



TESIS DE GRADO
EN INGENIERÍA INDUSTRIAL

CONFORMADO DE ALEACIONES LIVIANAS EN
ESTADO SEMISÓLIDO. POTENCIAL INNOVACIÓN
TECNOLÓGICA EN LA INDUSTRIA
AUTOPARTISTA ARGENTINA

Autor: Gustavo Germán Rodríguez

Director de Tesis: Dr. Eduardo Enrique Vicente

Codirectores de Tesis:

Ing. Diego Nicolás Passarella

Mg. Ing. Andrea Gómez Sánchez

2006

RESUMEN EJECUTIVO

En una primera instancia del presente proyecto se estudió el mercado autopartista mundial con el fin de evaluar los distintos tipos de procesos de manufactura para la conformación de componentes, dividiéndose dicho estudio en dos ramas, procesos de fundición y procesos de forja.

En la industria autopartista mundial, la fundición por inyección es la técnica mas utilizada para la conformación de componentes. Estos procesos presentan un gran número de ventajas en comparación a otros procesos de manufactura, pero también poseen ciertas limitaciones, como la porosidad, que limitan su aplicación para la producción de ciertos componentes sometidos a importantes solicitaciones.

Con el fin de solucionar dichas limitaciones y ampliar el espectro de aplicación de aleaciones livianas en la mencionada industria, surge los denominados procesos *High Integrity Die Casting*, y entre ellos, el procesamiento en estado semisólido como una técnica innovadora, con innumerables bondades y de probado éxito mundial en la conformación de componentes del mercado autopartista.

En una segunda instancia, se estudia con mayor detalle el proceso, la mecánica de formación de la microestructura globular única presente en esta tecnología, y los distintos métodos para alcanzar dicha microestructura.

Posteriormente se presenta la división básica de los procesos en estado semisólido: Thixoforming y Rheocasting, explicando todas las variantes de dichos procesos incluyendo, Thixocasting, Thixoforging, Thixomoulding y Compocasting para el caso de Thixoforming. Y para el caso de Rheocasting, se explican los procesos de New Rheocasting, Slurry on demand, Semi-solid Rheocasting (SSR) y Rheomoulding.

Posteriormente a la explicación de los procesos, se procede a contrastar las características de los procesos SSM con las características del resto de los procesos de conformación de componentes para el mercado autopartista. De esta manera se concluye que las ventajas de los procesos de conformación en estado semisólido son: Flujo laminar de llenado de molde logrando productos con gran integridad estructural y excelente control dimensional. Por otro lado, debido a la propiedad de no porosidad, existe la posibilidad de realizar

tratamientos térmicos sobre los componentes conformados. También, debido a la disminución de la temperatura de operación se obtienen mayores valores de vida útil del dado y una mejor eficiencia energética. Sin embargo, los procesos SSM también poseen desventajas, como puede ser la necesidad de un entrenamiento especial a los operarios, el alto costo de las maquinarias y la necesidad de un estrecho control de la temperatura.

Paralelamente, se encuentra que las propiedades mecánicas ofrecidas por los componentes conformados por la vía semisólida son, por lo general, superiores.

Una vez demostradas las capacidades superiores de los procesos SSM, se estudia dentro de sus variantes, cual es la óptima para la aplicación deseada.

De esta manera se concluye que los procesos de Rheocasting son superiores a los de Thixoforming, principalmente debido a que se evita el alto costo de los lingotes SSM y se posibilita el reciclaje del scrap.

Dentro de los procesos de Rheocasting, se escoge al proceso de Semi-Solid Rheocasting (SSR) por encima del resto debido a que es la técnica de mayor simplicidad, con mayor facilidad de control de la temperatura (la remoción del calor y la agitación son fácilmente controlados con un dispositivo separado de enfriado/agitado) y por ende, de la microestructura, lo que lo convierte en un proceso más sencillo e industrialmente robusto. La calidad y consistencia de los componentes conformados por esta vía, así como su microestructura, son superiores a los obtenidos por el resto de las técnicas de Rheocasting. Adicionalmente, otorga la posibilidad de utilizar maquinaria ya instalada, disminuyendo sensiblemente la inversión necesaria.

