FABRICACIÓN DE COMPONENTES METÁLICOS MEDIANTE REOFORJADO

M. F. Valencia García[b], H. V. Martínez[a], A. Morales Ortiz[a]

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (3): 1297-1308

FABRICACIÓN DE COMPONENTES METÁLICOS MEDIANTE REOFORJADO

M. F. Valencia García[b], H. V. Martínez[a], A. Morales Ortiz[a]

[a] Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales GINUMA. Facultad de Ingeniería Mecánica.
Universidad Pontificia Bolivariana. A.A. 56006. Medellín. Colombia.
[b] Grupo Productividad hacia la Competitividad GPC. Escuela de Ingeniería de Antioquia. A.A. 7516. Medellín. Colombia.

pfmaval@eia.edu.c, hader.martinez@upb.edu.co[*]

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008
Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

A partir de las nuevas tecnologías de fundición para compuestos metálicos reforzados con partículas (CMRPs); i.e. stircasting, compocasting y las técnicas secundarias de formado de piezas, se ha desarrollado un proceso híbrido a escala semi-industrial, denominado de Reoforjado. Las propiedades que son comunes a los CMRPs, como el mejorado comportamiento tribológico, el aumento de la temperatura de servicio, mayor rigidez y resistencia mecánica, se alcanzan gracias al fenómeno de solidificación bajo presión que tiene lugar en este proceso novedoso. El mismo tiene como características principales la eliminación de operaciones de almacenamiento y recalentamiento de lingotes, consiguiendo con ello ahorros en energía y tiempo de proceso de cara a una implementación industrial. A nivel del material compuesto, el Reoforjado proporciona una microestructura globular, debido a la agitación permanente de la colada modificada y refinada en estado semi-sólido, con una perfecta distribución de las partículas de refuerzo. Como ejemplo, se reporta en este trabajo la caracterización morfológica de un compuesto metálico base Al-Si, reforzado con partículas de β-SiC. Por último para asegurar la calidad de las piezas fundidas, una mínima defectología y la mejor geometría de los moldes, se han implementado simulaciones del proceso mediante Flow-3D. El modelo desarrollado en este caso tiene en cuenta la reología particular no Newtoniana del material compuesto en su estado semi-sólido.

Palabras Clave: *Compuestos Metálicos reforzados con partículas, Reoforjado, Mojabilidad, Modificación superficial.*

Abstract

Based on new technologies for casting metal compounds reinforced with particles (CMRPs); eg. stircasting, compocasting and secondary techniques for formed parts; a hybrid process at semi-industrial scale has been developed, called rheoforging. Common properties of the CMRPs are achieved thanks to the phenomenon of solidifying under pressure which is used in this innovative process. Improved tribological behavior, increased service temperature, greater rigidity and mechanical strength are some of the properties achieved by this technology. Its main feature is the elimination of storage operations and overheating bullion obtaining savings in energy and process time for an industrial implementation. At the level of composite material, the Rheoforging provides a globular microstructure due to the ongoing agitation of the wash amended and refined in semi-solid state with a perfect distribution of the particles booster. As an example is presented in this paper a morphological characterization of a Al-Si based metallic compound reinforced withβ-SiC particles. Finally to ensure the quality of casted pieces, a minimum defectology, and the best geometry of the molds, 3D-Flow process simulations have been implemented. The model developed in this case uses the particular non-Newtonian rheology of composite material in its semi-solid state.

Keyword: *metal compounds reinforced with particles, reoforging, wettability, surface modificatio*

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente las nuevas tecnologías de fundición para compuestos metálicos reforzados con partículas (CMRPs), están ganando reconocimiento gracias a que permiten generar piezas con buenas propiedades mecánicas. Entre las técnicas más reconocidas sobresale inicialmente el Stircasting, el cual puede ser catalogado como un proceso primario para la producción de materiales compuestos de matriz metálica, donde el refuerzo es incorporado mientras la aleación matriz se encuentra en estado líquido [1]. La dispersión del refuerzo se realiza por acción de la convección sobre el fundido, generada por una agitación mecánica [2]. Adicionalmente, ésta técnica es la que permite alcanzar las mayores fracciones en volumen de refuerzo [3].

Por otro lado, aquellas técnicas de fundición en las cuales la matriz se encuentra en estado semi-sólido, son de particular interés para la producción de CMRPs, ya que asocian un cierto ahorro energético, además de favorecer igualmente la dispersión del reforzante. Entre ellas, la más reconocida es el Thixocasting, asociada a la familia de procesos secundarios para la obtención de formas netas [4, 5]. En este conjunto de procesos, las técnicas primarias son reconocidas con el término de Rheocasting. Entre ellas, la producción de aleaciones en estado semisólido mediante agitación mecánica ha sido bastante popular [6, 7].

Similar al Rheocasting, la técnica de fundición por excelencia para CMRPs, es el denominado Compocasting, considerado además como una técnica sencilla para el desarrollo de estos materiales. La misma consiste en la fundición semi-sólida de la matriz, donde paralelamente se realiza la agitación y la mezcla con el material de refuerzo, buscando no sólo una transformación microestructural, sino además la dispersión homogénea del refuerzo. Ésta técnica es realmente una variante del proceso de Stircasting, ya que en el compocasting el metal no se encuentra totalmente fundido [8]. Posteriormente se realiza un vaciado en un molde para la obtención de lingotes [9].

Para la producción de piezas de forma neta a partir de pastas de CMRPs, se pueden utilizar variaciones de la técnica de Squeeze-Casting (SC); un proceso donde se induce la infiltración a presión de la aleación en una preforma (refuerzo) [10, 11]. Adicionalmente, el SC posee un alto potencial para la creación de elementos libres de defectos, no requiere de mazarotas y demás elementos para la compensación de contracción, canales de alimentación, bebederos y otros, que promueven desperdicios durante la fundición tradicional de metales [12]. Una posible variación del SC es reportada en este trabajo, la misma denominada como reoforjado, puede entenderse como un híbrido entre el Compocasting y la forja semi-sólida para pastas de CMRPs.

1. EXPERIMENTACION

El método de producción por reoforjado es detallado en la Figura 1.

