

# **2 ASPECTOS TEÓRICOS DE LOS PROCESOS DE CONFORMACIÓN EN ESTADO SEMISÓLIDO**

## **2.1. PROPIEDADES TIXOTRÓPICAS**

La tixotropía es un fenómeno según el cual un fluido viscoelástico disminuye su viscosidad aparente al ser agitado violentamente, hasta alcanzar un estado estacionario después de un tiempo de agitación [Val96]. Esto implica una disminución de la viscosidad o del esfuerzo de corte con el tiempo, bajo condiciones isotérmicas y velocidades de cizalla estacionarias [Str61] [Fan02]. Los materiales que se comportan así se denominan tixotrópicos.

Una característica importante de las aleaciones que poseen un comportamiento tixotrópico es que, si solidifican totalmente, pueden recuperar sus propiedades tixotrópicas mediante un posterior calentamiento a la temperatura de estado semisólido. Esta reversibilidad se debe al proceso de aglomeración-desaglomeración que sufre la fase sólida primaria al aumentar la velocidad de agitación [Bro92] [Qua94]. La formación de aglomerados en la fase sólida primaria se produce cuando la velocidad de agitación es baja y si, a continuación, se aplica una elevada agitación, los aglomerados se destruyen (desaglomeración) y baja la viscosidad [Fle94] [Kir94].

## 2.2. REOLOGÍA DEL ESTADO SEMISÓLIDO

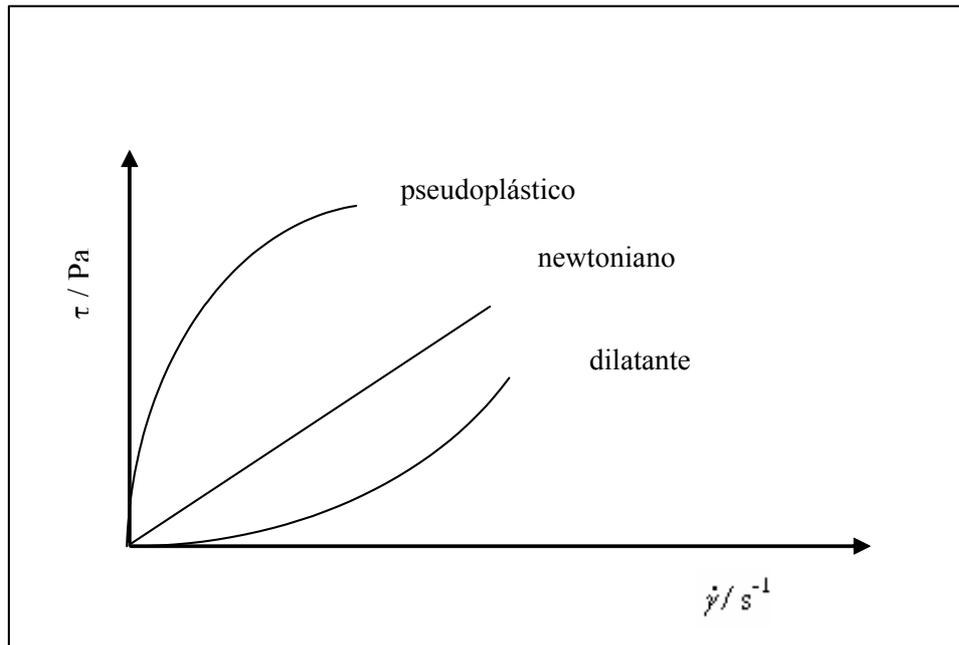
Si se representa gráficamente la respuesta de un fluido newtoniano frente a esfuerzos cortantes variables,  $\tau$ , con respecto a la velocidad de deformación,  $\dot{\gamma}$ , se obtiene una respuesta lineal (Fig. 2.1).

Este comportamiento se manifiesta en aleaciones con baja fracción de sólido ( $0 \leq f_s \leq 0,1$ ) y está definido por la ley siguiente:

$$\tau = \mu \cdot \dot{\gamma} \quad (2.1)$$

donde  $\mu$  es la viscosidad newtoniana;  $\dot{\gamma}$  es la velocidad de deformación o gradiente de velocidad (*cambio de velocidad a través de la distancia, en  $\text{cm s}^{-1}/\text{cm}$* ) y  $\tau$  es el esfuerzo cortante (*fuerza por unidad de área necesaria para alcanzar una deformación dada, en Pa*) [Ram88].

Para fracciones de sólido mayores ( $0,1 \leq f_s \leq 0,6$ ), el material se comporta como un fluido no newtoniano, donde la viscosidad depende del esfuerzo cortante aplicado. Esta dependencia se puede manifestar con comportamientos diferentes.



**Figura 2.1.** Representación de  $\tau$  en función  $\dot{\gamma}$  para distintos tipos de materiales.

Comportamiento pseudoplástico.