Por otro lado se estudió la evolución comercial de las técnicas de procesamiento en estado semisólido observándose que, a pesar de que el descubrimiento lleva más de 30 años, el interés se remonta a los últimos diez años con el desarrollo de múltiples patentes en los últimos 5 años. Esto marca el potencial crecimiento y aplicación de esta tecnología.

Paralelamente, con el fin de demostrar tanto la factibilidad técnica, o sea la capacidad del proceso SSM de responder de manera exitosa y robusta en su producción a escala industrial, como la factibilidad económica y comercial, o sea la existencia de un mercado consumidor del producto emergente de estos

procesos a un costo competitivo, se muestran ejemplos concretos de utilización de la tecnología para la conformación de componentes pertenecientes a la industria autopartista, cuyas principales aplicaciones han sido en el campo de los componentes de suspensión, soportes de motor y conductos comunes de inyección, entre otros.

Posteriormente se realizó un estudio de costos del que se desprende que el procesamiento en estado semisólido, debido a factores como el ahorro energético, la prolongación de la vida útil de la herramienta, la capacidad de conformar secciones delgadas con el consecuente ahorro en masa, la posibilidad de sometimiento a tratamientos térmicos más baratos, etc., se posiciona como un proceso altamente competitivo y con cualidades únicas para la conformación de componentes para el mercado autopartista. Por otro lado, en el campo de las inversiones, considerando el agregado de una estación SSR a un proceso de inyección en funcionamiento, se precisa de una inversión de U\$S 307.000 recuperables en 15 meses con los ahorros de procesamiento mencionados y condiciones de producción propuestas.

Finalmente se estudió el mercado potencial de autopartes conformadas por la vía semisólida. Para empezar, se encontró que la producción argentina de autopartes de aleaciones de aluminio representa alrededor del 20% del consumo de aluminio total, exponiendo un mercado atractivo y una oportunidad cierta y concreta de negocio. Puntualmente los procesos SSM apuntan en su primer año de implementación, a satisfacer un 5% del mercado de autopartes de aluminio (2.400 toneladas), hasta alcanzar, en un horizonte de 4 años, volúmenes de mercado que superen las 13.000 toneladas con una participación del 25% del mercado de autopartes de aluminio.

ABSTRACT

In the first instance of the present project, the automotive world market has been studied in order to evaluate the different types of manufacturing processes for the production of components. This study has been divided in two sections as follows: Casting processes and forging processes.

In the automotive world industry, the die casting is the most used technique for the production of components. In comparison with other manufacturing processes, these ones present a considerable amount of advantages, as well as some limitations, like porosity, that limits its application for the production of certain components that works under high loads. In order to solve those limitations and to enlarge the application field of light alloys in the mentioned industry, the so-called High Integrity Die Casting Processes arise, and among them, the semi-solid metalworking, as an innovative technique, with countless benefits and worldwide demonstrated success in the production of components for the automotive market.

In a second instance, the process, and the dynamic of the globular microstructure formation are studied in greater detail. Also the different methods to achieve that microstructure are studied.

Afterwards, the basic division of the process in semi-solid state is presented: Thixoforming and Rheocasting, giving an explanation of all the variants of such processes including Thixocasting, Thixoforging, Thixomoulding and Compocasting for the Thixoforming's case. And for the Rheocasting's case, processes of New Rheocasting, Slurry on demand, Semi-solid Rheocasting (SSR) and Rheomoulding are explained.

After the processes explanation, there is a comparison between the characteristics of the Semi solid processes and the characteristics of the rest of the components production processes for the automotive market.

