en la matriz metálica^[34-38].

2. EXPERIMENTAL

La investigación está, principalmente, dividida en dos áreas de estudio. La primera está dirigida a analizar la influencia del estado de aleación del polvo de partida, lo cual implica un estudio del comportamiento del polvo cuando este es prealeado o se encuentra premezclado. Las aleaciones de aluminio base que se presentan en este trabajo son la aleación Alumix 123

y la aleación 2014. Ambas presentan la misma composición con una diferencia importante, la aleación 2014 es prealeada y la aleación Alumix 123 es una premezcla. Asimismo se ha estudiado un polvo que haya sido previamente sometido a molienda de alta energía ya que, tras el proceso de molienda y partiendo de polvo premezclado, se obtiene polvo donde cada partícula final presenta la misma composición que la mezcla de partida. Con el objeto de estudiar la influencia de dicho estado de aleación se fabricó polvo prealeado a partir de la aleación Alumix 123 mediante molienda de alta energía. El proceso de aleación mecánica de la aleación Alumix 123 se llevó a cabo en un molino horizontal de alta energía o *attritor* distribuido por la compañía Zoz (Alemania) modelo CM01. Las condiciones de molienda seleccionadas fueron una velocidad máxima de 700 r.p.m y un ratio bolas:carga de 20:1, en peso. Se seleccionó argón como atmósfera de trabajo para evitar la oxidación del polvo durante la molienda y se adicionó la cera Microwax C como agente controlador del proceso (ACP) en 1.5 % en peso.

El segundo bloque de la investigación está encaminado hacia el estudio de la influencia de la adición de elementos como el estaño, en cantidades trazas, a aleaciones pertenecientes a la serie 2xxx como la 2014 y Alumix 123 ya que uno de los principales objetivos es alcanzar densificaciones mejoradas así como mejores propiedades mecánicas de las aleaciones una vez consolidadas^[7, 10, 31, 32 y 39].

Las distintas aleaciones y materiales compuestos a estudiar se prepararon mezclando la aleación Alumix 123 o la aleación 2014 con polvo de estaño o Al₁₂Si o TiCN durante 30 min en la mezcladora Turbula. En la tabla II se muestran las composiciones de las diferentes aleaciones y materiales compuestos. En la tabla III

Tabla II. Composiciones de las aleaciones y materiales compuestos estudiados*Table II. Alloys and metal matrix composites studied*

Aleación\Adición	Sn	Al ₁₂ Si	TiCN
123	0,15wt %	0,45wt %	5, 10 o 15wt %
2014	0,15wt %	0,60wt %	5, 10 o 15wt %

Tabla III. Composición del polvo de partida

Table III. Characteristics of the raw materials

Polvo	Fabricante	Tipo	Composición		Distribución tamaños	
			Elemento	% (masa)	Tamaño de la fracción (µm) %	(masa)
ECKA Alumix 123	Ecka Granulate GmbH	AS 91/S	Cu	4,2-4,8	>200	3 Max.
			Mg	0,4-0,6	>160	8 Max.
			Si	0,5-0,7	>100	15-35
			Lubr.	1,4-1,7	>63	40-55
			Al	Bal.	>45 <45	5-20 15 Max.
AA2014	The Aluminum Powder Company Limited		Si	0,7	<75	100
			Cu	4,4		
			Mg	0,5		
			Al	Bal.		
TiCN	H.C. Starck	C	C _{TOTAL}	9,3-10,3	1,0-1,3	100
			C _{LIBRE}	0,05 Máx.		
			N	10,3-11,3		
			O	1,5 Máx.		
Sn	Goodfellow			99,75	<45	100
Al12Si	The Aluminum Powder Company Limited		Al	88	<100	100
			Si	12		

se muestran las características y composiciones de los polvos de partida.

La compactación se llevó a cabo en una prensa hidráulica uniaxial empleando para ello una matriz flotante. Se compactaron probetas a 300 MPa. La eliminación del lubricante y la sinterización tuvo lugar en un horno horizontal con una atmósfera de H₂ (4,98 %)-N₂ (bal.), principalmente, y N₂ en otros casos. La velocidad de calentamiento fue de 10 °C·min⁻¹ hasta que se alcanzaron 300 °C. Esta temperatura se mantuvo durante 30 min para completar la eliminación del lubricante. Tras este proceso, la temperatura se aumentó, de nuevo a la misma velocidad, hasta la temperatura de sinterización seleccionada para cada caso concreto.

