

Consideraciones físicas en el procesamiento de metales reforzados por rheocasting

*Háder Vladimir Martínez**, *Luis Javier Cruz** y *Farid. Chejne***

(Recibido el 28 de marzo de 2001)

Resumen

El procesamiento por rheocasting de metales reforzados fue analizado en este trabajo utilizando consideraciones físicas y algunas fisicoquímicas. Para el análisis, se divide la síntesis del material en tres etapas: formación de glóbulos por cizallamiento mecánico, desaglomeración de los glóbulos y alimentación de partículas de refuerzo.

Se observa que las irreversibilidades internas en la primera etapa están asociadas a la evolución microestructural del metal debida al corte. En la segunda etapa el material presenta un comportamiento tixotrópico, el cual es más o menos reversible. Durante la tercera etapa, se debe invertir trabajo para la inmersión del refuerzo y éste puede calcularse a partir de las componentes inerciales, de tensión superficial y de flotación del reforzante.

----- *Palabras clave:* rheocasting, procesado semisólido, metales reforzados, reología, mojabilidad.

Physical considerations in the processing of reinforced metals by rheocasting

Abstract

The processing by rheocasting of reinforced metals was analyzed in this work using physical and physical-chemical considerations. For the analysis, the synthesis of the material is divided in three stages: globules formation by mechanical shear, desagglomeration of globules and feeding of reinforcement particles. It is observed that the internal irreversibility in the first stage is associate to the microstructural evolution of the metal due to the cut. In the second stage the material presents a thixotropic behavior, which is more or less reversible. During the third stage, work for the immersion of the reinforcement must be added and this one can calculate as a function of the reinforced inertial components, superficial tension and flotation forces.

----- *Key words:* rheocasting, semi-solid process, reinforced metals, rheology, wetting.

* Grupo de Investigación sobre Nuevos Materiales. Universidad Pontificia Bolivariana. Medellín. hadervm@logos.upb.edu.co.

** Instituto de Energía y Termodinámica. Universidad Pontificia Bolivariana. Medellín. fchejne@logos.upb.edu.co.

Introducción

En el conjunto de materiales compuestos, los metales reforzados y en especial aquellos reforzados con partículas (MRP) han adquirido gran popularidad en los últimos años debido a la excelente combinación de propiedades de los reforzantes, generalmente cerámicos, con la ductilidad de una matriz metálica [1]. La fabricación de estos materiales, sin embargo, no es tarea fácil ya que por un lado, las partículas cerámicas presentan una escasa o nula mojabilidad por parte de metales líquidos y por otro, pueden existir problemas de floculación y sedimentación como consecuencia de la diferencia de densidades entre ambos materiales [2].

En tal sentido, el uso de técnicas de procesamiento semisólido ofrece ciertas ventajas para la fabricación de MRP, principalmente desde el punto de la cantidad de reforzante que es posible incorporar y de la homogénea distribución de partículas que se puede alcanzar, gracias a la acción de mezcla inherente a dichos procesos [3]. Durante la síntesis de un MRP por dichas técnicas, están presentes diversos fenómenos como por ejemplo, la transformación de la microestructura dendrítica en globular, la desaglomeración de la fase sólida transformada, el mojado y dispersión del material de refuerzo y la solidificación del material compuesto. La comprensión de las interacciones físicas presentes en dichos fenómenos es trascendental para definir el valor de los parámetros que permitan conseguir un material con propiedades y características óptimas.

En este artículo se analiza la técnica de procesamiento semisólido conocida como *rheocasting* y su extensión a la fabricación de metales reforzados con partículas. Desde el punto de vista físico se dan algunas explicaciones parciales de los fenómenos presentes en la fabricación de un material compuesto por esta técnica.

Procesado por rheocasting de MRP

Desde inicios del decenio de 1970 se encontró que cuando un metal o aleación metálica es agitada vigorosamente durante su solidificación, la forma de la fase sólida resultante no es dendrítica sino de tipo globular [4]. El fluido resultante posee además elevada fluidez, aun con fracciones de sólidos tan altas como de un 60% en volumen [5]. Este proceso así descrito es conocido como rheocasting.