From this comparison, the advantages of the semisolid processes are: Laminar flow in the mold filling, obtaining products with the good structural integrity and excellent dimensional control. Also, due to the property of nonporosity, there's a possibility of making heat treatments on the produced components. In addition, due to the lower temperature of operation, longer values of tool life and better power efficiency are obtained

Nevertheless, semisolid processes have also disadvantages. Among them, is the special training required for the workers, the high cost of the machineries and the necessity of a tight control of the temperature.

Also, it is demonstrated that the mechanical properties that the Semi-solid conformed components have, are generally superior.

Once demonstrated the superior capacities of the semi solid processes, there is a study of which of it's variants is the best for the desired application. In this context, the Rheocasting processes arise as better than the Thixoforming processes, mostly due to the fact that the high cost of the SSM ingots are avoid and that the scrap recycling is possible.

Among the Rheocasting processes, it is chosen the Semi-Solid Rheocasting (SSR) because of it's simple technique of temperature control (the heat removal and the stirring are easily controlled by a separate device of cooling/stirring) and, therefore, it's also easier to control the microstructure, which turns it in an easier and industrially robust process. The quality and soundness of the components conformed by this means, likewise its microstructure, are superior than the ones obtained using the rest of the Rheocasting techniques. Additionally, it gives the opportunity to use installed facilities used for conventional die casting, diminishing sensibly the necessary investment.

On the other hand, the commercial evolution of the Semi-Solid processes has been studied. It has been observed that, even though the discovery has more than 30 years, the interest has increased dramatically in last ten years with the development of multiple patents in the last 5 years. This shows the potential growth and application of this technology.

At the same time, in order to demonstrate both the technical feasibility (the SSM process capacity of respond in a successful and robust way to an industrially scale production) and the economic and commercial feasibility (the existence of a consuming market of the product emerged from these processes at a competitive cost), concrete examples of use of the technology for the production automotive components are shown. The main applications have been in the field of components for automotive suspension, engines brackets and fuel rails, among others.

Afterwards, a cost study has been done from which arise that semi solid processing is a highly competitive process for the conformation of components for the automotive market. This is due to factors such as the energy saving, long tool life, the capacity of product thin walled components with the consequent mass saving, the possibility of submit to cheaper heat treatments, etc.

In the investment field, considering the purchasing of an SSR station to use in an already functioning die casting process, an investment of U\$S 307.000 is needed. That investment can be recovered within 15 months with the mentioned processing savings and production conditions proposed.

Finally, the potential market for the automotive components produced by the semi-solid way has been studied. Firstly, it was found that the argentinian market of automotive components made of aluminum alloys, represents around the 20% of the total of the aluminum consumption, exposing an attractive market and a concrete business opportunity. Concretely, the SSM process aims to satisfy a 5% of the aluminum automotive components market (2.400 tons) in its first year of implementation. By its fourth year, it expects to exceed 13.000 tons with a participation of 25% of the aluminum automotive components market.