En la tabla IV se muestran las temperaturas de sinterización y los tiempos de sinterización empleados para cada aleación y material compuesto. Las condiciones han sido seleccionadas a través de la caracterización de los distintos materiales mediante la medida de su

Tabla IV. Temperaturas y tiempos de sinterización seleccionados para las aleaciones y materiales compuestos

Table IV. Sintering temperature and sintering time for each alloy and composite material

Aleación	Temperatura de sinterización (°C)	Tiempo de sinterización (min)
123	590	60
123+Sn		
2014		
2014+Sn	600	30
123+Al12Si		
2014 + Al12Si	590	45
123 + xTiCN	590	60
2014 + xTiCN		

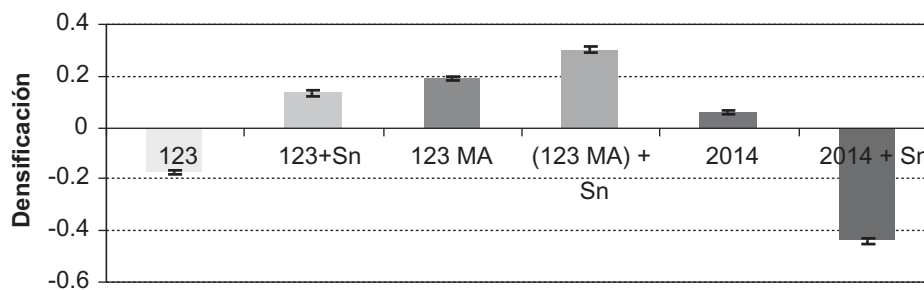


Figura 2. Influencia de la adición de Sn y de la aleación mecánica en aleaciones base Alumix 123 y 2014.

Figure 2. Sn addition and milling influence on Alumix 123 and 2014 based alloys.

densidad, dureza y resistencia a flexión así como mediante su análisis microestructural. La densidad del sinterizado se determinó mediante el método de Arquímedes, la dureza Vickers 30 y la resistencia a flexión de los materiales consolidados, siguiendo las indicaciones de la norma MPIF Standard 41. Se finalizó con un estudio microestructural completo mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Adición de elementos con baja energía superficial

En la figura 2 se presentan los valores de densificación de las distintas aleaciones, obtenidos tras la sinterización durante 60 min en atmósfera de nitrógeno. Cada columna representa el valor medio y las barras de error reflejan la desviación estándar. Valores de densificación positivos implican que la aleación ha contraído con respecto a sus dimensiones originales, puesto que el valor cero refleja que no ha habido variación dimensional durante la etapa de sinterización. De este modo, como se puede ver en la figura 2, tras la adición de 0,15% de estaño, en peso, a la aleación Alumix 123 y a la aleación Alumix 123 aleada mecánicamente (MA), se observó un aumento de la densificación. La densificación de la aleación Alumix 123 es negativa, lo que significa dilatación, y tras la adición de estaño pasa a mostrar un valor positivo, que implica contracción del cuerpo compacto durante la etapa de sinterización. El mismo efecto se observó en la aleación Alumix 123 MA tras la adición de estaño. Sin embargo, la adición de estaño a la aleación 2014 no causó ninguna mejora en los valores de densificación.

Conviene señalar, cómo el mejor valor de densificación se obtiene cuando se sinteriza polvo que ha sido aleado mecánicamente y al cual se le ha añadi-

do estaño. Esto se debe a que durante el proceso de molienda, se introducen un gran número de nuevas dislocaciones y defectos, lo que da lugar a un polvo con mucha energía almacenada. Al tratarse de un polvo de partida muy energético se incrementa la fuerza motriz de la sinterización, que es la disminución de la energía del sistema.

Antes de analizar los cambios microestructurales, en la siguiente micrografía (Fig. 3), realizada en BSE, se muestra una microestructura correspondiente a un material compuesto base aluminio, donde se diferencian varias zonas según su tonalidad o contraste. La zona más abundante (color gris) se corresponde con la matriz de aluminio, mientras que las zonas de contraste más claro (color blanco), se identifican como zonas ricas en cobre, características de las aleaciones base aluminio de la serie 2xxx empleadas. Por último y para