En este estado el material muestra una disminución de la viscosidad cuando aumenta el esfuerzo cortante. La viscosidad no es una constante del material, tiene un valor aparente para cada velocidad de corte. La ecuación reológica que mejor describe el sistema es la de Ostwald – De Waele, o ley de potencia [Kir94][Fle92]:

$$\tau = K. \dot{\gamma}^n \quad (2.2)$$

$$\eta = K. \dot{\gamma}^{n-1} = \eta_0. \dot{\gamma}^{n-1} \quad (2.3)$$

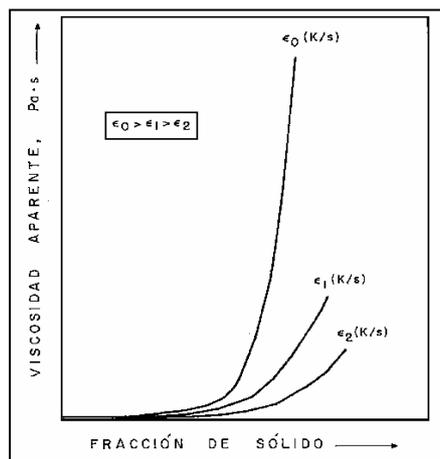
donde  $\eta$  es la *viscosidad no newtoniana*;  $k$  es el *coeficiente de viscosidad* o el *índice de consistencia*; y  $n$  es el índice de la ley de potencia o *índice de pseudoplasticidad* e indica el grado de comportamiento pseudoplástico, debido a la pérdida de viscosidad aparente al aumentar la velocidad de deformación. Para fluidos newtonianos  $n = 1$  y  $k$  es la viscosidad constante. Cuanto menor es este índice mayor es la pseudoplasticidad. El comportamiento pseudoplástico se manifiesta para valores de  $n$

< 1. Valores inferiores indican un comportamiento más tixotrópico. Para las aleaciones metálicas, se ha convenido designar como  $\eta_o$ , o viscosidad aparente (shear stress/shear rate), a la consistencia del material medida para  $\dot{\gamma} = 200 \text{ s}^{-1}$ . Además de variar con la velocidad de corte, la viscosidad aparente es sensible a la temperatura. El coeficiente de viscosidad  $k$  varía con la temperatura con una ecuación de tipo Arrhenius [Mor93].

La Ecuación 2.3 muestra que cuando la velocidad de agitación aumenta, la viscosidad disminuye. A mayor velocidad de agitación la aglomeración decrece debido a que los granos se vuelven más globulares. Hay que tener en cuenta, también, la influencia de la fracción sólida existente, es decir, la temperatura de estado semisólido a la que se encuentra la aleación y la velocidad de enfriamiento en temperatura absoluta (K) por segundo ( $\epsilon$ ).

La viscosidad tiene una fuerte dependencia de la velocidad de enfriamiento, como se ilustra en la Fig. 2.2 [Val96]. Para una velocidad de enfriamiento dada, la viscosidad aparente decrece cuando la velocidad de cizalladura media aumenta [Mil83] [Sue96].

En términos reológicos se dice que las aleaciones en estado semisólido exhiben un comportamiento pseudoplástico.

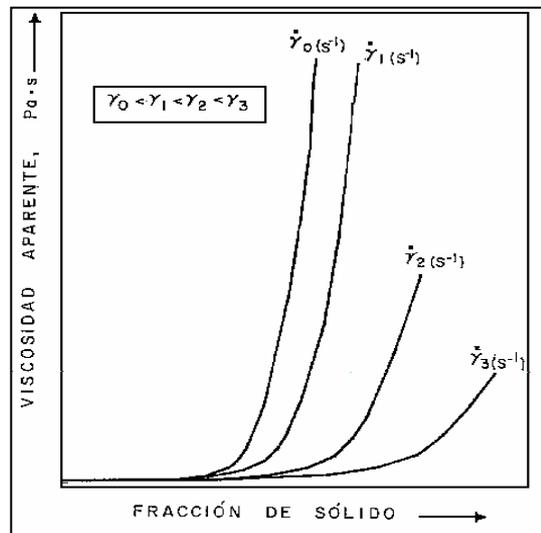


**Figura 2.2** Efecto de la velocidad de enfriamiento ( $\epsilon$ ) en la viscosidad aparente [Val96].

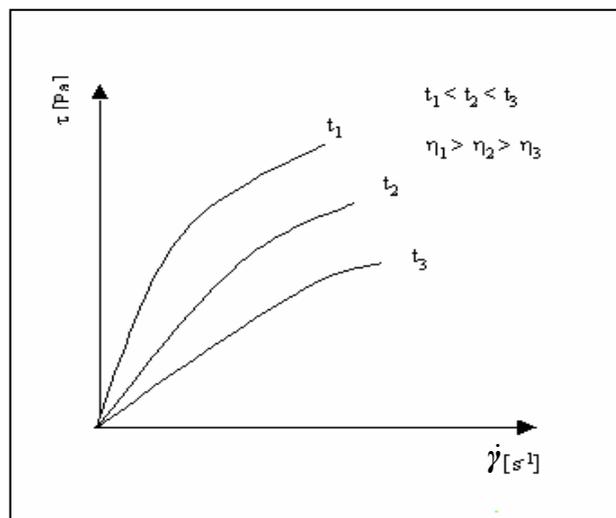
Comportamiento tixotrópico.

Este comportamiento aparece cuando el material muestra una disminución de la viscosidad ( $\eta$ ) con el aumento de la velocidad de deformación ( $\dot{\gamma}$ ) (Fig. 2.3) y así como también disminuye con el tiempo ( $t$ ) de aplicación de una tensión o de una deformación constante (Fig.2.4).

La tixotropía es un ejemplo de un comportamiento de dependencia con el tiempo donde la viscosidad de un material dado depende de su propia historia [Sal95]. Esta dependencia de la viscosidad con el tiempo de agitación es sumamente importante en el caso de una transformación industrial, dado que los procesos son tan rápidos que no se llega nunca al estado estacionario.



**Figura 2.3.** Efecto de la velocidad de agitación ( $\dot{\gamma}$ ) en la viscosidad aparente [Val96].



**Figura 2.4.**  $\tau$  en función de  $\dot{\gamma}$  para distintos tiempos de agitación ( $t$ ) y su efecto en la viscosidad aparente  $\eta$ .

Por último, para fracciones de sólido elevadas ( $0,6 < f_s$ ), la fase sólida es continua y forma un esqueleto. El metal se comporta en estos casos como un material viscoplástico poroso saturado de líquido.