INDICE

1. Introducción	Pág.	1
2. Procesos de conformación de componentes - Fundición y Forja	Pág.	3
2.1- Forja	Pág.	3
2.1.1- Clasificación de los procesos de forja	Pág.	3
2.1.1.1- Forja por martillo	Pág.	3
2.1.1.2- Forja por prensa	Pág.	4
2.1.2- Tipos de dados de forja	Pág.	4
2.1.2.1- Forja a dado abierto sin fricción	Pág.	5
2.1.2.2- Forja a dado abierto con fricción	Pág.	6
2.1.2.3- Forja con dado de impresión	Pág.	6
2.1.2.4- Forja sin rebaba	Pág.	7
2.1.3- Ventajas y limitaciones de los procesos de forja	Pág.	8
2.2- Fundición	Pág.	8
2.2.1- Historia de la fundición	Pág.	8
2.2.2- Proceso de Fundición	Pág.	9
2.2.3- Variantes de procesos de fundición de uso industrial	Pág.	13
2.2.3.1- Fundición de molde permanente	Pág.	14
2.2.3.1.1- Gravity Die Casting	Pág.	14
2.2.3.1.2- Fundición convencional (Conventional die casting (CDC))	Pág.	15
2.2.3.1.3- Fundición por inyección a alta presión	Pág.	18
2.2.3.1.4- Fundición por inyección a baja presión	Pág.	19
2.2.3.2- Fundición de molde desechable	Pág.	21
2.2.3.2.1- Fundición de Cera Perdida o Investment Casting	Pág.	21
2.2.3.2.2- Fundición en molde de arena	Pág.	23
2.3- Evaluación de procesos de fundición y forja	Pág.	24
2.4- Solución a los problemas de fundición: Procesos High Integrity Die Casting	Pág.	28
3. Procesos High Integrity Die Casting	Pág.	31
3.1- Ventajas y limitaciones de los procesos High Integrity Die Castings	Pág.	31
3.2- Alternativas para los procesos High Integrity Die Casting	Pág.	32
3.2.1- High vacuum die casting	Pág.	32
3.2.2- Squeeze casting	Pág.	34
3.2.3- Semi solid metalworking (SSM)	Pág.	38
3.3- Comparación de procesos SSM con otros proceso de conformación	Pág.	38
4. Historia y evolución de los procesos SSM	Pág.	41
5. Explicación del proceso – Reología	Pág.	45
5.1- Reología	Pág.	45
5.2- Propiedades tixotropicas	Pág.	46
5.3- Reología del estado semisólido	Pág.	46
5.3.1- Comportamiento pseudoplástico	Pág.	47
5.4- Evolución de las propiedades reológicas de la pasta semisólida	Pág.	49

5.4.1- Fragmentación	Pág.	51
5.4.2- Crecimiento	Pág.	52
5.4.3- Aglomeración	Pág.	53
5.5- Efecto de los factores morfológicos y reológicos es la pasta semisólida	Pág.	53
6. Métodos de obtención de la estructura globular	Pág.	59
6.1- Agitación mecánica o electromagnética	Pág.	59
6.1.1- Agitación mecánica	Pág.	60
6.1.2- Semi-Solid Rheocasting (SSR)	Pág.	62
6.1.3- Magneto Hydrodynamic Stirring (MHD)	Pág.	62
6.2- Refusión parcial de aleaciones deformadas u obtenidas por "spray compaction"	Pág.	64
6.2.1- Spray casting	Pág.	64
6.3- Enfriamiento controlado durante el proceso de solidificación	Pág.	67
6.3.1- Strain Induced Melt Activated (SIMA)	Pág.	67
6.3.2- Sub Liquidus Casting	Pág.	67
6.4- Métodos experimentales	Pág.	69
6.4.1- Tratamiento Ultrasónico	Pág.	69
6.4.2- Refinamiento Químico de Grano	Pág.	70
6.4.3- Transformación térmica semisólida	Pág.	71
6.5- Evaluación de los distintos métodos de obtención de la estructura globular	Pág.	71
7. Tecnologías de conformación de componentes vía SSM	Pág.	73
7.1- Procesos de Thixoforming	Pág.	76
7.1.1- Thixocasting	Pág.	79
7.1.1.1- Microestructura de un componente de Thixocasting	Pág.	81
7.1.1.2- Defectos de las piezas conformadas por Thixocasting	Pág.	82
7.1.2- Thixoforging	Pág.	84
7.1.3- Thixomoulding	Pág.	85
7.1.4- Compocasting	Pág.	88
7.2- Procesos de Rheocasting	Pág.	89
7.2.1- New Rheocasting	Pág.	89
7.2.2- Slurry on Demand	Pág.	92
7.2.3- Semi-Solid Rheocasting (SSR)	Pág.	94
7.2.3.1- Estación SSR	Pág.	95
7.2.3.2- Barras de grafito	Pág.	96
7.2.3.3- Temperatura de procesamiento	Pág.	98
7.2.3.4- Microestructura	Pág.	99
7.2.4- Rheomoulding	Pág.	99
7.2.5- Métodos Experimentales	Pág.	101
7.2.5.1- Cooling Slope (CS)	Pág.	101
7.2.5.2- Low Superheat Casting (LSC)	Pág.	102
7.2.5.3- Swirled Enthalpy Equilibration Device (SEED)	Pág.	102