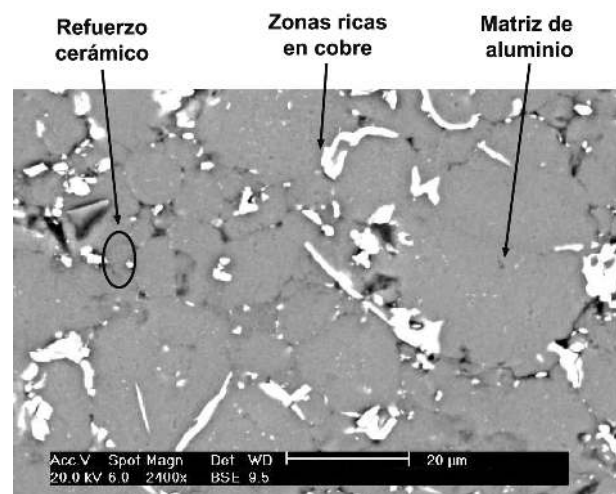


Figura 3. Diferentes zonas de la microestructura de un material compuesto base aluminio.

Figure 3. Microstructure different areas in an aluminium matrix composite.

el caso concreto de los materiales compuestos, el refuerzo cerámico se distingue en la micrografía por presentar un tamaño más pequeño y un contraste más brillante.

Las microestructuras obtenidas para las diferentes aleaciones permiten también analizar la influencia de la adición de estaño. En la figura 4 se puede ver como la porosidad se reduce, así como las zonas ricas en cobre están más homogéneamente distribuidas en el material sinterizado tras la adición de estaño. En el caso de la aleación 2014, al igual que ocurre con los valores de densificación, no se puede apreciar mejora microestructural debida a la adición de estaño.

3.2. Adición de la aleación Al12Si

Por otro lado, la adición de otros líquidos también debe ser tenida en cuenta. Se ha comprobado como la adición de elementos de bajo punto de fusión y baja energía superficial, como estaño, mejora la densificación así como la microestructura, en ciertas aleaciones. Por tanto, debería considerarse la adición de otros elementos o aleaciones. El objetivo, en este caso, es encontrar una aleación que presente dos características fundamentales: que sea líquida a la temperatura de sinterización y que presente menor tensión superficial que el aluminio líquido.

La aleación Al-12 % Si (Al12Si) se ha considerado como candidata ya que presenta composición eutéctica y este eutéctico funde a 577 °C [33]. Considerando que la temperatura de sinterización es superior a la temperatura a la que aparece el líquido, la aleación Al12Si cumpliría el primer requisito. Además, Al12Si presenta menor tensión superficial que el aluminio [34 y 40]. En la figura 5 se representan los valores de densificación tras determinar la temperatura óptima de sinterización, tiempo, así como la cantidad óptima de Al12Si a ser empleada como adición a las aleaciones base Alumix 123 y 2014, sinterizadas en atmósfera de N₂H₂ [41].

Se puede comprobar cómo el valor de densificación de la aleación Alumix 123 se ve incrementado tras la adición de Al12Si, aunque el aumento no es suficiente para alcanzar un valor de densificación positivo. Pese a obtenerse valores negativos de densificación para el caso de la aleación Alumix 123, en el caso de la aleación 2014, los valores de densificación son positivos en cada aleación estudiada. Tras la adición de Al12Si, el valor de densificación es mayor que el obtenido para la aleación base, aunque esta mejora en el valor de densificación no es tan marcada como ocurre en el caso de la aleación Alumix 123.

Las microestructuras de las distintas aleaciones se muestran en la figura 6. Se puede comprobar cómo las correspondientes a las aleaciones que incorporan