### 2.3. EVOLUCIÓN DEL LODO SEMISÓLIDO

Para conocer cómo evoluciona la microestructura dendrítica, Spencer y otros realizaron estudios sobre las fuerzas implicadas en la deformación y fragmentación de las dendritas durante su formación y crecimiento [Spen72]. Como instrumento para este estudio se utilizaron viscosímetros del tipo Couette y Searle, formados por dos cilindros concéntricos (Fig. 2.5).

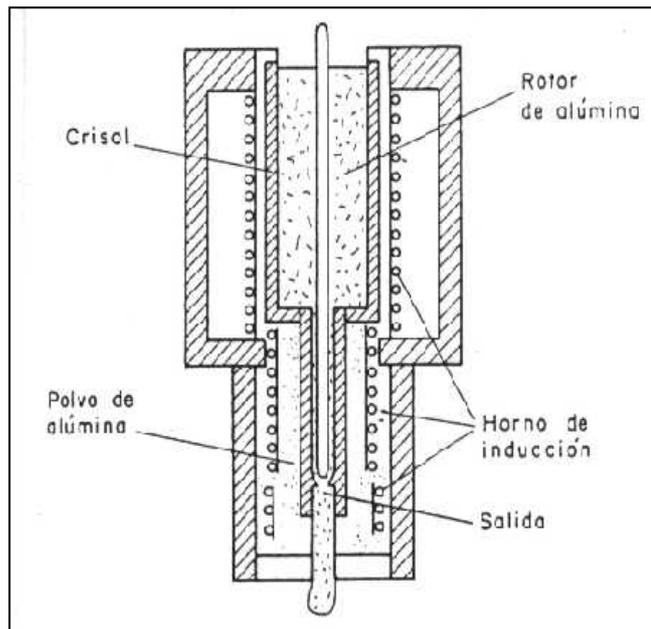


Figura 2.5. Viscosímetro tipo Couette [Val96].

Se utilizó una aleación de Sn-15% Pb, que se vertía fundida en el espacio interior entre los dos cilindros, haciendo girar, al mismo tiempo, el cilindro para producir esfuerzos de cortadura y dejando enfriar la aleación de forma continua. Durante el enfriamiento, se medían los siguientes parámetros implicados en la deformación: la

viscosidad en función de la fracción de sólido presente y la velocidad de agitación aplicada.

La aleación presentaba una pequeña resistencia a la cizalla, incluso para grandes porcentaje de sólido, cuando se encontraba en estado semisólido. La viscosidad disminuía con la velocidad de agitación formándose una microestructura globular.

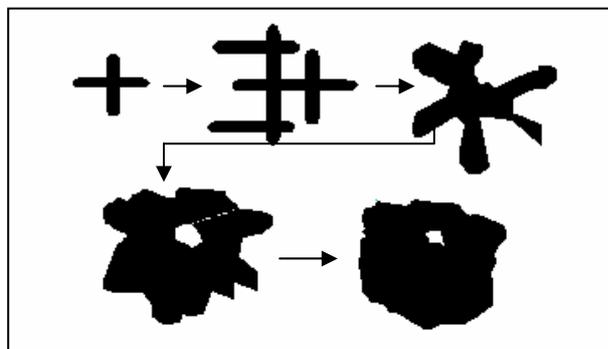
Otros experimentos han demostrado que la viscosidad es también función de la velocidad de enfriamiento. Es decir, mínimas velocidades de enfriamiento y elevados niveles de cortadura hacen que la viscosidad disminuya para una determinada fracción sólida [Val96].

La microestructura de las aleaciones sometidas a agitación durante su solidificación está controlada por cuatro variables [Val96]: velocidad de enfriamiento, velocidad de cizalla, tiempo de aplicación de la cizalla y porcentaje de fase sólida a cada temperatura.

El paso de la estructura dendrítica a una forma globular se atribuye a tres mecanismos: fragmentación, crecimiento y aglomeración.

### I. Fragmentación.

Se produce una fragmentación de la estructura dendrítica seguida de una morfología de tipo roseta como resultado de la coalescencia, cortadura y abrasión entre las partículas de la fase sólida y finaliza con una estructura globular (Fig. 2.6).



**Figura 2.6.** Evolución microestructural [Val96].

La observación de la microestructura de las aleaciones tixotrópicas (partículas primarias globulares) sugiere que la fragmentación de las dendritas es el mecanismo responsable de la formación de las estructuras globulares [Kir94]. Un ejemplo claro de esto se encuentra en el trabajo de Spencer y colaboradores [Spe72], en el que se indica que la rotura por cizalla ha tenido lugar una vez se ha producido la solidificación parcial que da lugar a las dendritas. En la microestructura se puede observar que la cizalla ha ocurrido de manera local y las dendritas se han roto para formar pequeños esferoides.

Hay que indicar que las condiciones existentes en el material en estado pastoso promueven el crecimiento dendrítico, ya que el soluto proveniente del líquido que difunde hacia la interfase de la partícula que crece, es arrastrado por el flujo de convección dando como resultado un elevado gradiente de soluto y un mayor subenfriamiento constitucional. Estas condiciones pueden verse potenciadas mediante velocidades de enfriamiento más elevadas, conduciendo a un rápido crecimiento y un mayor subenfriamiento en el material en estado pastoso.

Por consiguiente, los sólidos que presentan un crecimiento esférico tendrán interfases inestables que pueden romperse eventualmente dando como resultado una morfología dendrítica. Los resultados de templar una aleación durante la solidificación con agitación confirman que las partículas sólidas tienen inicialmente forma de dendritas.