7.3- - Evaluación de las tecnologías de conformación de componentes vía SSM	Pág. 104
8. Aleaciones de aplicación en procesos SSM	Pág. 109
8.1- Aleaciones de utilización actual	Pág. 109
8.2- Desarrollo de aleaciones para el procesamiento en estado semi sólido (SSM)	Pág. 109
8.2.1- Estado actual del desarrollo de aleaciones	Pág. 110
8.2.2- Consideraciones básicas para el desarrollo de aleaciones	Pág. 111
8.2.3- Direcciones para el desarrollo de nuevas aleaciones	Pág. 114
8.3- Estudio de aleación 7075 para su utilización en el proceso de Thixoforming	Pág. 115
9. Variables críticas a controlar en procesos SSM	Pág. 117
9.1- Inspección de material prima	Pág. 117
9.2- Sistemas de recalentamiento	Pág. 118
9.3- Perfiles de inyección	Pág. 118
10. Propiedades Mecánicas	Pág. 121
10.1- Propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio	Pág. 121
10.1.1- Elongación y Resistencia a la tracción	Pág. 121
10.1.1.1- Aleaciones de fundición	Pág. 121
10.1.1.2- Aleaciones de forja	Pág. 123
10.1.2- Análisis de tensiones y elongaciones para aleaciones de aluminio en función del perfil de inyección	Pág. 125
10.1.3- Índice de calidad	Pág. 128
10.1.4- Fatiga	Pág. 129
10.2- Propiedades mecánicas en aleaciones de magnesio	Pág. 130
10.3- Evaluación de la propiedades mecánicas	Pág. 131
11. Evaluación de ventajas y desventajas de los procesos SSM	Pág. 133
11.1- Ventajas	Pág. 133
11.1.1- Flujo laminar	Pág. 133
11.1.2- Capacidad de realización tratamientos térmico	Pág. 133
11.1.3- Larga vida útil del Dado	Pág. 133
11.1.4- Excelente Control dimensional y Near net shape	Pág. 134
11.1.5- Eficiencia energética	Pág. 135
11.1.6- Tasas de producción mejoradas	Pág. 135
11.1.7- Propiedades mecánicas únicas	Pág. 135
11.1.8- Posibilidad de utilización de maquinaria ya instalada	Pág. 136
11.1.9- Otras ventajas	Pág. 136
11.2- Desventajas	Pág. 136
11.2.1- proceso de thixoforming	Pág. 136
11.2.1.1- Alto costo de lingote SSM	Pág. 137
11.2.1.2- Imposibilidad de reciclaje de scrap	Pág. 137
11.2.1.3- Múltiples estaciones de recalentamiento inductivo	Pág. 137
11.2.1.4- Oxidación	Pág. 137
11.2.1.5- Perdida de metal liquido	Pág. 138
11.2.2- Procesos de thixoforming y Rheocasting	Pág. 138