2.1.Equipo de reoforjado. Diseño básico. División por subsistemas

Agitación

El sistema de agitación (figura 3) cuenta con una serie de elementos que lo vuelve un subsistema suficientemente complejo como para abordarlo de manera individual. Dicho sistema está compuesto por: la estructura o mástil, motor de alterna de 0,21KW al cual se conectan los agitadores, un motor reductor en combinación con un sistema piñon cremallera que permite la extracción del agitador del

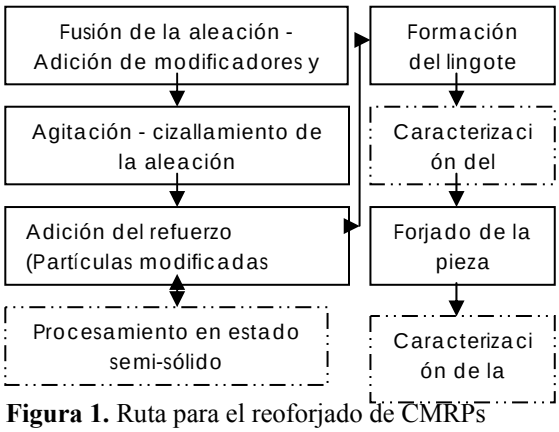


Figura 1. Ruta para el reoforjado de CMRPs

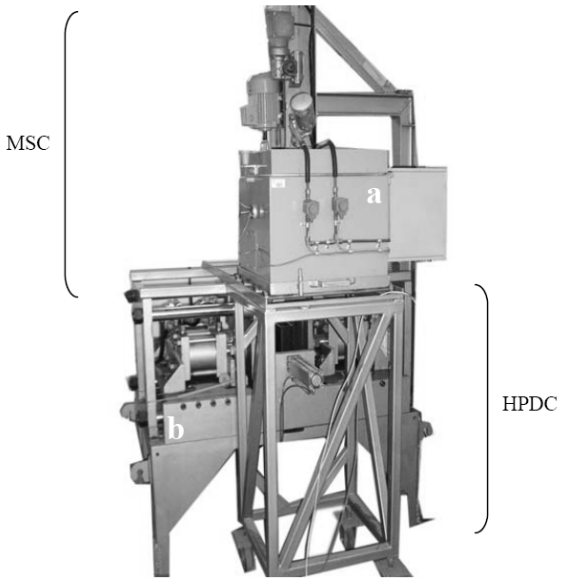


Figura 2. Equipo de Reofojado.

horno. Adicionalmente es posible controlar la velocidad de agitación para lo cual se cuenta con un hardware en conexión con un variador de velocidad por frecuencia que regula, desde la interfaz gráfica del computador, la velocidad angular de agitador.

Horno y sistema de calentamiento

El proceso de transformación de metales en estado semisólido requiere de un horno eléctrico (figura 4)

que responda de una manera oportuna a las órdenes que se le envíen desde la interfaz gráfica, esto se debe a que el control del tiempo en el proceso es bastante delicado y debe ajustarse al máximo al tiempo real, el sistema de control es un sistema retroalimentado que captura la temperatura por medio de un termopar tipo K y envía la señal a un transmisor de temperatura que convierte la señal en estándar para luego ser analizada por el sistema de control.

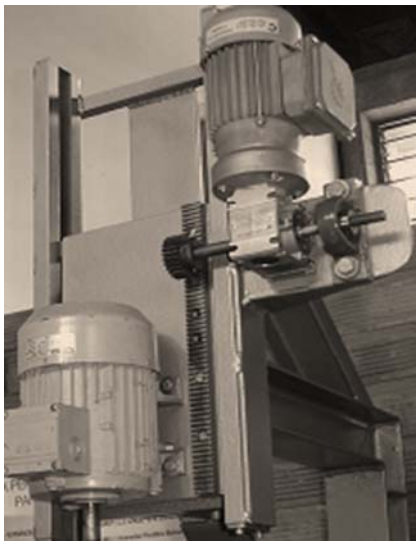


Figura 3. Sistema de agitación

El sistema se complementa con el calentamiento del molde y está compuesto por resistencias que precalientan el sistema para mantenerlo a una temperatura adecuada para la recepción del metal que viene del proceso de rheocasting; en este punto también se hace un control por medio de termopar tipo K con su sistema eléctrico completo y control retroalimentado.

Alimentación de gas y partículas.

La alimentación de gas y partículas (figura 4) se une en un mismo subsistema de análisis, porque ambos dependen de la aplicación del gas inerte. El sistema de alimentación de gas es aquel encargado de mantener una atmósfera controlada que evite el contacto del oxigeno con la superficie del metal fundido; requiere de un sistema de control por el lazo abierto por medio de una válvula solenoide y red de tubería que permite o anula el ingreso del gas al sistema.

La alimentación de partículas está vinculada a este subsistema pues utiliza el gas inerte como vehículo para las partículas, debido que al tenerlas en un contenedor y hacer pasar una corriente del gas se efectúa una fluidización que transporta las partículas hasta el metal semisólido. Es empleada una válvula solenoide debido a que la corriente de gas es constante para todo el ensayo lo cual permite poner una válvula de presión o flujo en el cilindro de gas y fijar manualmente el punto de operación.

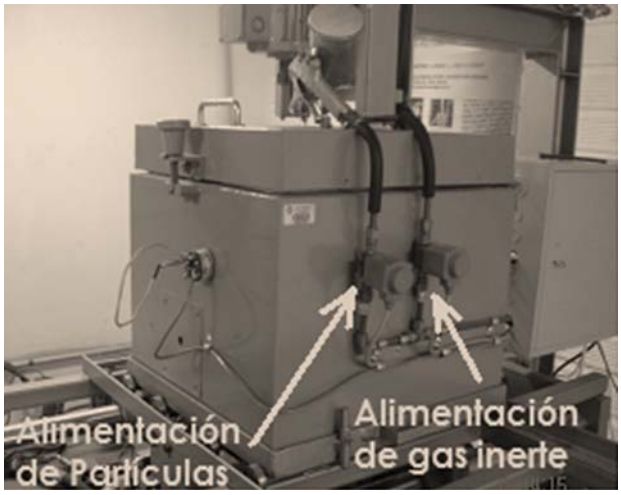


Figura 4. Alimentación de gas y partículas.

Prensa para l forja.

Este equipo está subdividido en 2 sistemas diferentes la red hidráulica y la red neumática (figura 5). La red hidráulica está compuesta por:

- 4 cilindros hidráulicos con una capacidad de ejercer 25 toneladas, dispuestos en dirección contraria en pares para contrarrestar su efecto en la estructura.
- Red de tuberías recubiertas con caucho y reforzadas con doble hilo de acero.
- Motor eléctrico Siemens 6.6 HP 1800 RPM
- Bomba hidráulica de pistones de caudal variable 10.5 galones por minuto.
- Válvula antiretorno pilotada modular con doble cetop.
- Electroválvula direccional hidráulica 4/3 cetop. Centro H.
- Completa instrumentación que incluye manómetros, presóstatos y sensores

La red neumática está compuesta por:

- 3 cilindros neumáticos
- Unidad de mantenimiento y filtro antihumedad.

Sistema eléctrico.

El sistema eléctrico del equipo de reocolado está integrado por el transporte de señales eléctricas por medio de cableado blindado, el control y lectura de

los datos digitales y adicionalmente el diseño de las tarjetas electrónicas para cada uno de los subsistemas.

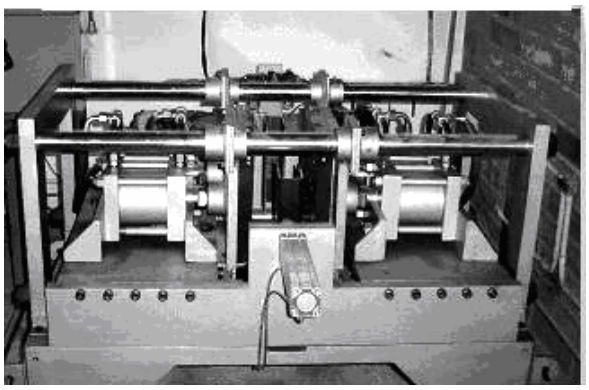


Figura 5. Prensa para la forja

Fusión y modificación de la aleación

En este trabajo se ha realizado el reoforjado de un compuesto Al-Si7-Mg0.3/β-SiC_p/15_{wt}. La fusión de la aleación tiene lugar a una temperatura de 617ºC (Figura 6), luego de lo cual ha sido realizada una modificación y afinamiento del fundido. Comúnmente para la fundición de Al puede ser necesaria una desgasificación. En este caso sin embargo, el proceso completo es realizado en una atmósfera de Argón. La inmersión del agitador y la agitación sostenida toman lugar una vez se ha fundido la aleación.