Mehrabian y colaboradores [6] usaron por primera vez el rheocasting para la incorporación de materiales particulados o fibrosos en aleaciones metálicas, de manera que el material compuesto así obtenido pudiera ser colado. Hoy en día el uso del rheocasting se ha extendido en gran medida a la fabricación de piezas de MRP que compiten ventajosamente con partes hechas de metales convencionales en sectores tan variados como el automotriz, aplicaciones electrónicas, deportivas y también aeronáuticas.

En la fabricación de un MRP por rheocasting la aleación metálica se calienta inicialmente hasta una temperatura ligeramente superior a la de líquidos (figura 1). Una vez se ha alcanzado dicha temperatura, se procede a la inmersión de un agitador mecánico. Durante el enfriamiento posterior hasta la temperatura de trabajo en el intervalo sólido-líquido de la aleación particular, la velocidad de giro del agitador y por tanto la tasa de cizallamiento ($\dot{\gamma}$), se aumentan gradualmente hasta un valor constante que garantice la completa transformación microestructural del material como se muestra en la figura 1.

A continuación y durante una mezcla isotérmica ocurre la inmersión del reforzante. La acción de mezcla debe garantizar una completa distribución del material de refuerzo en la matriz metálica para finalmente, luego de un tiempo de mezcla definido, colar la pasta obtenida directamente en un molde.

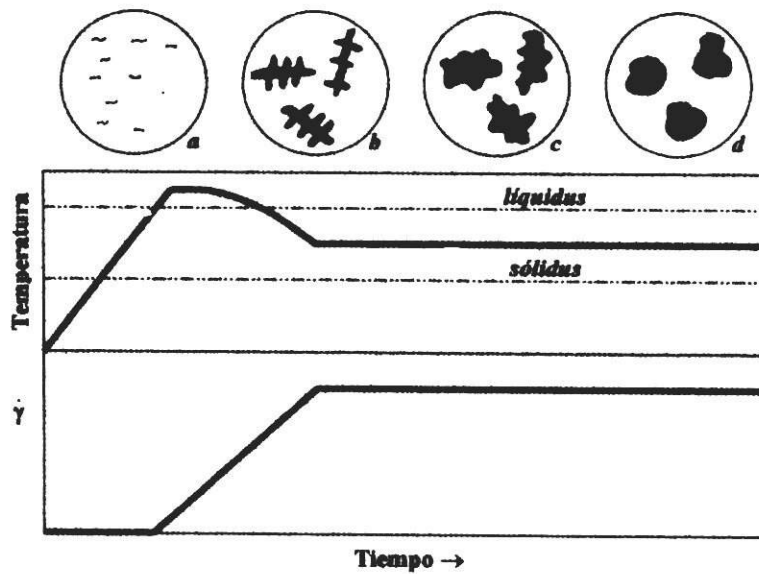


Figura 1 Evolución microestructural del metal durante el procesado semisólido: a) metal líquido, b) formación de la fase primaria dendrítica, c) inicio de la transformación dendrítica, d) forma final de tipo globular

Transformación de la microestructura dendrítica en globular

El fenómeno de crecimiento dendrítico está fundamentado en la literatura como un fenómeno gobernado por el subenfriamiento del metal líquido. Conforme crece la dendrita, el calor latente de fusión pasa al líquido subenfriado y eleva su temperatura hacia la de solidificación, en este proceso pueden aparecer brazos secundarios con el fin de acelerar la liberación de calor latente [7]. Sin embargo, en el caso analizado es necesario considerar paralelamente fenómenos mecánicos asociados, como el corte y separación de los brazos dendríticos. A continuación se analizan estos aspectos.

Esfuerzo de cizalladura

La energía asociada con la separación por cizallamiento de los brazos dendríticos puede ser explicada si se considera inicialmente el trabajo requerido para lograr la separación de un brazo de la ramificación dendrítica, como se ilustra en la figura 2. Dicho trabajo, δW puede calcularse como:

$$\delta W = \tau dV \quad (1)$$

Donde τ es la resistencia a cizalladura del sólido y dV el cambio en volumen, el cual aparece en virtud de las fuerzas que bajo la acción de la energía aportada en forma de trabajo, generan el moldeo las dendritas en glóbulos. Una expresión para dV puede obtenerse si se considera el fenómeno de solidificación-cizallamiento como un proceso a presión constante. En tal caso, si β es el coeficiente volumétrico de expansión térmica, a presión constante, del sólido que está siendo transformado, entonces:

$$\delta W = \tau \beta V dT \quad (2)$$

Si se considera la dendrita de la figura 2 como un sistema cerrado, durante el proceso de cizallamiento isotérmico, al realizar un balance de energía se puede mostrar que:

$$\tau = (\rho C / \beta) \quad (3)$$

ρ es la densidad del sólido y C su capacidad calórica.