11.2.2.1- Entrenamiento de personal y alto costo de maquinarias	Pág. 138
11.2.2.2- Control de la temperatura	Pág. 138
11.3- Evaluación de los distintos procesos de conformación	Pág. 138
12. Importancia de tecnologías SSM en el mercado autopartista	Pág. 141
13. Historia comercial del procesamiento en estado semisólido	Pág. 143
14. Implementaciones exitosas del proceso SSM para la producción de autopartes	Pág. 151
14.1- Componentes de potencial conformación por procesos SSM	Pág. 151
14.2- Modelo para el proceso de diseño de nuevas piezas	Pág. 152
14.2.1- Ejemplo: desarrollo de una "masa" o steering knuckle de aleación de aluminio para suspensión delantera	Pág. 154
14.3- Ejemplo de componentes conformados en estado semisólido	Pág. 156
14.3.1- Terminal de eje trasero	Pág. 157
14.3.2- Cilindro maestro de freno	Pág. 157
14.3.3- Llantas de aluminio	Pág. 159
14.3.4- Conectores eléctricos	Pág. 161
14.3.5- Cuerpos de válvulas	Pág. 162
14.3.6- Conducto común de inyección	Pág. 163
14.4- Ejemplos de producción a escala industrial	Pág. 164
14.4.1- Caso Hitachi Metals	Pág. 164
14.4.2- Caso Gibbs Die Casting Corp.	Pág. 165
14.4.3- Caso Stampal	Pág. 168
14.4.4- Caso CSIR	Pág. 168
14.4.5- Caso Magneti – Marelli	Pág. 170
14.5- Evaluación de implementaciones del proceso SSM en el mercado autopartista	Pág. 171
15. Costos e Inversiones	Pág. 173
15.1- Costos	Pág. 173
15.1.1- Factores que disminuyen el costo de procesamiento de autopartes	Pág. 173
15.1.2- Costos de procesamiento SSM relativo a otros procesos	Pág. 175
15.1.3- Ejemplo Mecca Castelar: costos de procesamiento de una empresa de inyección argentina	Pág. 178
15.2- Inversiones en maquinaria SSR	Pág. 181
15.2.1- Descripción y características de la maquinaria SSR	Pág. 181
15.2.2- Valores de Maquinaria SSR	Pág. 183
15.3- Análisis de costos e inversiones	Pág. 184
16. Mercado SSM	Pág. 187
16.1- Mercado automotor	Pág. 187
16.2- Mercado del aluminio	Pág. 188
16.3- evolución del mercado de autopartes de aluminio	Pág. 191
16.4- Definición del Market Share de los componentes conformados por procesos SSM	Pág. 194
16.5- Volumen del mercado SSM	Pág. 194

17. Futuro de las tecnologías SSM	Pág. 197
18. Conclusiones	Pág. 199
19. Bibliografía	Pág. 203
20. Anexo	Pág. 205
20.1- Anexo I: Actualización de la patente SSR	Pág. 205
20.2- Anexo II: Descripción de tratamientos térmicos	Pág. 221
20.3- Anexo III: Plano de la isla SSR	Pág. 222

1. INTRODUCCIÓN

En la industria autopartista mundial, la fundición por inyección es la técnica mas utilizada para la conformación de componentes. Por otro lado, en cuanto a los materiales, existe una tendencia cada vez mayor a la utilización de aleaciones livianas, como es el caso del aluminio, debido a la necesidad de disminuir el peso de los automóviles con el fin de lograr una mayor economía del combustible.

Los procesos de inyección presentan un gran número de ventajas en comparación a otros procesos de conformación, como pueden ser la capacidad de lograr componentes cercanos a la forma neta, con secciones muy delgadas, geometrías complejas y gran detalle. No obstante existen ciertas desventajas en estos procesos, como la porosidad, que limitan su aplicación para la conformación de ciertos componentes sometidos a importantes sollicitaciones.

Con el fin de solucionar dichas limitaciones y ampliar el espectro de aplicación de aleaciones livianas en la mencionada industria, surge el procesamiento en estado semisólido como una técnica innovadora, con innumerables bondades y de probado éxito mundial en la conformación de componentes del mercado autopartista. Sin embargo, su aplicación en el mercado nacional es aún una incógnita que se pretende develar en el presente estudio.

2. PROCESOS DE CONFORMACION DE COMPONENTES – FUNDICION Y FORJA

A continuación se describen los principales procesos de manufactura utilizados para la conformación de los componentes de la industria automotriz. De esta manera se describen las distintas variantes existentes para los procesos de forja y fundición.

2.1 Forja

El proceso de forja consiste en la deformación por compresión entre dos dados. Es uno de los procesos de conformación de mayor antigüedad, encontrándose los primeros vestigios alrededor del 5000 antes de Cristo. Con frecuencia es utilizado por la industria manufacturera metalúrgica para establecer la forma base de grandes componentes donde posteriores maquinados conformaran la forma final del componente.