Según Flemings [Fle91], hay distintos mecanismos posibles de fragmentación:

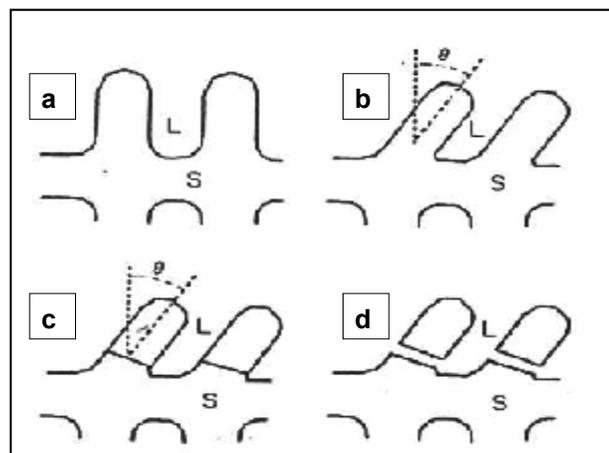
(a) Fractura de los brazos dendríticos, en el que los brazos se cizallan como resultado de la fuerza que se ejerce en los brazos por el flujo del fluido [Gar74]. Es difícil estimar la magnitud de estas fuerzas, las cuales se originan a partir de un gradiente de velocidad a lo largo del brazo dendrítico que flota. Hay que recordar que estas dendritas, debido a sus dimensiones y condiciones de crecimiento, son probablemente cristales sin dislocaciones ni entallas, en los que la fractura siempre es más difícil [Kir94].

(b) Refusión de los brazos desde su raíz, como resultado de una maduración normal en la cual se reduce el área superficial y a la que puede contribuir el flujo del fluido: (i) acelerando la difusión en el líquido, (ii) causando fluctuaciones térmicas y (iii)

generando tensiones en la raíz. Un alto contenido de soluto en el sólido de la raíz reducirá localmente el punto de fusión y facilitará la fusión en ese punto.

(c) Un mecanismo enteramente diferente ha sido propuesto por Vogel [Vog79], y discutido por Doherty [Doh84]. Se propone una recristalización como resultado de la tensión producida por la fuerza del fluido líquido, con una rápida penetración del líquido a través de las nuevas fronteras de grano.

En la Fig. 2.7 se representa el primer modelo donde los brazos de las dendritas se inclinan por la fuerza del flujo y la deformación plástica se acomoda por la generación de dislocaciones. A la temperatura del caldo, las dislocaciones pueden trepar y coalescer para formar fronteras de grano. Cuando la diferencia de orientación entre granos excede los  $20^\circ$ , la energía de la frontera de grano excede a la de la interfase sólido-líquido: el líquido podrá ahora penetrar rápidamente separando la rama de su tallo.



**Figura 2.7.** Modelo del mecanismo de fragmentación de la frontera de grano: a) dendrita no deformada, b) después del doblado, c) reorganización de la estructura para generar fronteras de grano y d) dendritas fragmentadas [Kir94].

Puede ser que todos los mecanismos anteriores operen bajo diferentes condiciones. De todas formas, la penetración del líquido por las fronteras de grano se ha observado que ocurre en aleaciones sólidas que han sido calentadas justo por encima de la línea solidus, causando una incipiente fusión, y luego enfriadas.

Esta es la base de algún método para obtener estructuras no dendríticas de lingotes para conformación en estado semisólido. Los fragmentos que proceden de las dendritas no son inicialmente esféricos y continuarían su crecimiento dendrítico si las condiciones fueran favorables.

## II. Crecimiento por el mecanismo de la maduración de Ostwald

Si se mantiene la agitación isotérmica se alcanza un estado estacionario, en el que la viscosidad no varía. Durante el periodo isotérmico en estado semisólido, los glóbulos de fase sólida crecen según el mecanismo de maduración coalescente de Ostwald [Sma85][Ver87]. Este crecimiento normalmente se describe con la siguiente relación:

$$D^m - D_0^m = Kt \quad (2.4)$$

donde  $D_0$  es el tamaño de grano inicial;  $D$  es diámetro promedio de los glóbulos después de un tiempo,  $t$ , de permanencia en el estado semisólido;  $K$  es una función de las propiedades termofísicas de la aleación y de la fracción nominal del líquido presente, por lo tanto, depende de la temperatura y  $m$  el exponente de crecimiento igual a 3 según la bibliografía [Sue98].

Las experimentaciones efectuadas con diferentes aleaciones han mostrado que la coalescencia es importante aunque no domina en el mecanismo de crecimiento [Lou95] [Wan92]. Sin embargo, el valor de crecimiento,  $K$ , depende de cada aleación, y de su forma de obtención y procesado.

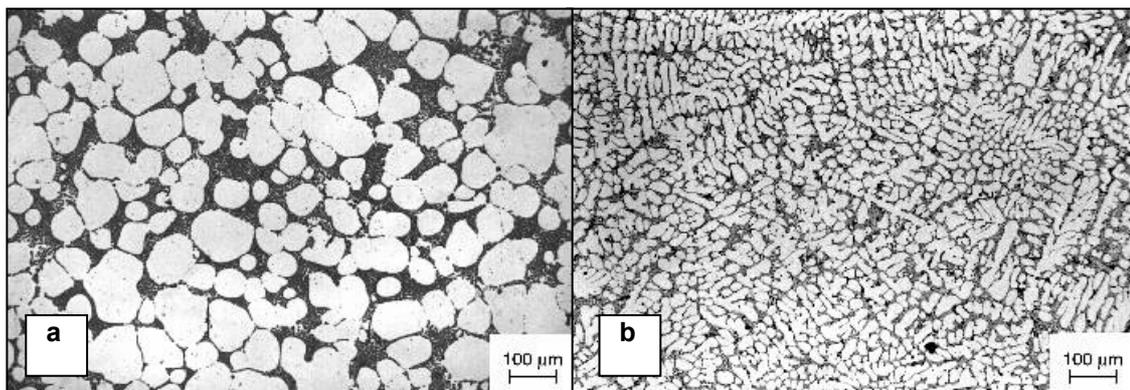
Suery y colaboradores [Sue98], han estudiado la variación del diámetro de los glóbulos en función del tiempo de calentamiento, para una aleación AISi7Mg0,6 en estado bruto de colada a 580 °C, y después de sometida a un 25% de trabajo en frío antes de refundir al estado semisólido. Las aleaciones en estado bruto de colada muestran un crecimiento de los glóbulos de fase sólida más alto que las aleaciones trabajadas en frío, lo que sugiere que la coalescencia es más importante en el primer caso.