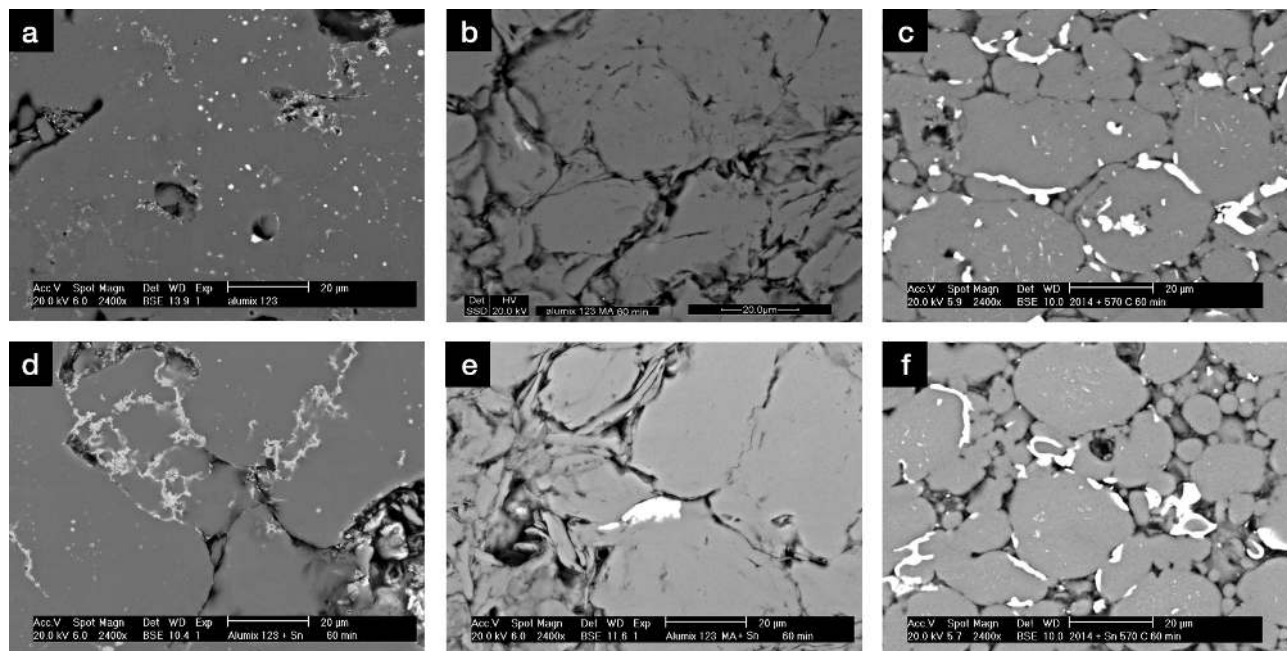


Figura 4. Microestructuras de (a) Alumix 123, (d) Alumix 123 + 0,15 % Sn, (b) Alumix 123 MA, (e) Alumix 123 MA + 0,15 % Sn, (c) 2014 y (f) 2014 + 0,15 % Sn.

Figure 4. Microstructures of (a) Alumix 123 (d) Alumix 123 + 0.15 % Sn, (b) Alumix 123 MA, (e) Alumix 123 MA + 0.15 % Sn, (c) 2014 and (f) 2014 + 0.15 % Sn.

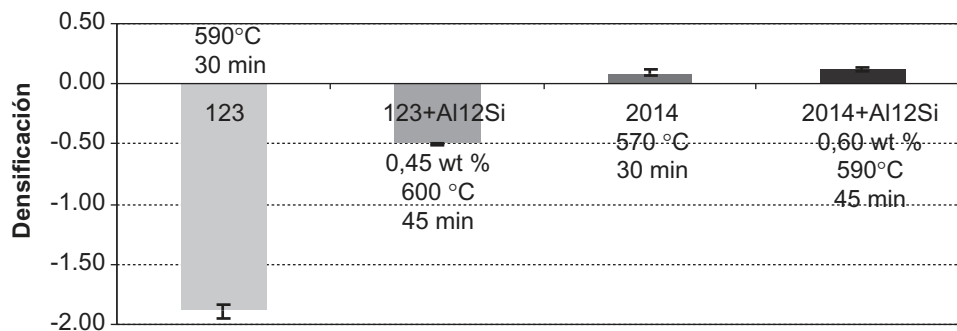


Figura 5. Influencia de la adición de Al12Si en la densificación de las aleaciones base Alumix 123 y 2014.

Figure 5. Al12Si additions influence on Alumix 123 and 2014 based alloys densification.