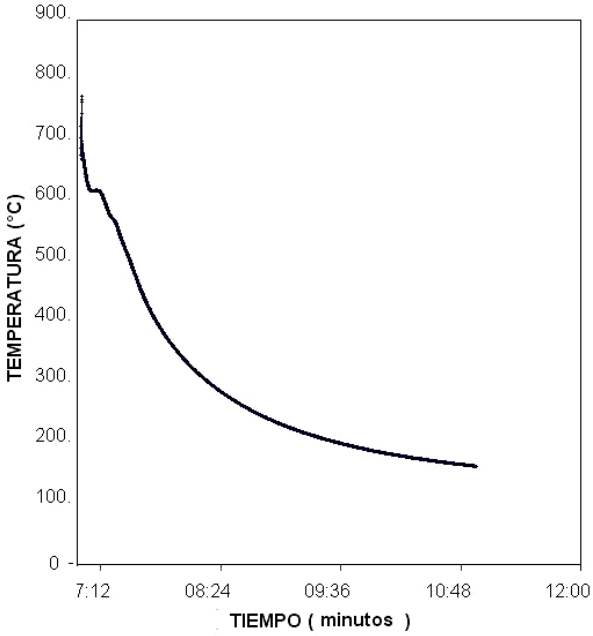


Figura 6. Curva de enfriamiento de la aleación-matriz

La modificación de la aleación ha sido realizada a una temperatura de 710 ºC. Para el caso estudiado, el porcentaje de agente modificador (Sr) fue de 450 ppm., buscando con ello la disposición para el proceso de afino. Posteriormente, para conseguir una estructura fina, la operación de afinación con Ti, permite la segregación de puntos de nucleación en el seno del aluminio. Es práctica recomendada realizar la afinación mucho después y para el caso aquí reportado, preferiblemente 5 minutos antes de las operaciones posteriores de agitación y mezclado.

La morfología de la aleación así preparada y luego de solidificar, consistirá de granos aproximadamente globulares (Figura 7). Dicha morfología resulta similar a la que puede obtenerse en operaciones de Thixocasting, caso en el que es posible obtener un comportamiento reológico particular en el estado semi-sólido de la aleación (i.e. mayor fluidez, menor viscosidad y un flujo laminar). En las operaciones posteriores, la morfología globular puede además aportar mejores características reológicas de cara a la convección que tiene lugar durante la etapa de agitación mecánica.

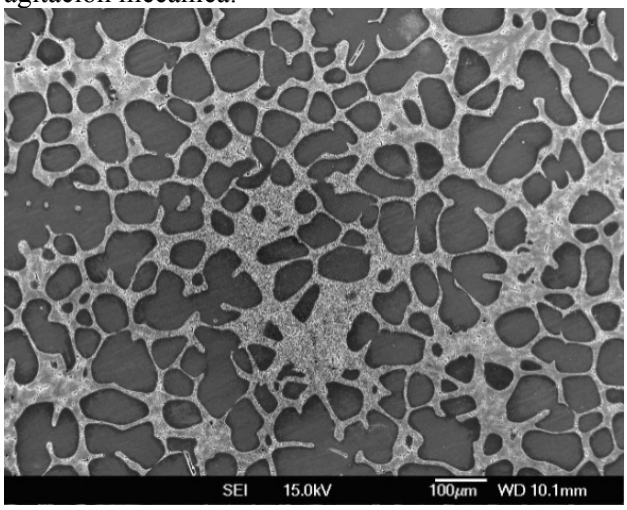


Figura 7. Micrografía SEM de la aleación de aluminio A356 sin partículas de SiC

Sistema de mezcla y agitación

El sistema de agitación empleado en este estudio consiste de un crisol en forma de cilindro recto y de un agitador de doble paleta (Figura. 8). Con el fin de aumentar la eficiencia en el cizallamiento del material e impedir la formación de un vórtice externo, en la parte superior del agitador, las paletas fueron dispuestas a 45º. De este modo, es posible evitar el atrapamiento de gases y promover la posterior dispersión de partículas. Este mecanismo es optimizado en la parte inferior con un conjunto de

paletas a 90°, con lo cual se busca además evitar la sedimentación de partículas en el fondo del crisol.

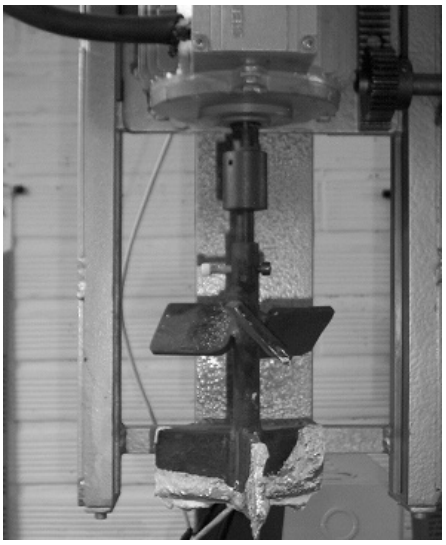


Figura 8. Agitador de doble paleta

Posteriormente, la temperatura del sistema es disminuida hasta 593°C. A este valor, según la curva de la Figura 6, se garantiza la formación de fases sólidas en un máximo de 40%-wt. Esta fracción ha sido además reportada en trabajos similares [13]. La agitación es realizada a 1000 rpm y luego de adicionar las partículas de refuerzo, la misma es mantenida por un periodo de 30 minutos. Balasivanandha y colaboradores [14] también han reportado tiempos similares para la producción de CMRPs mediante agitación mecánica.

Modificación superficial del β-SiC

Antes de proceder con la explicación de los resultados relativos al reoforjado del compuesto Al-Si7-Mg0.3/β-SiCp/15$_{wt}$, conviene aclarar que el éxito de una técnica de proceso semejante, depende fundamentalmente de la habilidad para superar el obstáculo físico-químico que plantea la escasa mojabilidad de sólidos cerámicos por parte de metales líquidos [15]. En tal sentido, puede argumentarse que se logra una mayor mojabilidad cuando se manifiesta una disminución del ángulo de contacto (θ) ilustrado en la ecuación (1) en la que σ es la tensión superficial.

$$\cos\theta = \left(\sigma_{SiC} - \sigma_{SiC/Al}\right)/\sigma_{Al} \qquad (1)$$

Para el caso que fue de interés en este trabajo, la mojabilidad del SiC por parte del aluminio es bastante escasa por no decir mínima. Esta circunstancia no permite garantizar la formación de una interfase suficientemente fuerte y calificada para la transferencia de carga desde la matriz al material reforzante, sin rotura alguna [16]. Existen recursos útiles para la mejora de la mojabilidad, como el uso de elementos reactivos que pueden mejorar la adhesión en un determinado sistema metal-cerámico i.e. Li, Cu, Mg o Si, [17]. También es posible recurrir a la modificación superficial del reforzante, utilizando recubrimientos metálicos para generar una interfase metal-metal y, por lo tanto, una mayor compatibilidad.