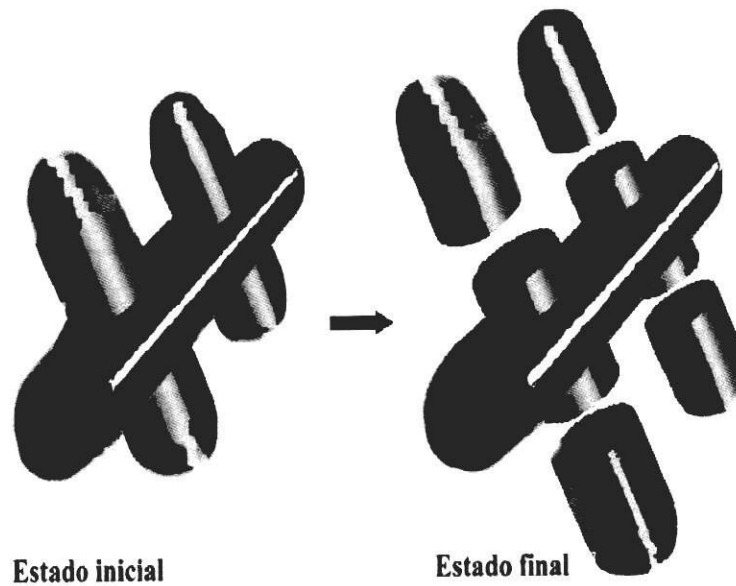


Figura 2 Despegue de brazos dendríticos durante el procesado semisólido de una aleación metálica

El valor de t debe ser superado durante la agitación para conseguir la transformación de la fase sólida dendrítica en globular. El producto del numerador de la ecuación (3) puede dar una idea en magnitud de la energía de corte requerida. La figura 3 ilustra de manera esquemática, dicho comportamiento para aceros, aleaciones con base cobre y cinc durante un potencial procesado semisólido.

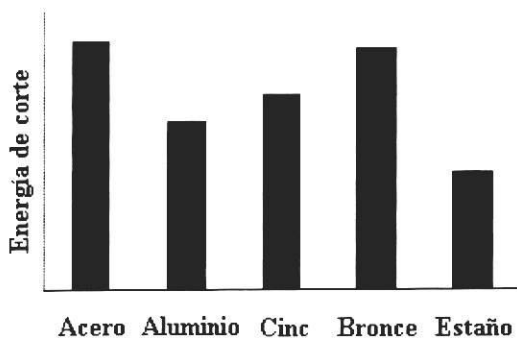


Figura 3 Diagrama esquemático del posible consumo de energía para el rompimiento de brazos dendríticos durante el procesado semisólido

Comportamiento reológico

Hasta el momento no hay unicidad de criterio sobre el mecanismo que opera en la transformación microestructural de un metal fundido y agitado. Sin embargo, se han desarrollado algunos modelos que permiten comprender parcialmente las características reológicas de estos materiales, dichos modelos se fundamentan en la caracterización de la viscosidad aparente y la dependencia de ésta con la fracción de sólidos, la velocidad de corte, su duración y la velocidad de enfriamiento. En las figuras 4a y 4b, se muestra la variación general de la viscosidad aparente a diferentes velocidades de corte y enfriamiento, según Mehrabian y Flemings [8]. Se observa respectivamente que: a) la viscosidad disminuye con el aumento de la velocidad de corte cuando se mantienen constantes la velocidad de enfriamiento y la fracción volumétrica de sólidos y b) la viscosidad decrece con la disminución de la velocidad de enfriamiento cuando tanto la tasa de corte como la fracción de sólidos se mantienen constantes.