Esta diferencia en la coalescencia puede estar originada por: una menor orientación de los glóbulos en el caso de las aleaciones en estado bruto de colada (haciendo la coalescencia más fácil) y por una orientación mayor de los granos en las aleaciones trabajadas en frío (haciendo más difícil la coalescencia). Otra explicación podría ser que las aleaciones trabajadas en frío tienen menor variación en el tamaño de grano que las aleaciones en estado bruto de colada, lo cual reduce la velocidad de coalescencia de Ostwald. Se necesita mayor experimentación para aclarar estas cuestiones.

### III. Aglomeración de partículas

En este caso, se justifica la aglomeración de las partículas por colisión como resultado de una agitación.

Mediante los procesos evolutivos descritos se producen cambios estructurales que se manifiestan en una estructura final no dendrítica (Fig. 2.8).



**Figura 2.8.** Comparación entre a) estructura dendrítica de un lingote A357 obtenido por Rheocasting y b) microestructura de una aleación A357.0.

## 2.4. EFECTO DE LOS FACTORES MORFOLÓGICOS Y REOLÓGICOS EN LOS LODOS TIXOTRÓPICOS

Las propiedades reológicas de las aleaciones sometidas a un proceso de agitación durante la solidificación, pueden evaluarse considerando dos de sus características estructurales [Sue96]:

- la *viscosidad dinámica aparente* (del líquido equivalente), que es un parámetro físico que mide la resistencia al derrame de un fluido sometido a cizalladura.
- la *fluidez*, que es un parámetro tecnológico que mide la aptitud del metal para llenar un molde, y que generalmente se mide como la longitud recorrida, en un conducto sometido a una presión dada, antes de la solidificación completa del metal.

Del estudio efectuado con diferentes aleaciones se puede establecer la siguiente relación entre parámetros:

- la *viscosidad* de la aleación líquida está generalmente alrededor de  $10^{-3}$  Pa s; ésta aumenta lentamente para bajos porcentajes de fracción sólida, y más rápidamente a medida que aumenta la fracción en volumen de la fase sólida, para alcanzar valores de varios pascal-segundo para fracciones sólidas de 50-60% (Fig. 2.3); paralelamente la *fluidez* disminuye hasta un valor del 40% de la fluidez del líquido, para un 50-60% de fracción sólida.
- Para una velocidad de enfriamiento dada, la *viscosidad aparente* decrece al aumentar la velocidad de cizalladura; paralelamente se observa un aumento de la *fluidez*.
- En sendas aleaciones con el mismo porcentaje de fracción sólida, la viscosidad aparente disminuye igualmente con la velocidad de cizalladura, cuando las aleaciones están agitadas en condiciones isotérmicas.
- Una disminución de la velocidad de enfriamiento produce una fuerte disminución de la viscosidad aparente; y todavía es mayor esta disminución si la aleación está agitada isotérmicamente, para una misma velocidad de cizalladura.

Estos resultados concernientes a las propiedades reológicas, ponen en evidencia las características tixotrópicas de los lodos, y están en concordancia con las observaciones estructurales, que indican la influencia de diversos parámetros en la

estructura del material semisólido, en particular, el tamaño, la morfología y la distribución de los glóbulos primarios sólidos.

A bajas velocidades de cizalladura, la fase sólida está constituida por agregados de glóbulos que ocupan una superficie sólida efectiva mayor a la del sólido presente, debido al líquido atrapado. Un aumento de la velocidad de cizalladura entraña la fragmentación de los agregados de glóbulos, en glóbulos aislados o agregados más pequeños, que contienen una fracción de líquido atrapado menor; ello comporta una disminución de la viscosidad aparente y un aumento de la fluidez.

La explicación es idéntica para la velocidad de enfriamiento. Una disminución de la misma implica una disminución de la fracción en volumen de líquido atrapado. La formación de agregados se ve favorecida por el tiempo de espera después de la agitación. Así, por ejemplo para una aleación Sn-15%Pb, la fracción de glóbulos sólidos aislados disminuye en función del tiempo de espera y llega a ser prácticamente nula después de 15 minutos, aunque la fracción sólida sea del 0,53. Este aumento de agregados explica la notable disminución de fluidez observada en la aleación. Hay que remarcar que para tiempos de espera razonables (del orden de un minuto), compatibles con las operaciones de fundición, la fluidez es relativamente elevada, del 20 o 30% de la del líquido, lo mismo para fracciones volumétricas de sólido elevadas ( $>0,5$ ). Esto es especialmente importante en aplicaciones industriales.

Para materiales reforzados con partículas cerámicas, el comportamiento en estado semisólido es análogo al de las aleaciones metálicas. La presencia de partículas reduce las interacciones entre glóbulos, de forma que la viscosidad del composite es menor que la del metal, para fracciones volumétricas de glóbulos primarios idénticas.