Para la promoción de adherencia en el sistema Al/SiC, investigaciones previas han demostrado que el uso de recubrimientos base Ni o Cu, es de utilidad para aumentar la mojabilidad, resultando en un incremento de la resistencia del compuesto, su tenacidad y una mejorada dispersión del reforzante dentro del metal fundido [18-20]. Así las cosas, en esta investigación se trabajó en la modificación superficial de las partículas de β-SiC vía recubrimientos base Cu, tal como se menciona a continuación. Para más detalle puede consultarse la referencia [21].

Recubrimiento con Cu (Electroless Plating)

En una primera etapa se ha intentado absorber $SnCl_2$ en la superficie del □-SiC mediante un baño de sensibilización. La Tabla 1 lista los parámetros necesarios para esta operación. Una vez en el baño, las partículas son agitadas durante 25 ó 30min. Luego se filtra la solución y se lava el □-SiC con agua destilada. En segundo lugar, se pasa a un baño de $PdCl_2$ o de activación, procediendo igual que en el caso de la sensibilización para el filtrado y lavado del β-SiC (Tabla 1).

Tabla 1. Pretratamiento superficial de β-SiC

Solución (ml)	Especie química	Concentración	Operación	Tiempo (min)
Sensibilización 2000ml	$SnCl_2 2H_2O$	20 g/l	Agitación mecánica (400rpm)	30
	HCL	0,5 ml/l		
Lavado en agua pH 7,0 y Filtración con vacío				5
Activación 2000ml	HCl	5,5 ml/l	Agitación mecánica (400rpm)	35
	$PdCl_2$	0,25 g/l		
Lavado en agua pH 7,0 y filtración con vacío				5

En la penúltima etapa del proceso de recubrimiento (tabla 2) se ha preparado una solución de $CuSO_4.5H_2O$ y Potasio Sodio Tartrato. Intentando mantener el PH entre 12.5 y 13 [22], se procede a la adición de partículas y a la agitación sostenida.

Tabla 2. Parámetros para el EP de β-SiC

Solución (ml)	Especie química	Concentración	Rol en el baño	Operación	Tiempo (min)
Recubrimiento 3000ml	$CuSO_4 \cdot 5H_2O$	10 g/l	Iones metálicos de recubrimiento	Agitación mecánica 1200 RPM	Hasta completar reacción
	$CH_4O_6NaK \cdot 4H_2O$	50 g/l	Acomplejante		
	HCHO	15 ml/l	Reductor		
	NaOH	Hasta ajustar pH	Solución Buffer para control de pH		
Lavado en agua pH 7,0 y filtración con vacío					5

Posteriormente se adiciona formaldehido (H-CHO), agitando continuamente hasta observar que la solución se torna transparente (Figura 9), lo cual indica que el cobre metálico se ha depositado sobre la superficie de las partículas. Después de esta operación, se procede a filtrar como en los casos anteriores y se traslada el producto para un secado en vacío a 80°C, con el fin de evitar su oxidación.

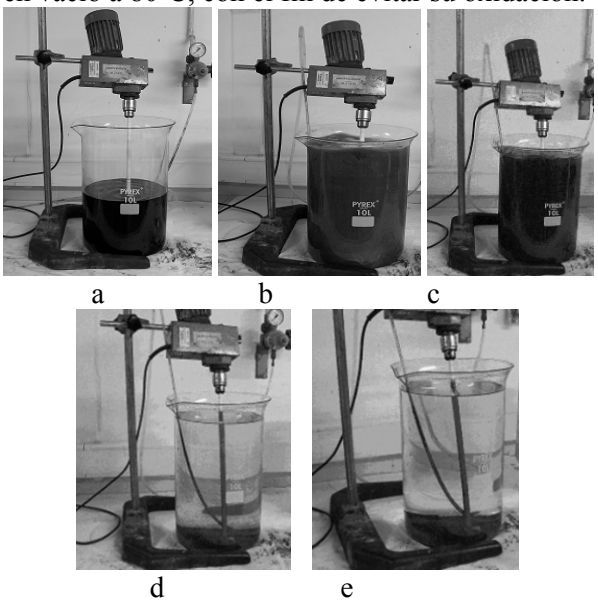


Figura 9. Evolución del baño de recubrimiento: (a) Montaje, Deposición de Cu; (b) 0 min., (c) 10min., (d) 30min., (e) 40min**.**

Morfología del β-SiC modificado

La Figura 10a es una imagen SEM de partículas de □-SiC luego del baño de sensibilización. La Figura 10b, corresponde al análisis cualitativo, el cual muestra la presencia de Sn producto del $SnCl_2$ usado como catalizador. En la Figura 11a, se observan las partículas modificadas con Cu. A partir del análisis de campo por EDS (Figura 11b), se observa la presencia de Sn y Pd, el primero producto del baño previo de sensibilización y el segundo del baño de activación. También se observa la presencia de Cu como consecuencia del baño de recubrimiento. La Figura 12a es igualmente una imagen de partículas modificadas. A partir del análisis puntual por EDS en tres zonas diferentes (Figura 12b), se halla una composición química rica en C, Si, Sn y Cu, este último en contenidos promedios de 8.9%wt (Tabla 3). De acuerdo a la composición química, es posible argumentar que el tratamiento de modificación es efectivo.

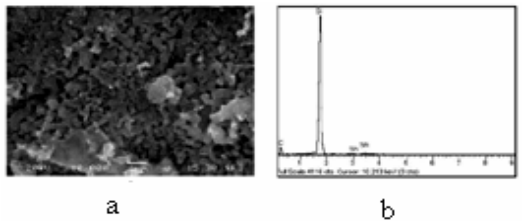


Figura 10. Partículas de β-SiC sin Cu: (a) Imagen SEM, (b) EDS de campo

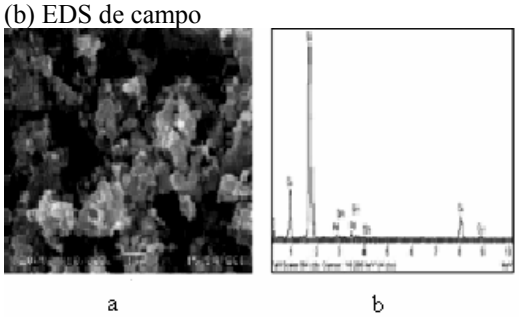


Figura 11. Partículas de β-SiC modificadas: (a) Imagen SEM, (b) EDS de campo

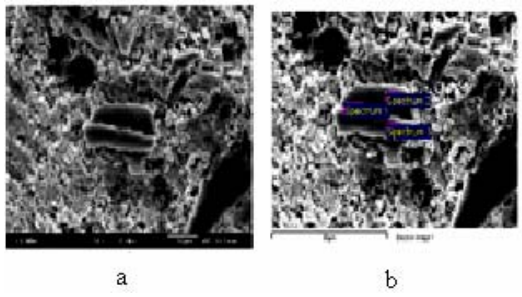


Figura 12. Partículas de β-SiC modificadas: (a) Imagen SEM, (b) EDS puntual

Tabla 3. Composición química de los puntos señalados en la Figura 8b (%wt)