Tanto el incremento de la velocidad de corte como la disminución de la tasa de enfriamiento, dan

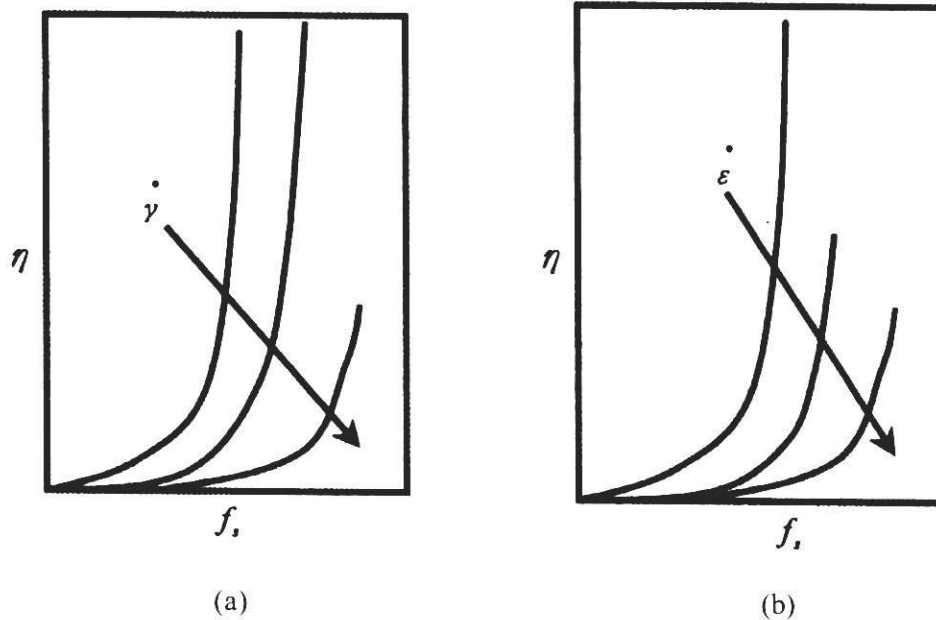


Figura 4 Comportamiento de la viscosidad aparente (η) vs. la fracción de sólidos (f_s) para: a) aumento en las velocidades de corte ($\dot{\gamma}$) y b) disminución de la tasa de enfriamiento ($\dot{\epsilon}$)

como resultado partículas más esféricas, fenómeno que se ve favorecido cuando ambos efectos son simultáneos en el tiempo. Estos efectos pueden ser entendidos, en parte, en términos de la evolución microestructural que muestra la figura 1.

Adicionalmente, al cizallar el material partiendo del estado líquido a una velocidad de enfriamiento dada, hasta una fracción de sólidos fija y posteriormente bajo condiciones isotérmicas, se tiene que la viscosidad disminuye hasta una condición en la que permanece estable. En este estado, un aumento de la velocidad de corte genera una disminución adicional de la viscosidad aparente y viceversa. Tal comportamiento es claramente tixotrópico y parece ser más o menos reversible, de manera que se retorna al valor original de viscosidad luego de variaciones en la tasa de corte (figura 5). En general, pastas semisólidas producidas a partir de diferentes velocidades de corte iniciales exhiben diferente comportamiento tixotrópico, ya que partiendo de tasas de corte más altas se consiguen viscosidades sustancialmente más bajas [9] (figura 6).

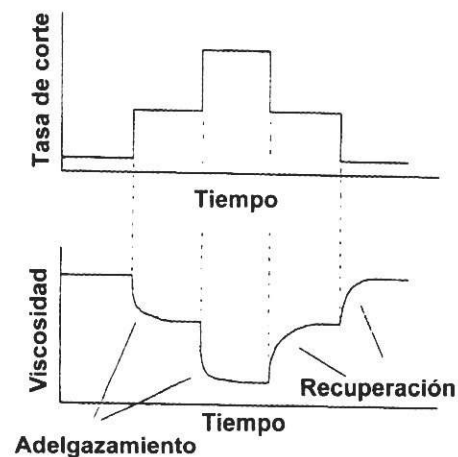


Figura 5 Diagramas que ilustran el comportamiento tixotrópico de pastas metálicas semisólidas [11]

Desaglomeración de la fase sólida globular

Una vez se ha conseguido la transformación de dendritas a glóbulos, la mezcla debe asegurar además una distribución homogénea de la fase sólida globular obtenida. En este proceso pue-