Mantener una aleación de aluminio en su intervalo de solidificación no es suficiente para que sea posible el conformado en estado semisólido. El trabajo del equipo del Prof. Flemings en el MIT en los años 70 mostró que una deformación homogénea de un metal en estado semisólido que no presente agrietamiento superficial o expulsión de la fase líquida, sólo es posible cuando la fase sólida tiene una morfología globular, y la fracción de líquido se encuentra comprendida entre 30% y 70% [Fle91]. En estas condiciones, la aleación en estado semisólido tiene el comportamiento a cizalla y tixotrópico necesario para el thixoforming. En estos casos la viscosidad aparente entonces depende de la velocidad de cizalla y varía desde  $1,5 \cdot 10^9$  Pa s hasta menos

de 1,5 Pa s cuando se cizalla vigorosamente, permitiendo manipular la aleación en estado semisólido como un sólido, y llenar el molde como si se tratará de un líquido viscoso. La morfología globular de la fase sólida se obtiene, generalmente, mediante una intensa agitación del metal durante la solidificación, que transforma completamente la estructura de solidificación de dendritas gruesas de fase  $\alpha$ , en otra estructura globular más fina. La intensidad de agitación es un parámetro importante para obtener la microestructura deseada [Plu 98].

Algunos autores han estudiado la evolución de la microestructura en el lodo semisólido para intensidades de agitación diferentes [Plu98]. La transición de microestructura fina a gruesa es más bien gradual. Con una intensidad de agitación creciente, el material pierde progresivamente su carácter dendrítico, y la fase  $\alpha$  adquiere formas redondeadas. Es importante destacar que el lingote obtenido con una intensidad de agitación baja no muestra una microestructura perfectamente globular, sino formada por fragmentos de dendritas que están más o menos redondeadas.

A fin de entender mejor la influencia de los parámetros del proceso de obtención de los lingotes en la microestructura del lingote y en el comportamiento en estado semisólido, Loué y colaboradores [Lou95] [Plu98], han utilizado como técnicas de caracterización el análisis microscópico cuantitativo. Mediante la técnica de análisis de imagen, se obtienen los parámetros que definen un factor de forma ( $F$ ):

$$F = \frac{1}{6\pi \cdot (1 - f_l)} \cdot \frac{S_v^2}{N_A} \quad (2.5)$$

donde  $f_l$  es la fracción de líquido presente;  $S_v$  la interfase entre la fase sólida y la líquida por unidad de volumen; y  $N_A$  el número de granos sólidos por unidad de sección de la muestra.

$S_v$  es inversamente proporcional al espaciado de los brazos de dendrita secundarios, y  $N_A$  es inversamente proporcional al cuadrado del tamaño de grano medio de la fase sólida. El factor de forma  $F$  es, por lo tanto, una función de la relación entre el tamaño de grano al cuadrado y el espaciado de brazos dendríticos secundarios.

Este factor de forma  $F$  del sólido tiene el valor 1, para una morfología perfectamente globular y tiende a infinito, para estructuras altamente ramificadas y tortuosas. También tiene en cuenta el efecto del líquido ocluido, al aumentar  $S_V$ .

La empresa de aluminio Pechiney ha desarrollado y patentado un sistema de agitación electromagnética basado en un motor lineal, tal y como se describió en el Apartado 1.2.1. Este sistema provoca una circulación en forma toroidal del metal líquido en la parte superior calefactada del molde. Debido a esta circulación de metal en la zona de agitación, los núcleos formados durante la solidificación no pueden crecer y formar las típicas dendritas, generalmente grandes y muy ramificadas. Al contrario, los núcleos se refunden parcialmente al entrar en contacto con el metal más caliente en la parte superior calefactada antes de que se depositen en el frente de solidificación. La microestructura de los lingotes agitados electromagnéticamente es extremadamente fina.

Esta técnica, junto con un buen afinado de grano [Gab93], proporciona una morfología ideal para las posteriores etapas de recalentamiento y conformado. En las aleaciones A356 y A357 se obtiene un tamaño de grano de  $100 \pm 30 \mu\text{m}$ .

En las técnicas de conformación New Rheocasting y Sub Liquidus Casting es muy importante la adición de afinadores de grano, ya que actúan en pocos segundos. En las aleaciones A356 y A357 se utiliza el titanio-boro y silicio-boro [Jors03].

## **2.5. EFECTO DEL RECALENTAMIENTO EN LA ESTRUCTURA DEL LINGOTE DE RHEOCASTING**

El recalentamiento no sólo permite obtener la fracción deseada de líquido, generalmente en torno al 50%, sino que también puede dar lugar a un proceso de coalescencia de los glóbulos y fragmentos de dendritas obtenidos con la agitación electromagnética. Para las aleaciones A356 y A357 el tamaño de grano apenas cambia y oscila alrededor de las  $100 \mu\text{m}$  [Gab93].

La fuerza motriz necesaria para la evolución de la microestructura en el estado semisólido es la reducción de la interfase sólido-líquido del sistema. Marsh y

colaboradores han utilizado una aproximación estadística, la conocida relación de Ostwald, para describir el crecimiento y esferoidización de las microestructuras dendríticas [Mar88][Lou95]. La evolución de la interfase volumétrica ( $S_v$ ) como una función del tiempo de permanencia en el estado semisólido, viene dado por la siguiente expresión:

$$S_v = K \cdot t^{1/3} \quad (2.6)$$

donde  $K$  es una función compleja de: la fracción líquida presente, la tensión superficial sólido-líquido, el coeficiente de difusión en la fase líquida y la morfología inicial de la fase sólida.