Spectrum	C	O	Si	Cu	Sn
1	39.97	6.09	45.94	8.00	
2	27.92	7.41	47.54	12.06	5.07
3	33.84	3.55	56.85	5.76	
Max.	39.97	7.41	56.85	12.06	5.07
Min.	27.92	3.55	45.94	5.76	5.07

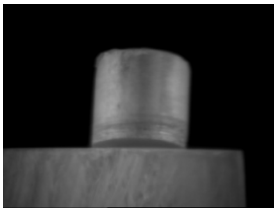
1.2 Estudio y mejora de la compatibilidad en el sistema A356-T6 vs β-SiC

Luego de efectuar el recubrimiento por medio de la técnica *Electroless plating*, se realizaron pruebas de mojado del aluminio sobre cobre a alta temperatura. Para esto se empleó un sustrato de Cu pulido con un acabado espejo utilizando pasta de diamante de 0.5 µm; también se pulió una probeta cilíndrica de Al de 5mm de altura por 5mm de diámetro, pulida previo al inicio de la prueba.

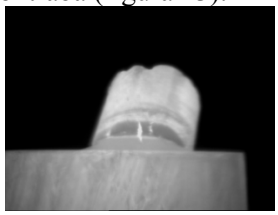
Los parámetros utilizados para el ensayo fueron los siguientes: presión del argón 25psi, el aumento del microscopio 0.85x y la temperatura inicial del sistema fue de 24°C.

El programa de calentamiento consistió en una rampa a 10ºC/min hasta 600ºC. Posteriormente se verificó una isoterma a esta temperatura durante 20 minutos, con el fin de evitar gradientes, seguida de un calentamiento de 2ºC/min hasta 660ºC; al llegar a la temperatura (que corresponde a la temperatura de fusión del aluminio) esta se mantuvo alrededor de 40 minutos para monitorear cambios en el ángulo de contacto del sistema en el tiempo.

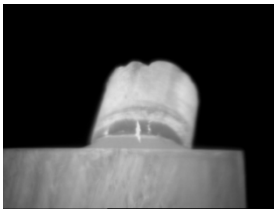
Luego de iniciado el proceso, y al llegar a 660ºC, se esperaba observar la deformación de la probeta de aluminio, fenómeno que no ocurrió. Al aumentar la temperatura del sistema hasta 698ºC fue posible comenzar observar pequeños cambios en la probeta, así como una leve inclinación de la misma. Al aumentar la temperatura a una velocidad de 1ºC (y permitiendo un período de estabilización por segmentos de 15 minutos) fue posible observar el rompimiento de una capa en la parte inferior de la probeta de Al, fenómeno acompañado de el flujo de una pequeña cantidad de fluido que tendía a cubrir el Cu sobre el cual se encontraba (figura 13).



a. 695ºC



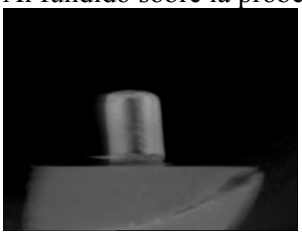
c. 753ºC



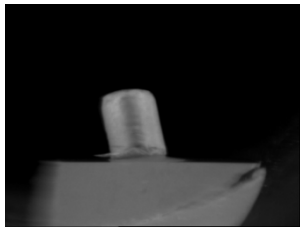
b. 751ºC

Figura 13. Evolución del sistema Cu-Al

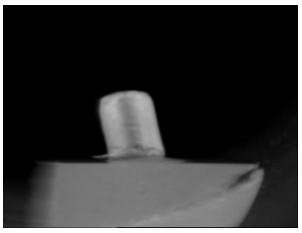
Al repetir el experimento y obtener resultados similares (figura 14) se concluyó que la capa que se forma es alúmina. Esta capa se forma muy fácilmente al exponer la probeta de Al puro al O_2 del aire, formándose solo en la superficie y protegiendo el centro de Al puro. La alúmina, al tener un coeficiente de expansión térmica menor que el del aluminio puro, comienza a estirarse a medida que el Al fundido del interior de la probeta se dilata, hasta el punto que cede (si la película de alúmina es lo suficientemente delgada), permitiendo el flujo del Al fundido sobre la probeta del Cu.



a. 680ºC



b. 691ºC



c. 697ºC

Figura 14. Evolución del sistema Cu-Al

Ahora bien, cuando el Al entra en contacto por primera vez con el Cu, el mismo comienza un proceso de esparcimiento gracias al bajo ángulo de contacto del sistema, lo cual da cuenta de la compatibilidad del sistema y la alta adherencia del mismo. El esparcimiento cesa debido a dos posibles fenómenos:

- Siendo que la capa de alúmina solo se rompió en la parte inferior, el flujo del Al fundido acarrea la generación de una pequeña presión negativa al interior de la probeta que se opone al flujo.
- Trazas de O_2 en la fase gaseosa, o, incluso, la migración de O_2 en exceso desde la capa externa de alúmina hacia el Al fundido puede generar la oxidación de éste último, rigidizando el frente de flujo e impidiendo el contacto de Al puro con el Cu.

Para calcular el ángulo de contacto se emplearon técnicas convencionales, donde el ángulo aproximado fue de 20º para la figura 13c y de 16º para la figura 14c. La diferencia en los valores de ángulo de contacto obtenidos puede explicarse a la

luz del grosor de la capa de alúmina formada en cada una de las probetas.
En la figura 13a, puede observarse que a 695ºC la capa de alúmina aún no se había agrietado, mientras que la deformación de la probeta no era tan significativa. Esto da cuenta de una capa de alúmina más gruesa comparada con la figura 14a, la cual a una temperatura de 680ºC ya se había agrietado, permitiendo el flujo de Al. De esta manera fue necesario inducir una mayor temperatura de forma que la dilatación del Al puro del interior de la probeta fuese suficiente para agrietar la capa de alúmina. Esta mayor temperatura implica un mayor ángulo de contacto.

Procesamiento en estado semisólido
Las partículas recubiertas con cobre se adicionaron a la mezcla que se encuentra en estado semisólido durante un periodo de 15 minutos, continuándose con la agitación hasta que se procede con el vaciado. Las variables generales de proceso para la formación del lingote son listadas en la Tabla 4. Los detalles de la puesta a punto y operación automática del equipo de proceso han sido reportados por Morales et al [23].