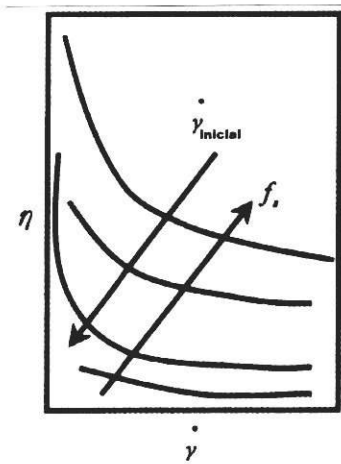


Figura 6 Efecto del aumento de la tasa de corte inicial y de la fracción de sólidos durante el procesado semisólido

den presentarse aglomeraciones, desaglomeraciones y cizallamientos adicionales de los mismos glóbulos. Desde el punto de vista morfológico, la explicación general de la tixotropía de metales semisólidos se atribuye precisamente a estos fenómenos, en general se acepta que las colisiones y aglomeraciones de fases sólidas a bajas tasas de corte (casi en el reposo) incrementan la viscosidad [11], mientras que las altas tasas de corte rompen estos aglomerados con lo cual la viscosidad disminuye [12] (figura 7).

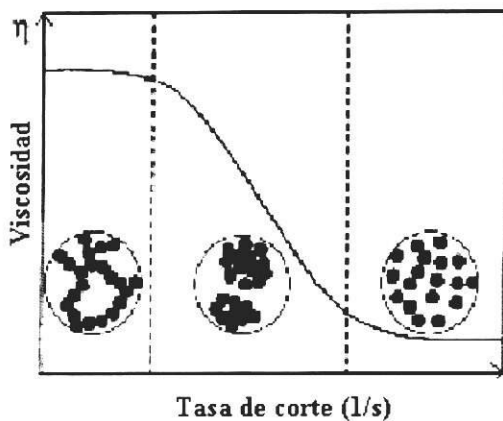


Figura 7 Disociación de aglomerados durante el corte y reconstrucción de los mismos a bajas tasas de cizallamiento [14]

Una ecuación cinética de la forma:

$$d\lambda/dt = g(\dot{\gamma}, \lambda) \quad (4)$$

puede servir para describir la tasa de cambio de la estructura (d/λ) con λ una función que denota el estado de aglomeración. En la ecuación (4), $\lambda = 0$ si $\dot{\gamma} \rightarrow \infty$, o, $\lambda = 1$ si $\dot{\gamma} \rightarrow 0$

El comportamiento tixotrópico del material puede ser explicado si se hace un balance entre la velocidad de aglomeración de las fases sólidas y su destrucción debida al corte, de manera que la ecuación cinética puede expresarse como:

$$d\lambda/dt = a(1-\lambda) - b\dot{\gamma}\lambda \quad (5)$$

siendo a y b constantes.

El primer término de la ecuación (5) aparece en relación con el fenómeno de aglomeración, mientras que el segundo acontece para el fenómeno de desaglomeración.

Brown [14, 15] considera los mecanismos implicados en la etapa de desaglomeración de la fase sólida globular mediante un modelo de viscosidad de la forma $\eta = \eta(\dot{\gamma}, f_s, \lambda)$, el cual también incluye una ecuación cinética para el cambio estructural, de la forma: $d\lambda/dt = \lambda(\dot{\gamma}, f_s, \lambda)$, f_s es la fracción de sólidos. Este modelo posee dos componentes similares a los descritos en la ecuación (5), uno que denota una función estática de endurecimiento y otro a una función dinámica de ablandamiento.

Mojado y dispersión del material de refuerzo

La etapa posterior de inmersión del material del refuerzo debe realizarse sin atrapamiento de aire. Este proceso de inserción está dado en términos de la mojabilidad partícula-matriz, de las energías superficiales que controlan dicha mojabilidad y de la velocidad de alimentación del refuerzo. En este proceso, es necesario que la partícula de

refuerzo viaje desde una fase en estado gaseoso (medio ambiente) hasta la fase líquida (figura 8).

Con el fin de predecir el comportamiento de la partícula durante dicha transferencia, se han propuesto modelos termodinámicos y cinéticos. Las aproximaciones termodinámicas realizadas por Neuman y colaboradores en los 70 [16], no tuvieron en cuenta la acción de las fuerzas de flotación sobre la partícula. Rohatgi y Asthana en los 80 [17], llevaron a cabo cálculos más exactos teniendo en cuenta las fuerzas de flotación. Ellos asumieron el equilibrio termodinámico en las superficies (donde presenta validez la ecuación de Young) pero ignoraron el papel realizado por las películas de óxido sobre la superficie líquida, lo cual se puede obviar utilizando un equipo de proceso con atmósfera controlada [18].