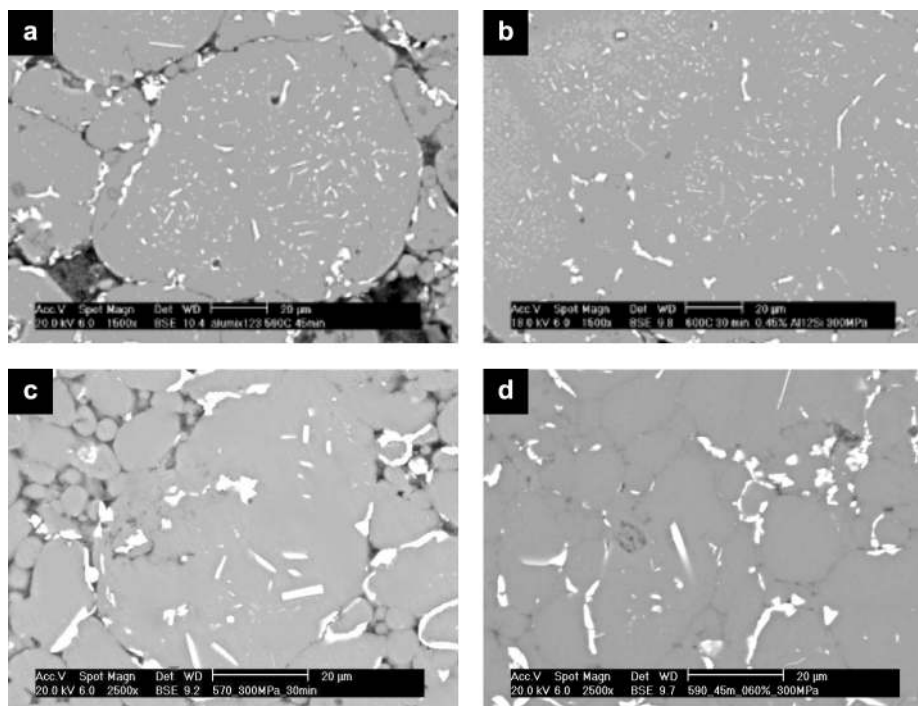


Figura 6. Microestructuras de (a) Alumix 123, (b) Alumix 123 + 0,45 % Al12Si, (c) 2014 y (d) 2014 + 0,60 % Al12Si.

Figure 6. Microstructures of (a) Alumix 123, (b) Alumix 123 + 0.45 % Al12Si, (c) 2014 and (d) 2014 + 0.60 % Al12Si.

la segunda aleación presentan una porosidad que es menor ya que la segunda fase líquida ayuda a la mejor difusión del líquido.

3.3. Materiales compuestos de matriz aluminio

A continuación se muestra algún resultado en el estudio de la influencia de la adición de TiCN a las aleaciones Alumix 123 y 2014. Los valores de densificación

de los materiales compuestos que se obtienen tras la sinterización en atmósfera de N_2H_2 a 590 °C, durante 60 min, son los que se muestran en la figura 7.

Analizando los resultados obtenidos cuando se añade TiCN a la aleación Alumix 123 se puede observar cómo la densificación obtenida es negativa en todos los casos, es decir, que tanto la aleación base como materiales compuestos hinchan tras el proceso de sinterización. Cabe destacar un aumento de la densificación a medida que va añadiendo TiCN, alcanzándose un valor máximo cuando la cantidad que se añade es de

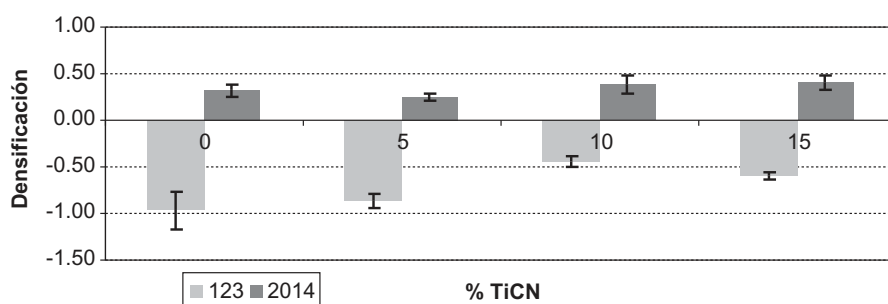


Figura 7. Densificación de los distintos materiales compuestos estudiados.

Figure 7. Metal matrix composites densification.

un 10 %. A partir de este porcentaje, mayores cantidades de refuerzo no mejoran la densificación del material. Mediante la adición de TiCN se consigue reducir parcialmente el hinchamiento que experimenta la aleación base.

La explicación de estos valores de densificación mejorados podría estar relacionada con aparición de pequeñas discontinuidades en la capa de alúmina que recubre a las partículas de aluminio. Estas discontinuidades se generan durante la etapa de compactación ya que las partículas de TiCN tienen una dureza mayor y facilitarían la difusión y extensión de la fase líquida ($Al-Al_2Cu$) a través de las partículas de aluminio durante la etapa de sinterización.