Tabla 4. Variables generales para el Reoforjado del compuesto Al-Si7-Mg0.3/β-SiCp/15_{wt}

Variable	*Valor*	*Unidades*
Tiempo de agitación	30	Minutos
% de partículas	15	%
Tiempo de alimentación	15	Minutos
Temperatura de agitación	593	^{o}C
Velocidad de agitación	1000	RPM
Tamaño de las partículas	38	micras

Morfología del compuesto (Lingote)
La Figura 15 es una micrografía SEM de la aleación tratada térmicamente sin partículas de SiC, mientras que la Figura 16 corresponde al compuesto Al-Si7-Mg0.3/β-SiCp/15_{wt} tratado térmicamente. Se observa la similitud entre las imágenes de las Figuras 7 y 15. Por otro lado, en el compuesto se resalta la presencia de las partículas de SiC en la fase eutéctica, que, siendo la última en solidificar, alberga el refuerzo sólido durante el curso del proceso.

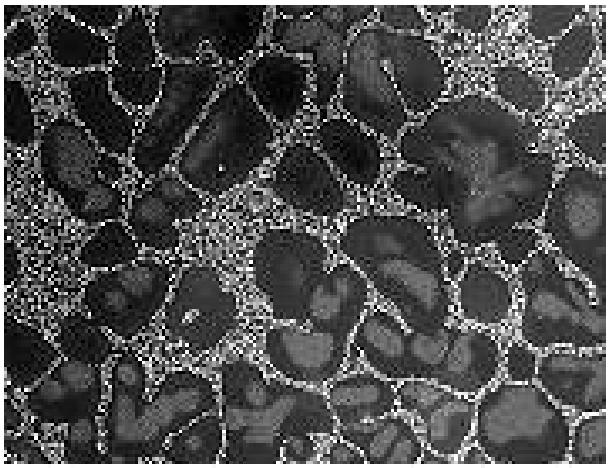


Figura 15.SEM de la aleación A356 con T.T

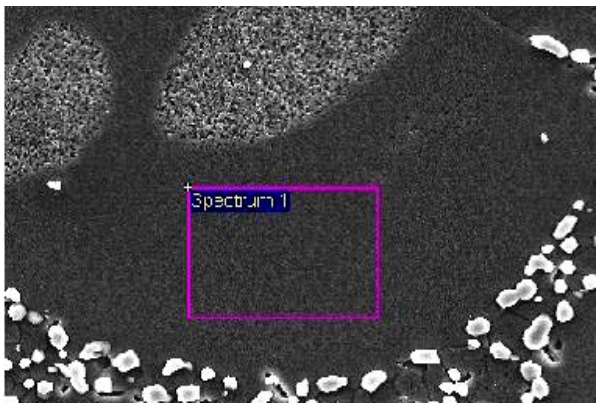


Figura 16. Compuesto Al-Si7-Mg0.3/β-SiCp/15_{wt} con T.T

Se realizó un tratamiento térmico al compuesto, consistente en un tratamiento en solución a 548^{o}C durante 8 horas y con enfriamiento en agua a temperatura ambiente; luego se procedió con un envejecimiento artificial (T6) a 170^{o}C durante 6 horas con enfriamiento en aire.

Comportamiento mecánico del compuesto
Dureza
La dureza promedio de la matriz de aluminio A356 utilizada para la fabricación de los compuestos es de 58HB siendo una dureza promedio entre las aleaciones de aluminio, sin embargo se consiguió modificarla hasta alcanzar durezas de 78HB con el proceso de forja y modificación microestructural e incrementarla hasta 120HB con un tratamiento térmico de T6 de solución y envejecido.
Al incorporar las partículas de SiC de 38 μm de diámetro en la matriz con un porcentaje en peso de 15% se obtuvo una dureza promedio de 110HB (figura 17). Este resultado es comparable con los reportes de ciertos autores empleando técnicas de compocasting [24]

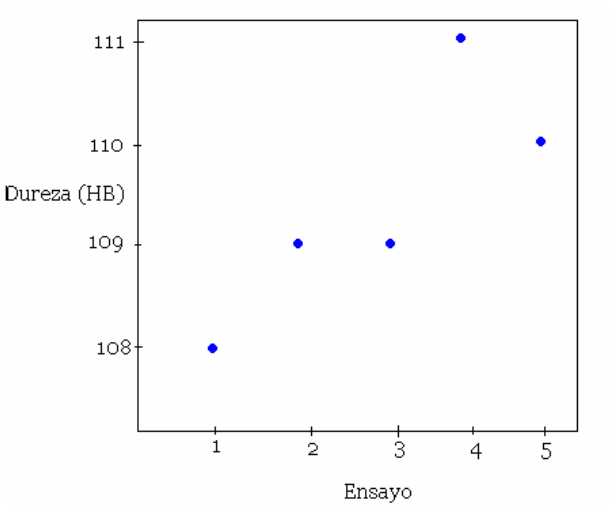


Figura 17. A-356/βSiCp

El reporte de la dureza en muchas investigaciones ha podido develar un incremento al reducir el tamaño de las partículas al igual que al incrementar el porcentaje de refuerzo, sin embargo el compromiso que también tienen estos dos parámetros con la porosidad y demás propiedades mecánicas, así como la dificultad en la distribución hacen que el valor de 15% en peso de partículas sea un valor bastante atractivo.
En la tabla 5 son listadas las propiedades obtenidas tanto del compuesto, como de la aleación luego del tratamiento térmico.

Tabla 5. Propiedades mecánicas de la aleación y del compuesto con tratamiento térmico

PROPIEDAD	**Al Si 7-Mg 0.3/T6**	**Al Si 7-Mg 0.3/□-SiCT6**
Esfuerzo último MPa	220	300
Esfuerzo de cedencia MPa	180	265
% de elongación	18	10
Dureza HB	110	120

Simulación del proceso
Los objetivos de la investigación científica en el tema del procesamiento semi-sólido de metales y compuestos versan sobre el estudio más profundo del fenómeno de transformación dendrítica [25], el desarrollo y aplicación de modelos útiles en la simulación de procesos [26] y el desarrollo de aleaciones especialmente adaptadas para el procesamiento semi-sólido (aleaciones que posibiliten una alta fracción de sólidos y altas tasas de producción) [27].
En relación al segundo de éstos objetivos, el proceso de forja semi-sólida de una pieza tipo fue inicialmente simulado mediante el uso de herramientas CFD (Software Flow-3D de la compañía Flow Science). La Figura 18 es una imagen CAD de la pieza que ha sido procesada.