Para la descripción de la morfología de la fase sólida en el estado semisólido se utiliza el factor de forma definido anteriormente (Ecuación 2.5).

Combinando las Ecuaciones 2.5 y 2.6, se obtiene que la evolución del factor de forma, durante el periodo de mantenimiento de la aleación en el estado semisólido es:

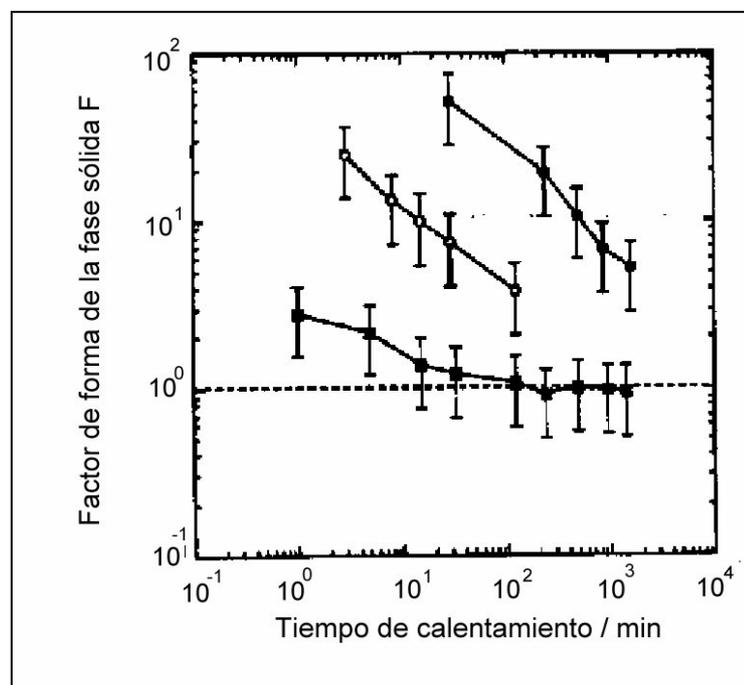
$$F = \frac{K^2}{6\pi \cdot (1 - f_1)} \cdot \frac{1}{N_A t^{2/3}} \quad (2.7)$$

Esta ecuación muestra que, teniendo en cuenta la microestructura inicial, la fase sólida siempre evoluciona hacia una morfología globular donde la interfase sólido-líquido es mínima. Sin embargo, la cinética de esta transformación está gobernada por la microestructura inicial a través de su influencia en el valor del parámetro  $K$ .

Lo que se acaba de decir está ilustrado en la Fig. 2.9 que muestra la evolución del factor de forma,  $F$ , de la fase sólida en función del tiempo de permanencia en el rango de solidificación para la aleación 357.0, obtenida mediante un proceso continuo clásico (con y sin afinador de grano) o mediante un moldeo con agitación electromagnética continua.

Se puede observar (Fig. 2.9) que la aleación agitada electromagnéticamente evoluciona rápidamente hacia la estructura globular necesaria para el proceso de thixoforming. De manera opuesta, el factor de forma de la aleación moldeada con un proceso clásico sin afinador de grano se encuentra muy lejos de la unidad, incluso después de mantenerlo durante 24 horas en el estado semisólido. La aleación moldeada de manera continua y con afinador de grano puede evolucionar a una morfología globular más rápidamente que la aleación sin afinador de grano, pero más lentamente que en la aleación agitada electromagnéticamente.

El comportamiento reológico en el estado semisólido depende en gran medida del factor de forma de la fase sólida [Loue95]. En el caso de una aleación agitada electromagnéticamente el factor de forma es próximo a 1. Después de un tiempo de permanencia corto en el estado semisólido, la fase líquida es mayoritariamente intergranular y contribuye activamente en la lubricación del movimiento de los glóbulos de fase sólida. Por otro lado, en las aleaciones obtenidas por moldeo continuo clásico, con elevado factor de forma, se mantiene el carácter dendrítico; la fase líquida es principalmente intragranular y no participa en la deformación del metal en el estado semisólido. En este caso, la fracción líquida efectiva es mucho menor que la fracción nominal líquida [Lou92][Loue92].



**Figura 2.9.** Evolución del factor de forma en función del tiempo de calentamiento a 580 °C de la aleación A357, sin (●) y con afinador de grano (○) y con agitación electromagnética (■) [Lou95].

La viscosidad aparente disminuye rápidamente cuando el factor de forma se aproxima a la unidad. Los trabajos con ALPRESS® han mostrado que un factor de forma con un valor inferior pero próximo a 5 es suficiente para conseguir una correcta moldeabilidad del metal en estado semisólido. Por encima de este valor crítico del factor de forma, no se puede garantizar un llenado del molde sin turbulencias. Durante el llenado del molde puede quedar atrapada gran cantidad de gas, si se cuele metal en estado semisólido con un factor de forma de la fase sólida elevado y una fracción efectiva líquida baja.

Dada esta importante dependencia del comportamiento reológico de la fracción efectiva de líquido y de la morfología de fase sólida, la etapa de recalentamiento del lingote resulta ser un factor crítico en algunos procesos SSM, tales como Thixocasting y Thixoforging. Sin embargo, una vez la fase sólida adquiere una forma globular, el crecimiento continúa, el sistema sigue reduciendo la interfase sólido líquido. El diámetro promedio de los glóbulos, por lo tanto, aumentará con el tiempo de mantenimiento, tal y como predice la ley de Ostwald (Ecuación 2.4).