El mismo comportamiento se observa en el caso de la aleación 2014 aunque, para estos materiales compuestos, la densificación es positiva para todos los casos estudiados. Se puede observar igualmente cómo un aumento en la cantidad de TiCN mejora la densificación de los materiales compuestos.

Por último, en la figura. 8 se muestran las microestructuras de los materiales compuestos base Alumix 123 y base 2014. En estas micrografías se puede observar cómo las partículas de TiCN se encuentran localizadas tanto en los poros como entre las partículas de aluminio. También se puede comprobar cómo a medida que se aumenta el porcentaje en TiCN aumentan los aglomerados, lo que podría provocar un empobrecimiento de las propiedades mecánicas al actuar como zonas de concentración de tensiones^[42 y 43].

4. CONCLUSIONES

Frente al problema que presenta la sinterización de aleaciones de aluminio, el empleo de fases líquidas parece ser una de las soluciones más adecuadas.

La adición de elementos de bajo punto de fusión y baja tensión superficial da lugar a materiales consolidados que presentan valores de densificación mejorados.

En el caso de la composición estudiada, la adición de estaño ha permitido la mejora de los valores de densificación obtenidos durante la etapa de sinterización cuando se trata de una aleación compuesta por polvo premezcla de partículas elementales (Alumix 123). El hecho de que su efecto no sea tan beneficioso en el caso de tratarse de un polvo prealeado (AA2014) revela la importancia que la formación de la fase líquida tiene durante la sinterización de las aleaciones de aluminio.

El empleo de la técnica de aleación mecánica promueve, igualmente, la sinterización, al favorecerse los fenómenos de difusión. El empleo de esta técnica y la adición de estaño de manera conjunta han permitido obtener los mayores valores de densificación.

La adición de una segunda aleación que aporte otra fase líquida constituye otra alternativa que mejora, aunque más levemente, la densificación.

Finalmente, los resultados alcanzados para los materiales compuestos estudiados ratifican que no sólo constituyen una familia de materiales muy atractiva desde el punto de vista de sus aplicaciones sino que la adición de refuerzo contribuye, mediante la creación de pequeñas discontinuidades en la capa de óxido superficial de las partículas, a los fenómenos de difusión de la fase líquida promoviendo, por tanto, la etapa de sinterización.

REFERENCIAS

- [1] E. SCHATZBERG, *The Cultural History of Aluminium as an Industrial Metal*, Vol.4, Ed. Enterprise and Society, 2003, pp. 226-271.
- [2] G.E.TOTTEN Y D.S. MACKENZIE, *Handbook of Aluminum: Alloy Production and Materials Manufacturing*, Vol. 2, Ed. Marcel Dekker Inc. 2003.
- [3] D. DOORDAN, *Promoting Aluminum: Designers and the American Aluminum Industry* 8 (1993) 44-50.
- [4] D.G. ALTENPOHL, *The Aluminum Association Inc.*, 6th Edition, 1998.