El cambio total de energía libre involucrado en la transferencia de la partícula es así calculado como la suma de los cambios de energía en las superficies, fuerzas de flotación y energías potenciales involucradas. Por tanto, el trabajo requerido para la transferencia de la partícula desde la fase gaseosa hasta la fase líquida es:

$$W_{\gamma} = E_i + E_{\gamma} + E_f \quad (6)$$

Donde E_i es la energía debido a las fuerzas inerciales, E_{γ} la componente de la energía superficial, y E_f la energía debido a las fuerzas de flotación. El balance de fuerzas es:

$$\Sigma F = F_i + F_{\gamma} + F_f \quad (7)$$

Asumiendo que el sentido negativo de las abscisas es de gas a líquido (figura 8), si $\Sigma F < 0$ entonces la partícula es incorporada a la matriz; por el contrario si $\Sigma F > 0$ entonces la partícula flota. La fuerza inercial puede ser calculada como:

$$F_i = -ma \quad (8)$$

Donde a es la aceleración y m la masa de la partícula.

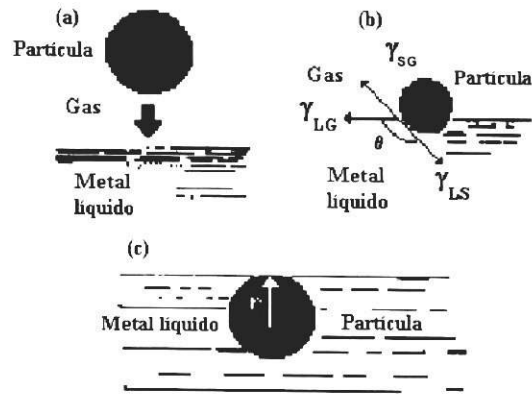


Figura 8 Transferencia de una partícula sólida desde la fase gaseosa a la fase líquida. a) Antes de la inmersión de la partícula; b) partícula en la superficie del líquido, θ es el ángulo de contacto formado entre el sólido y el líquido, γ_{ls} , por ejemplo, es la energía superficial en la interfase líquido-sólido; c) partícula después de la inmersión

La fuerza debida a las energías superficiales puede ser calculada de acuerdo con la variación de la energía superficial (γ) durante la transferencia de la partícula de gas a líquido así:

$$\Delta E_{\gamma} = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad (9)$$

En el equilibrio (figura 9), se tiene que:

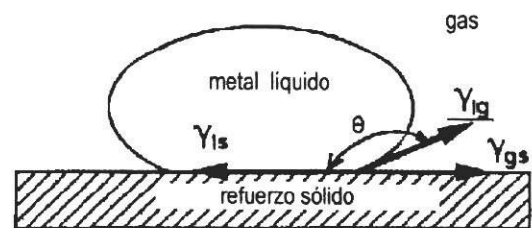


Figura 9 Energías superficiales en equilibrio termodinámico para una gota de metal líquido sobre un sustrato cerámico sólido

$$\gamma_{lg} \cos \theta = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad (10)$$

De (9) y (10): $\Delta E_\gamma = \gamma_{lg} \text{Cos}\theta$. Para una partícula dada ΔE_γ total es igual a $\Delta E_p = A_p \gamma_{lg} \text{Cos}\theta$, donde A_p es el área superficial de la partícula. Entonces, si la partícula debe viajar una distancia de $2r$ para introducirse desde la fase gaseosa a la fase líquida:

$$F_\gamma = \frac{\Delta E_p}{2r} = \frac{A_p \gamma_{lg} \text{Cos}\theta}{2r} \quad (11)$$

Para partículas esféricas, en términos de la masa de la partícula y su densidad (ρ_p), se tiene:

$$F_\gamma = (6\pi^2)^{1/3} (m/\rho_p)^{1/3} \gamma_{lg} \text{Cos}\theta \quad (12)$$

Para partículas cúbicas:

$$F_\gamma = 6(m/\rho_p)^{1/3} \gamma_{lg} \text{Cos}\theta \quad (13)$$

En general:

$$F_\gamma = K_s (m/\rho_p)^{1/3} \gamma_{lg} \text{Cos}\theta \quad (14)$$

Donde:

K_s es un factor de forma. Finalmente, la fuerza de flotación F_f puede ser calculada como:

$$F_f = V_p Y = V_p \rho_L a = ma \rho_L / \rho_p \quad (15)$$

Donde:

V_p es el volumen de la partícula, Y es el peso específico del metal líquido y ρ_L su densidad.