2.1.1 Clasificación de los procesos de forja

Los procesos de forja pueden clasificarse de dos maneras [Groover, 2002], forja en caliente o forja en frío, y por prensa o por impacto.

La forja en caliente es la mas común debido a la facilidad de deformación y procesamiento, mientras que la forja en frío tiene por ventaja el aumento de la resistencia como resultado del endurecimiento por trabajado. Por otro lado la forja por martillo o impacto consiste en la aplicación de una carga de impacto, mientras que la forja por prensa se basa en la aplicación de una presión gradual

2.1.1.1 Forja por martillo

El proceso consiste en la aplicación de una carga de impacto en el componente a conformar. Existen dos tipos de forja por martillo[Groover, 2002]: Los martillos de gravedad donde la energía de impacto proviene de la caída por gravedad de un martillo (figura 2.1), y el martinete donde la energía de impacto proviene de aire comprimido o vapor.

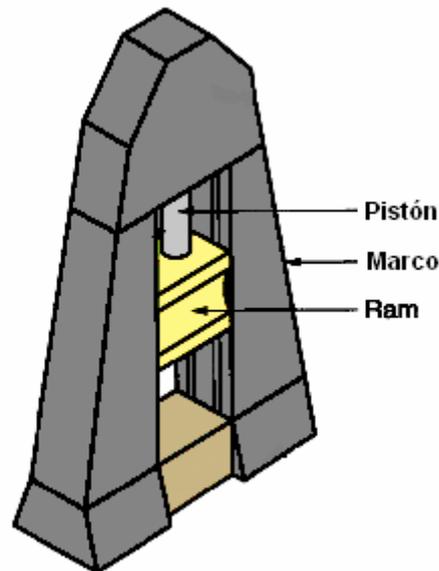


Figura 2.1. Diagrama de un martillos de gravedad [Groover, 2002].

2.1.1.2 Forja por prensa

En el proceso de forja por prensa se aplica una presión gradual para lograr la operación de compresión. Existen tres tipos de prensas de forja[Groover, 2002]:

- Prensas Mecánicas: Convierten el movimiento rotacional de un motor en movimiento lineal
- Prensas Hidráulicas: Utilizan pistones hidráulicos como fuerza impulsora
- Prensas Tornillo: Utilizan mecanismos de rosca como método transmisión de presión.

2.1.2 Tipos de dados de forja

- Forja a dado abierto: El trabajo de compresión se realiza entre dos dados planos, permitiendo al metal fluir lateralmente sin restricciones. (figura 2.2 (a))
- Forja con dado de impresión: La superficie del dado contiene cavidades que realizan la forma de la pieza a conformar. (figura 2.2 (b))

- Forja sin rebaba: La pieza a conformar es completamente contenida por el molde y no se produce exceso de rebaba. (figura 2.2 (c))