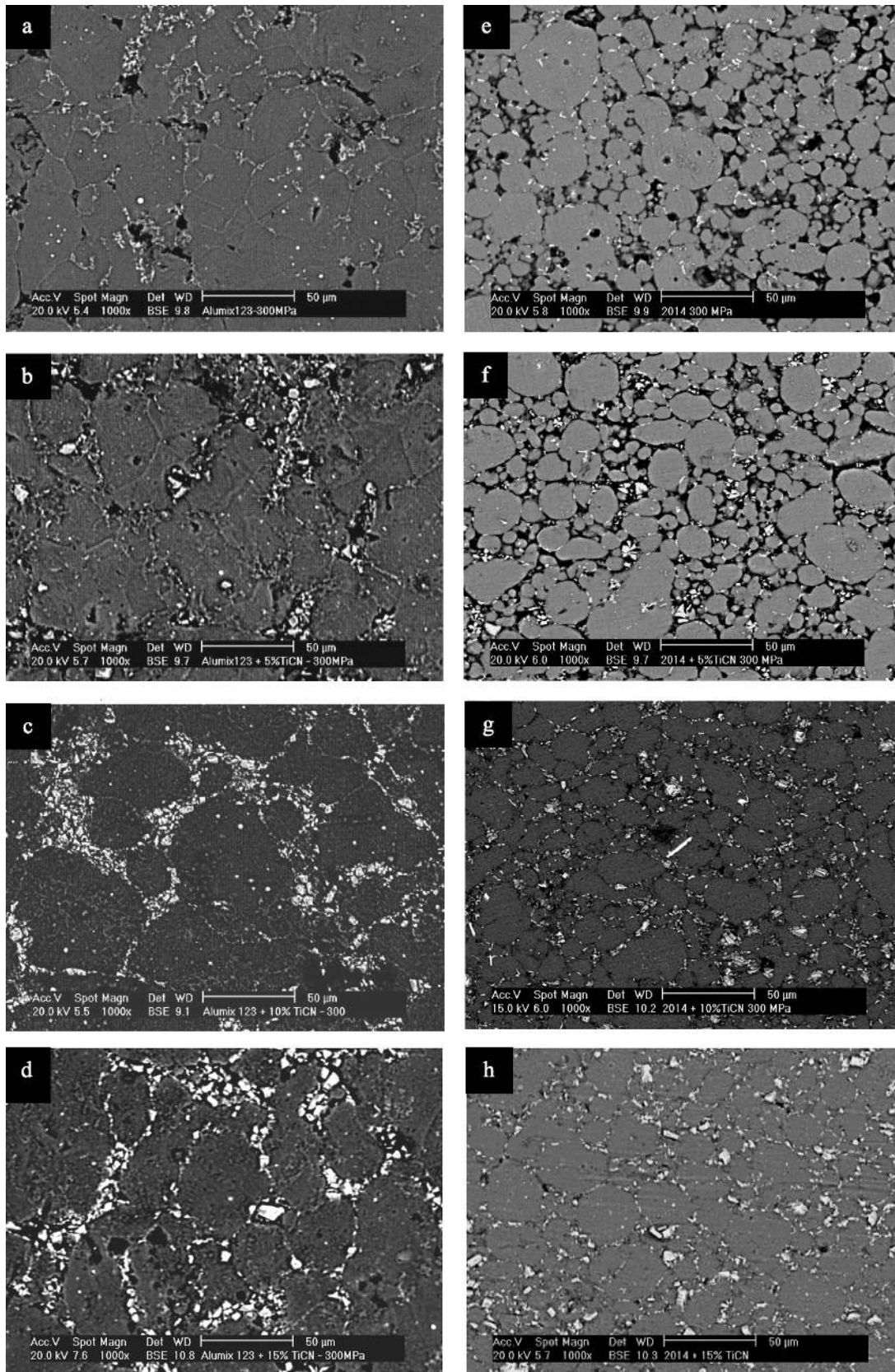


Figura 8. Microestructuras de (a) Aluminix 123, (b) Aluminix 123 + 5 % TiCN, (c) Aluminix 123 + 10 % TiCN, (d) Aluminix + 15 % TiCN, (e) 2014, (f) 2014 + 5 % TiCN, (g) 2014 + 10 % TiCN, (h) 2014 + 15 % TiCN.

Figure 8. (a) Microstructures of Aluminix 123, (b) Aluminix 123 + 5 % TiCN, (c) Aluminix 123 + 10 % TiCN (d) Aluminix + 15 % TiCN, (e) 2014, (f) 2014 + 5 % TiCN, (g) 2014 + 10 % TiCN and (h) 2014 + 15 % TiCN.