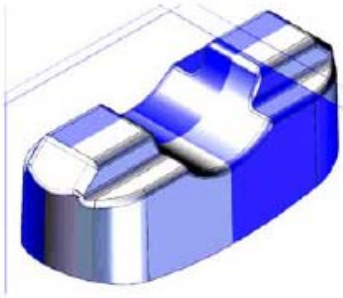


Figura 18. Pieza objetivo a ser fabricada Reoforjado (grapa de conector eléctrico)

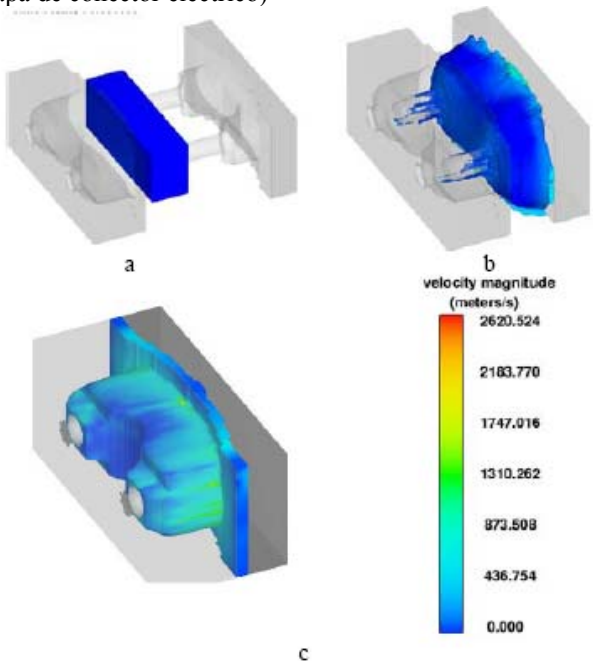


Figura 19 (a) Posición inicial de tocho y moldes (b) Prensado de la pasta del compuesto. (c) Perfiles de velocidad

En las Figuras 19a-c se ilustra un apartado de la simulación utilizada en la determinación del perfil de velocidad del flujo de material en el sistema de

moldeo durante el proceso de forja semi-sólida. Mediante dicha simulación ha sido posible identificar zonas donde posiblemente pueden ocurrir defectos instantáneos y diferencias interlaminares de velocidad que provocan flujos irregulares y turbulentos. La misma figura muestra el perfil de velocidad en tres instantes de tiempo para una pieza tipo. Se observa que en la parte externa del molde se presenta un incremento en la velocidad del flujo. A pesar de la alta velocidad, el frente de material dentro del molde presenta divisiones en instantes de tiempo que posteriormente, por efecto de la presión, son eliminados evitando así la formación de defectos por inclusiones de gases.

Forjado de la pieza

Las variables de proceso que proporcionaron los mejores resultados para la pieza son listadas en la Tabla 6.

Tabla 6. Variables generales para la pieza de Al-Si7-Mg0.3/β SiCp

Variable	***Valor***	***Unidades***
Tiempo de presión	12	Segundos
Temperatura de Proceso	250	°C
Temperatura de moldes	220	°C

El tratamiento térmico para la pieza de Al-7%Si-0.3%Mg/□SiC/15$_{wt}$ se realizó a las mismas condiciones que para el compuesto, o sea a 548 ^{o}C por 8 horas, enfriado en agua a temperatura ambiente y luego envejecido a 170 ^{o}C por 6 horas. Después de realizado el tratamiento térmico se procedió a medir las propiedades de interés en nuestro estudio. La Figura 20 es una imagen de la pieza reoforjada.

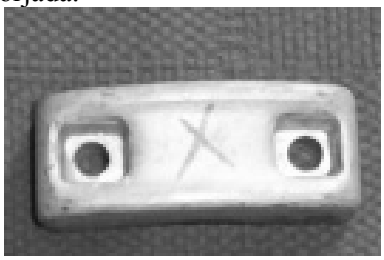


Figura 20. Pieza reoforjada

2.3Comportamiento mecánico de la pieza reoforjada

Dureza

La dureza de la pieza con el proceso de forja es muy similar a la obtenida en el compuesto, la cual oscila entre 110 HB y 120 HB.

Resistencia mecánica

El Incremento de la resistencia mecánica de la pieza es obtenida, debido a una buena distribución del refuerzo, del tamaño de las partículas y de procesos secundarios como la forja que afecta de manera directa la ductilidad del material disminuyéndola al incrementar la fracción de partículas en el compuesto.

2. RESULTADOS Y DISCUSION

A través de procesos de deformación, como la forja, se disminuye el contenido de poros, se mejora la unión entre las partículas y la matriz, a la vez que se orienta el refuerzo por efecto de la deformación. Todos estos efectos tienen consecuencias directas sobre la ductilidad del material al generarse tensiones internas. Sin embargo, el tratamiento térmico que se realiza para incrementar la dureza del material es fundamental para eliminar los esfuerzos residuales productos del forjado impactando nuevamente en la ductilidad del material, como se explicó en al apartado anterior.

Para medir la resistencia mecánica se realizaron probetas para el ensayo de tracción que permitieron calcular el comportamiento de la pieza con tratamiento térmico para así compararla con los reportes de otros autores [28–30]. Las probetas cilíndricas de A-356/□SiC/15$_{wt}$ -T6 se ensayaron hasta la rotura, obteniéndose los valores de: esfuerzo de cedencia, esfuerzo último, así como la elongación.

En la figura 21 se pueden apreciar los resultados del esfuerzo de cedencia, encontrándose un incremento en el límite elástico de un 25% de las piezas fabricadas por reoforjado, con respecto al compuesto sin forjar. En la figura 22 se muestran los resultados del esfuerzo último comparado con los compuestos compocolados de algunos autores [28, 29]. Como puede observarse se incrementa el esfuerzo de rotura aproximadamente en un 25% respaldando el resultado obtenido en el límite elástico.

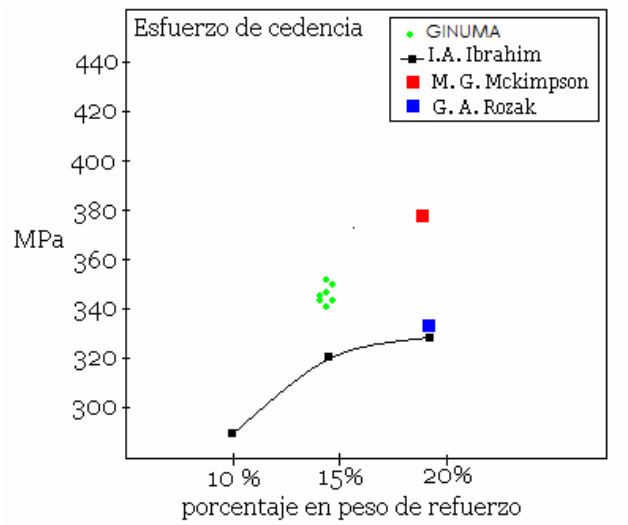


Figura 21. Comparación del esfuerzo de cedencia entre diferentes autores y los resultados obtenidos de la fabricación de piezas reoforjadas en el Ginuma

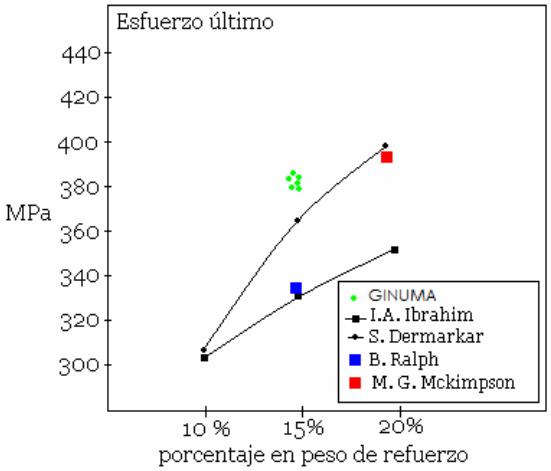


Figura 22. Comparación del esfuerzo último entre diferentes autores y los resultados obtenidos de la fabricación de piezas reoforjadas en el Ginuma

Tabla 7. Propiedades mecánicas del compuesto y la pieza reoforjada con tratamiento térmico

PROPIEDAD	**Al Si 7- Mg 0.3/□-SiCT6**	**Pieza reoforjada**
Esfuerzo ultimo MPa	300	380
Esfuerzo de cedencia MPa	265	345
% de elongación	10	10
Dureza HB	120	120

En la tabla 7 son listadas las propiedades obtenidas tanto del compuesto, como de la pieza luego del tratamiento térmico.