Substituyendo (8), (14) y (15) en (7), las fuerzas aplicadas a una partícula pueden ser calculadas como:

$$\Sigma F = ma(\rho_L/\rho_p - 1) + K_s (m/\rho_p)^{1/3} \gamma_{lg} \text{Cos}\theta \quad (16)$$

Si el cambio de velocidad de alimentación del reforzante es dv , entonces el trabajo de inmersión puede calcularse como:

$$\delta W_\gamma = \Sigma F dv \quad (17)$$

Luego de que se ha alimentado el material de refuerzo, es necesario mantener una mezcla isotérmica que garantice la homogénea distribución del mismo en la masa semisólida de metal. La interacción de energía total durante el procesado por rheocasting, se puede resumir entonces como la suma del trabajo de corte necesario para la transformación dendrítica en globular (ec. 2), el trabajo de inmersión (ec. 17) y finalmente el trabajo asociado con la distribución del material del refuerzo (δW_{mezcla}):

$$\delta W_{total} = \delta W_{corte} + \delta W_\gamma + \delta W_{mezcla} \quad (18)$$

El trabajo total real es:

$$(\delta W_{total})_{real} = \delta W_{corte} + \delta W_\gamma + \delta W_{mezcla} + \delta W_{perdido} \quad (19)$$

La ecuación (19) puede escribirse como:

$$(\delta W_{total})_{real} = \delta W_{reversible} + \delta W_{perdido} \quad (20)$$

El término del trabajo perdido ($\delta W_{perdido}$), corresponde a las irreversibilidades del proceso, las cuales están asociadas a gradientes de concentración durante la mezcla, la destrucción de enlaces no recuperables en el cizallamiento del material y a los nuevos enlaces creados luego de la inmersión de las partículas de refuerzo. Estos fenómenos son inevitables y además son inherentes al proceso, por tanto, se requeriría una cantidad de energía adicional si se desea contrarrestar el trabajo perdido.

Es claro que durante el procesamiento por rheocasting de una aleación metálica se generan dos fenómenos microestructurales. En primer lugar, el estado de aglomeración de la fase sólida denotado por el parámetro λ , que es de carácter reversible y depende de la tasa de corte a la cual esté sometido el material, el término $\delta W_{reversible}$ posee entonces una fuerte incidencia en el comportamiento tixotrópico del metal. En segundo lugar, las estructuras de tipo globular resultan ser formaciones de tipo irreversible, en tal sentido, el componente $\delta W_{irreversible}$ de la ecuación

(20) es el responsable de la transformación microestructural de la fase sólida dendrítica en globular.

En el caso de la inmersión del material de refuerzo, la reversibilidad o no de dicho proceso está relacionada con el fenómeno posterior de unión entre el refuerzo cerámico y el metal matriz. En este proceso de unión, ocurrido durante la solidificación del material compuesto [19], pueden generarse zonas de intercara de fácil disolución durante un posterior calentamiento del material compuesto, de manera que se puedan separar las partículas reforzantes de la aleación metálica por diferencias en sus densidades. Si por el contrario se generan zonas de alta reactividad y de difícil disolución, aun a altas temperaturas [20], el proceso de separación tendrá características irreversibles. Este último fenómeno explica en parte las dificultades tecnológicas asociadas con el reciclado de los MRP, tema que al nivel científico aún no ha comenzado a estudiarse con profundidad [21].