En el caso de las aleaciones A356.0 y A357.0, con un tamaño de partícula  $\alpha$  inicial de 55  $\mu\text{m}$  y la fracción de líquido entorno al 50%, la cinética de la coalescencia descrita por algunos autores tiene un valor de  $K^*$  de 483  $\mu\text{m}^3 \text{s}^{-1}$  [Lou92][Loue95]. La coalescencia durante la etapa de recalentamiento es de gran importancia para el conformado de secciones delgadas, secciones 20 veces más finas que el diámetro del glóbulo medio presentan el riesgo de ser obstruidas por el puenteo de glóbulos en la zona en la que se produce una reducción de sección.

La elección de las condiciones de recalentamiento está determinada por los dos fenómenos microestructurales, mencionados anteriormente, el tamaño de la fase sólida y la evolución de la forma. El tiempo de recalentamiento tiene que ser suficientemente largo para asegurar el grado mínimo de globulización de la fase sólida, pero tiene que estar limitado tanto como sea posible para reducir la unión de los glóbulos. Por lo tanto, la viscosidad del lodo semisólido se incrementa con la fracción de sólido [Fle76], y decrece con la redondez de las partículas y al disminuir su tamaño [Bas01].

Para las aleaciones A356.0 y 357.0, hay que tener en cuenta un tercer fenómeno, el recalentamiento tiene que asegurar una refusión completa y homogénea de la fase

eutéctica. En caso contrario, se corre el riesgo de una degradación importante de las propiedades mecánicas del componente, debido a la presencia de cristales de silicio que coalescen, aun cuando fuera correcto el comportamiento reológico del lodo.

La completa fusión del eutéctico depende únicamente de la cinética de propagación del calor dentro del lingote. El tiempo de recalentamiento depende del diámetro del lingote y del proceso utilizado. Así, un lingote de 76 mm de diámetro necesita 7 minutos y uno de 152 mm necesita 28 minutos, en horno de inducción [Lou95].

La morfología globular deseada de la fase sólida se obtiene únicamente después el recalentamiento dentro del estado semisólido justo antes de la inyección. La microestructura del lingote después de recalentar al estado semisólido (temperatura de 575 °C, durante un tiempo de calentamiento de 7 minutos y tiempo de solidificación = 5 minutos) consiste en granos sólidos de fase  $\alpha$  que se hacen más pequeños y redondos con el aumento de la intensidad de agitación (del lingote inicial). La cantidad de fase líquida atrapada en los granos también decrece con el aumento de la velocidad de agitación.

Según Flemings y Kirkwood [Fle91][Kir94], las estructuras de Rheocasting con menor tamaño de grano, factor de forma próximo a 1 y un tamaño de fase  $\alpha$  primaria más homogénea y globular, tienen mejor comportamiento en conformado semisólido.

Algunos autores han propuesto un Índice de Calidad de Rheocasting  $RQI$  que relaciona el tamaño de grano y el tamaño de glóbulo alfa, que compara por lo tanto la macroestructura y la microestructura [Zoq02]. Este índice se define como:

$$\text{Índice de Calidad de Rheocasting (RQI)} = \frac{\text{tamaño de glóbulo}}{\text{tamaño grano} \cdot \text{factor forma}} \quad (2.8)$$

donde el *factor de forma* se define como:

$$F = \frac{P_{\alpha}^2}{4\pi \cdot A_{\alpha}} \quad (2.9)$$

donde  $P$  y  $A$  son el perímetro y el área, respectivamente, de los glóbulos de fase  $\alpha$ .

Este índice  $RQI$  permite evaluar tanto las estructuras de Rheocasting como el efecto de los tratamientos térmicos en estas estructuras. Incrementando el tiempo de calentamiento aumenta la globulización de la estructura y el  $RQI$  refleja bien este cambio en la morfología. Según Zoqui, la mejor globulización conseguida en sus ensayos fue para un lingote conformado a 1200 W después de 600 s a 580 °C, con un  $RQI$  de 0,575 [Zoq02].

## **2.6. INYECCIÓN DE UN LINGOTE RECALENTADO AL ESTADO SEMISÓLIDO**

En la técnica de Thixocasting, el lingote correctamente recalentado, se transporta mediante un robot y se inyecta en el molde utilizando una máquina de inyección de alta presión adaptada.

La velocidad de inyección es generalmente igual o ligeramente superior a la del squeeze-casting, pero considerablemente menor comparada con la clásica inyección de alta presión [Gar98].

Los bebederos y los ataques son, también, completamente diferentes a los utilizados en alta presión; son mayores para permitir la alimentación.

La presión final es generalmente de alrededor de  $10^5$  kPa. El metal fluye con una viscosidad aproximada de 0.1 Pa s [Gab93]. Debido a esta relativamente baja viscosidad el material semisólido fluye de modo laminar, con lo cual pueden ser producidas partes complejas y el acabado final es muy bueno.

La microestructura final depende en parte, del espesor del material y de la posición relativa en el componente ya que solo 1/3 del metal se encuentra en estado líquido y,

por lo tanto, la solidificación es muy rápida. Para las aleaciones A356 y A357, la fase  $\alpha$  representa sobre 2/3 respecto el total del volumen de material (presenta un aspecto globular y está solidificada). El eutéctico remanente se encuentra líquido durante el llenado del molde. El líquido solidifica muy rápido para dar como resultado una estructura extremadamente fina.

Por lo tanto un tratamiento térmico tendrá un efecto óptimo sobre las propiedades mecánicas. Las propiedades mecánicas obtenidas con los componentes conformados por Thixocasting son generalmente muy buenas. Son comparables a los mejores niveles de propiedades mecánicas que se pueden obtener en molde permanente o squeeze casting. Como la microestructura está poco afectada por la velocidad de enfriamiento, las propiedades mecánicas son relativamente homogéneas e independientes de la zona del componente donde se efectúe el ensayo.