3. CONCLUSIONES

Un compuesto metálico Al-Si7-Mg0.3-T6/β̃-SiC/15$_{wt}$, ha sido procesado por reoforjado. Para este material se ha conseguido además aumentar su resistencia gracias al fenómeno de solidificación bajo presión que tiene lugar en este proceso novedoso, además del uso de tratamientos térmicos. En tal sentido, la precipitación de compuestos intermétalicos, sumada al efecto de las pequeñas partículas cerámicas de β-SiC, contribuye a generar mayores barreras para el flujo de dislocaciones. Este mecanismo de reforzamiento dependerá sin embargo del espaciamiento entre partículas, así como de una correcta distribución en la matriz.

De otra parte, la combinación directa de fundir y formar una pieza en un solo proceso, tal como el que aquí se menciona, permite reducir etapas en producción, así como consumos de tiempo y de energía.

4. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a COLCIENCIAS el financiamiento del proyecto No. 12100817302, del cual hizo parte este trabajo. Igualmente a la Universidad Pontificia Bolivariana por el financiamiento de los proyectos: 882-05/06-S21 y 802-11/05-S21.

5. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

[1] D. J. B. D. Brabazon, A. J. Carr, Mechanical stir casting of aluminium alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties, *Materials Science and Engineering*, A326, pp 370–381, 2002.

[2] Xu and *et al*, Thermal conductivity of SiC fine particles reinforced Al alloy matrix composite with dispersed particle size, *Journal of applied physics*, 95, pp 722-726, 2004.

[3] D. B. S. Naher., L. Looney, Simulation of the stir casting process, *Journal of Materials Processing Technology*, 143–144 pp 567–571, 2003.

[4] B. Molinas, Tecnologías innovativas para la fundición de aleaciones no ferrosas, *jornadas sam/ conamet/ simposio materia*, 2003.

[5] M. L. Yalin Lu, W. Huang and H Jiang, Deformation behavior and microstructural evolution during the semi-solid compression of

Al-4Cu-Mg alloy, *Materials Characterization* 54, pp 423-430, 2005.

[6] B. N. P. Falak, Rheocasting of an Al–Si alloy, *Scripta Materialia*, 53, pp 53–57, 2005.

[7] T. Basner, Rheocasting of Semi-Solid A357 Aluminum, *sae technical paper series,* 2000.

[8] K.O. Umit Cocen, The production of Al-Si alloy-SiCp composites via compocasting: some microstructural aspects, *Materials Science and Engineering*, 221, pp 187-191, 1996.

[9] G. R. P. A.M. Gokhale, Analysis of variability in tensile ductility of a semi-solid metal cast A356 Al-alloy, *Materials Science and Engineering A*, 392, pp 184–190, 2005.

[10] J. Prohaszka, Some of the technologies, which can improve the properties of anisotropic materials, *Journal of Materials Processing Technology*, 161, pp 181–185, 2005.

[11] N. Altinkok, Microstructure and Tensile Strength Properties of Aluminium Alloys Composites Produced by Pressure-assisted Aluminium Infiltration of Al2O3/SiC Preforms*, Journal of composite materials*, 38, pp 1533-1543, 2004.

[12] P. A. K. J. X. Dong, G. Durrant and B. Cantor, The Effect of Sr and Fe Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of a Direct Squeeze Cast Al-7Si-0.3Mg Alloy, *Metallurgical and materials transactions A*, 30, pp 1341-1356, 1999.

[13] J. Coleto, Fabricación y caracterización de un material compuesto base aluminio reforzado con fibras cortas de carbono por las técnicas de mezcla en estado líquido/semisólido y forja líquida sobre preformas porosas, PhD. tesis, Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 2000.

[14] L. K. S. Balasivanandha, S. Kathiresan and B. Mohan, Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composite*, Journal of Materials Processing Technology*, 171, pp 268–273, 2006.

[15] N. Eustathopoulos, M. G. Nicholas and B. Drevet, Wettability at high temperatures, Pergamon Materials Series 3, 1999, 419p.

[16] S.Y. OH and *et al*, Wetting of ceramics particulates with liquid aluminum alloys: part II. Study of wettability, *Metallurgical transactions*, 20A, pp 533-541, 1989.

[17] G, Wang and J.J. Lannutti, Static wetting of a liquid drop on a solid, *Journal of Materials Science*, 30, pp 3171-3176, 1995.

[18] A. M. Davidson and D. Regener, *Comp. Sci. Techn*. 60, (2000) 865.

[19] C. A. Leon and R. A. L. Drew, *J. Mater. Sci*. 35 (2000) 4763.

[20] W. S. Chung, and. Chang and S. *J . Lin, Plat. Surf. Finish.* 83 (1996) 68.

[21] M. Arroyave, M. F. Valencia, J. Cruz y H. V. Martínez. Síntesis de composites Cu/β-SiC, mediante Electroless Plating. *IV Congreso Internacional de Materiales*. GIMAV-UTP. Facultad de Ingeniería Mecánica. Pereira-Colombia. Septiembre 10-14 de 2007.

[22] R. Sharma, R.C. Agarwala and V. Agarwala, Development of copper coatings on ceramic powder by electroless technique, *Applied Surface Science*, 2006.

[23] A. Morales, S. Sánchez, M. F. Valencia, C. Zuluaga, A. Duque, J. Cruz y H. V. Martínez. Diseño y automatización del proceso de fundición semi-sólida de partes fabricadas en Composites Metálicos. *8° Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*. Pontificia Universidad Católica del Perú. Cusco-Perú. 23-25 Octubre-2007.

[24] LLOYD, D.J. et al. Microstuctural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method. En: Materials science and engineering. Vol. A107, 1989. p. 73-80.

[25] M. C. Flemings, et al. "Semi-Solid Forming: the process and the path forward".Metallurgical Science and Technology, vol. 18. No. 2, 2000.

[26] M. Modigell, et al. "Rheological modelling on semisolidmetal alloys and simulation of thixocasting processes". Journal of Materials Processing Technology. Vol. 111, 2001.

[27] A. Maciel, A. et al. "Thermodynamic predictions of wrought alloy ompositions amenable to semi-solid processing". Acta Materialia, vol. 51, No. 8, pp.2319-2330, 2003.

[28] IBRAHIM, I. A. et al. Composites de matriz metálica reforzados con partículas. Journal of Materials Science. S.l. Vol 26, no.5 (1991) ; p.1137 – 1156

[29] MCKIMPSON, M.G. et al. Processing and properties of metal matrix composites containing discontinuous reinforcement. Materials science and engineering. Vol A107, 1988. p.93-106

[30] ROZAK, G.A. et al. Technical paper series 930180