Conclusiones

- Durante el procesado de un MRP por la técnica de rheocasting se desarrollan fenómenos como la transformación de la microestructura dendrítica en globular, la desaglomeración de la fase sólida transformada, y el mojado y dispersión del material de refuerzo.
- Además de la transformación dendrítica, las colisiones y aglomeraciones de fases sólidas a bajas tasas de corte y la desaglomeración a altas tasas, dan lugar a un comportamiento reversible de carácter tixotrópico.
- La interacción de energía total durante el procesado por rheocasting, puede calcularse como la suma del trabajo de corte necesario para la transformación dendrítica en globular, el trabajo de inmersión y el trabajo asociado con la distribución del material del refuerzo.
- Las irreversibilidades presentes se deben tanto a la acción de agitación como a la intro-

ducción del material de refuerzo, este último fenómeno depende en gran medida de las características de la interfase generada durante la solidificación del material compuesto.

Referencias

1. Chawla K. K. *Composite Materials: Science and Engineering*. New York. Springer-Verlag. 1987. p. 72.
2. Delannay, F. *et al.* "The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal Matrix Composites". En: *Journal of Material Science*. No. 22. 1987. pp. 1-16.
3. Rohatgi, P. K., "Cast Metal Matrix Composites". En: *Metals Handbook*. Vol. 15. Casting, 9th edition. Ohio. 1992. pp. 840-854.
4. Spencer, D. B. *Ph.D. Thesis*. Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, 1971.
5. Flemings, M. C. "Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State". En: *Metallurgical Transactions A*. Vol. 22A. May, 1991. pp. 957-981.
6. Mehrabian, R. *et al.* "Preparation and Casting of Metal-Particulate Non-Metal Composites". En: *Metallurgical transactions*. Vol. 5. August, 1974. pp. 1.899-1.905.
7. Kirkwood D. H. "Semisolid metal Processing". En: *International Materials Reviews*. Vol. 39. No 5. 1994. pp. 173-189.
8. Mehrabian, R. *et al.* "Casting in the Liquid Solid Region". En: *New Trend in Materials Processing, Seminar ASM*. 1974.
9. McLelland, A. R. A. *et al.* "Anomalous Rheological Behaviour of Semi-Solid Alloy Slurries at Low Shear Rates". En: *Materials Science and Engineering*. Vol. A232. 1997. pp. 110-118.
10. Turng L. S. *et al.* *Journal of Materials Science*. Vol. 26. 1991. pp. 2.173-2.183.
11. Mada, M. *et al.* "Rheological Model of Semi-Solid A356-SiC Composite Alloys Part II: Reconstitution of agglomerate structures at rest". En: *Materials Science and Engineering*. Vol. A212. 1996. pp. 171-177.
12. Mada, M. *et al.* "Rheological Model of Semi-Solid A356-SiC Composite Alloys Part I: Dissociation of Agglomerate Structures During Shear". En: *Materials Science and Engineering*. Vol. A212. 1996. pp. 157-170.
13. Pérez M. *et al.* "Computer Simulation of the Microstructure and Rheology of Semi-Solid Alloys

- Under Shear". En: *Acta. Mater.* Vol. 48. 2000. pp. 3.773-3.782.
14. Brown, S. B. *et al.* *Nature and properties of semi-solid materials*. TMS Publ. 1992. pp. 231-243.
15. Brown, S. B. En: *Proc. 5th International Conference on the modeling of Castings, welding and solification processes*. ed. TMS. Warrendale. PA. 1990.
16. Neuman, A. W. *et al.* "Thermodynamics of Particle Engulfment". En: *Colloid-Z. U.Z. Polymere*. Vol. 251. 1973. pp. 415-423.
17. Rohatgi, P. K. *et al.* "Transfer of Particles and Fibers from Gas to Liquid During Solidification Processing of Composites". En: *Cast Reinforced Metal Composites*. Ed. ASM International. 1988. pp. 61-66.
18. Martínez, Vladimir. *et al.* "Componentes Básicos de un Sistema de Reocolado para la Fabricación de Materiales Compuestos". En: *VI Jornadas de Investigación*. U.P.B. Medellín, Colombia. 1998.
19. Rohatgi, P. K. *et al.* "Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites". En: *International Metals Reviews*. Vol. 31. No. 3. 1986. pp. 115-138.
20. Varuzn, M. *et al.* "Modeling of the reactive immersion of ceramic particles into molten aluminium alloys". En: *Composites Science and Technology*. Vol. 59. 1999. pp. 1.503-1.511.
21. Suresh, Subra. *et al.* *Fundamentals of Metal-Matrix Composites*. United States of America. Butterworth-Heinemann. 1993. p. 100.