- [5] J.S. ROBINSON, R.L. CUDD Y J.T. EVANS, *Mater. Sci. Tech.* 19 (2003) 143-155.
- [6] G.B. SCHAFFER, *Mat. Tech. & Adv. Perf.* 16 (2001) 245-249.
- [7] T.B. SERCOMBE Y G. B. SCHAFFER, *Mater. Sci. Eng. A* 268 1-2 (1999) 32-39.
- [8] G.B. SCHAFFER, *Mater. Forum* 20 (1996) 131-143.
- [9] G.B. SCHAFFER, T. B. SERCOMBE Y R. N. LUMLEY, *Mater. Chem. Phys.* 1-3 (2001) 85-91.
- [10] J.W. GIBBS, *The Scientific Papers of J. Willard Gibbs*, Vol. 1, Ed. Longmans, Green, New York, 1906, p. 219.
- [11] T.B. SERCOMBE Y G.B. SCHAFFER, *Acta Mater.* 47 (1999) 689-697.
- [12] J.S. CHO KWUN, *Scripta Metall. Mater.* 27 (1992) 1.813-1.816.
- [13] L. LU AND M.O. LAI, *Mater Design.* 16 (1995) 33-39.
- [14] L. LU AND M.O. LAI, *Mechanical Alloying*, Ed. Kluwer Academic, 1998.
- [15] M.M. MOSHKAR Y S.M. ZEBARJAD, *Iran. J. Sci. Technol.* 23 (1999) 239-250.
- [16] J.ECKERT, J.C.HILZER, C.E.KRILL Y W.L. JONSON, *Mater. Res.* 7 (1992) 1.751-1.761.
- [17] L. LU, M.O. LAI Y S. ZANG, *J. Mater. Proc. Tech.* 52 (1995) 539-546.
- [18] E. MA Y M. ALTMON, *Journal of binary system, Materials Chemistry and Physics* 39 (1995) 249-267.
- [19] C. SURAYANA, E. IVANOV Y V.V. BOLDYREV, *Mater. Sci. Eng. A* 304-306 (2001) 151-158.
- [20] L.E.G. CAMBRONERO, E. SÁNCHEZ, J.M. RUIZ-ROMÁN Y J.M. RUIZ-PRIETO, *J. Mater. Proc. Tech.* 37 (2003) 143-144.
- [21] E.M. RUIZ-NAVAS, C.E. DA COSTA, F. VELASCO Y J.M. TORRALBA, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 279-286.
- [22] P. ROMANO, J.B. FOGAGNOLO, A. GARCÍA Y E.M. RUIZ-NAVAS, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 21-27.
- [23] V. AMIGÓ, M.D. SALVADOR, C. FERRER, C.E. DA COSTA Y D. BUSQUETS, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 245-249.
- [24] A. KUMAR RAY, K. VENKATESWARLU, S.K. CHAUDHURY, S.K. DAS, B. RAVI KUMAR Y L.C. PHATAK, *Mater. Sci. Eng.* 8 (2002) 160-165.
- [25] J.M. TORRALBA, C.E. DA COSTA Y F. VELASCO, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 179-192.
- [26] J.M. TORRALBA, C.E. DA COSTA Y F. VELASCO, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 193-197.
- [27] F. TANG, I.E. ABDERSON Y S.B. BINER, *J. Light Metals.* 2 (2002) 201-214.
- [28] H.S. LEE, J.S. YEO, S.H. HONG, D.J. YONG Y K.H. NA, *J. Mater. Process. Tech.* 113 (2001) 202-208.
- [29] D.B. MIRACLE, *Comp. Sci. Tech.* 65 (2005) 2.526-2.540.
- [30] J. ELIASSON Y R. SANDSTRÖM, *Key Eng. Mater.* 104-107 (1995) 3-36.
- [31] D. PITCHER, A.J. SHAKESHEFF Y J.D. LORD, *Mater. Sci. Tech.* 14 (1998) 1.015-1.023.
- [32] S. DAS, *Trans. Indian Inst. Met.* 57 (2004) 325-334.
- [33] J. W. KACZMAR Y K. PIETRZAK, *J. Mater. Process. Tech.* 106 (2000) 58-67.
- [34] A. GARCÍA-ESCORIAL, B. TORRESM N. LIEBLICH Y J. IBAÑEZ, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 225-229.
- [35] J. GÓMEZ, V. AMIGÓ, D. BUSQUET Y M.D. SALVADOR, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 365-373.
- [36] V.K. LINDROOS Y M.J. TALVITIE, *J. Mater. Process. Tech.* 53 (1995) 273-284.
- [37] R.C. DORWARD Y T.R. PRITCHETT, *Mater. Design.* 9 (1988) 63-69.
- [38] C.R. PÉREZ, J.L. ORTIZ, V. AMIGÓ Y M.D. SALVADOR, *Rev. Metal. Madrid* 36 (2000) 348-356.
- [39] J. M. MARTÍN Y F. CASTRO, *J. Mater. Process. Tech.* 143-144 (2003) 814-821.
- [40] M. GUNDUZ Y J.D. HUNT, *Acta Metall.* 9 (1985) 1.651-1.672.
- [41] M.L. DELGADO, E.M. RUIZ-NAVAS, E. GORDO Y J.M. TORRALBA, *J. Mater. Process. Tech.* 162-163 (2005) 280-285.
- [42] M.L. DELGADO, E.M. RUIZ-NAVAS Y J.M. TORRALBA, *J. Mater. Sci.* 41 (2006) 3.735-3.741.
- [43] E.M. RUIZ-NAVAS, M.L. DELGADO, S. BENITO Y E. GORDO, *Mater. Sci. Forum.* 534-536 (2007) 841-844.