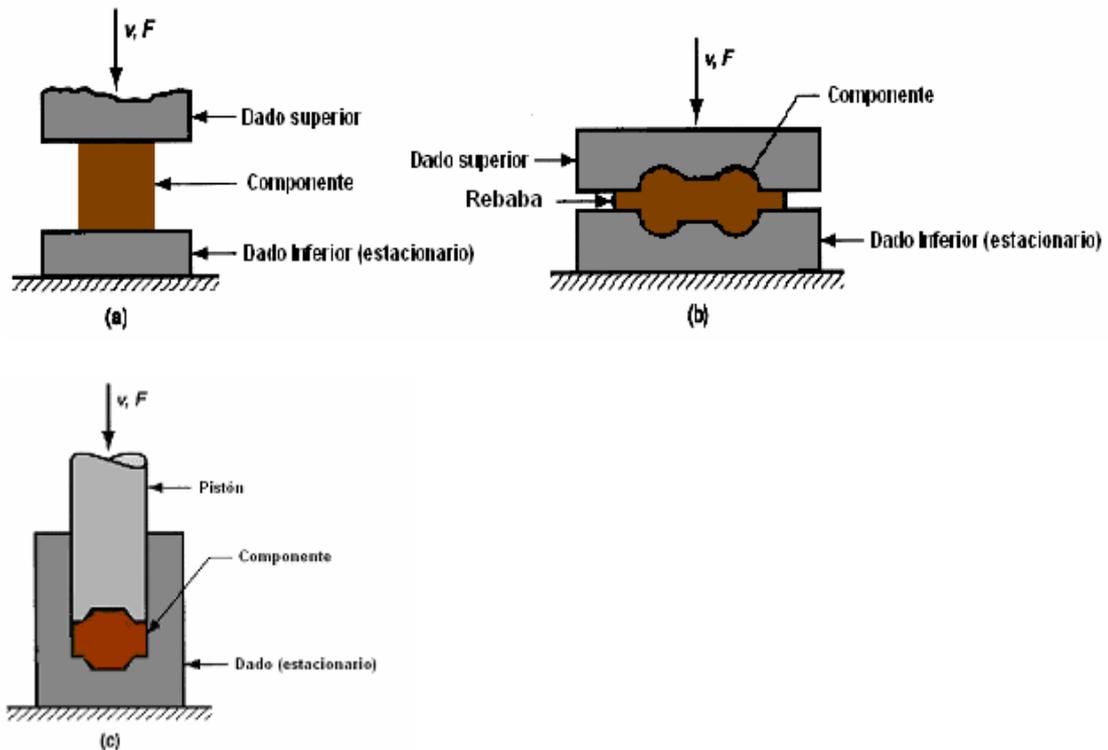


Figura 2.2. Tipos de forja: (a) Forja a dado abierto, (b) Forja con dado de impresión, (c) Forja sin rebaba [Groover, 2002].

2.1.2.1 Forja a dado abierto sin fricción

Si no existe fricción entre la pieza a conformar y las superficies del dado, ocurre una deformación homogénea por lo que el flujo radial es uniforme en toda la altura de la pieza (figura 2.3).

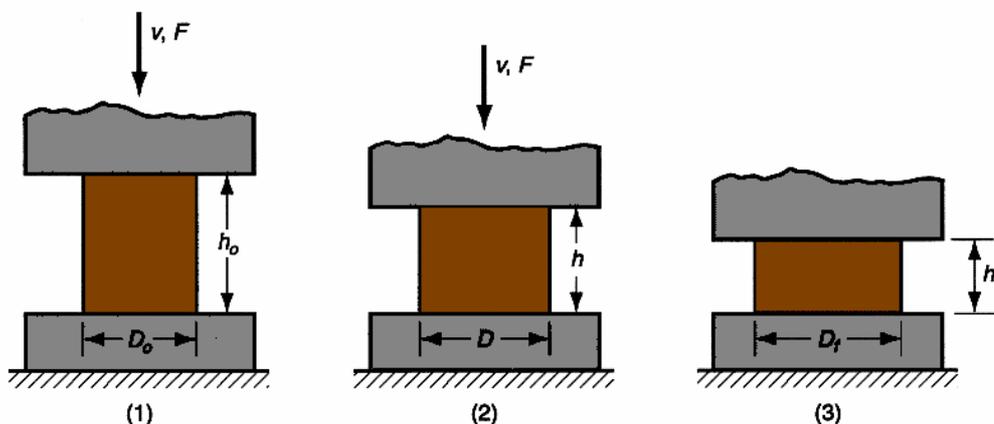


Figura 2.3. Deformación homogénea de un componente cilíndrico bajo condiciones ideales en una operación de forja a dado abierto. (1) Inicio del proceso en donde la pieza a conformar se encuentra en su altura y diámetro original, (2) compresión parcial, (3) tamaño final. [Groover, 2002]

2.1.2.2 Forja a dado abierto con fricción

En este caso existe fricción entre la superficie del dado y la pieza a conformar, lo que trae como resultado el efecto *barril* (figura 2.4).

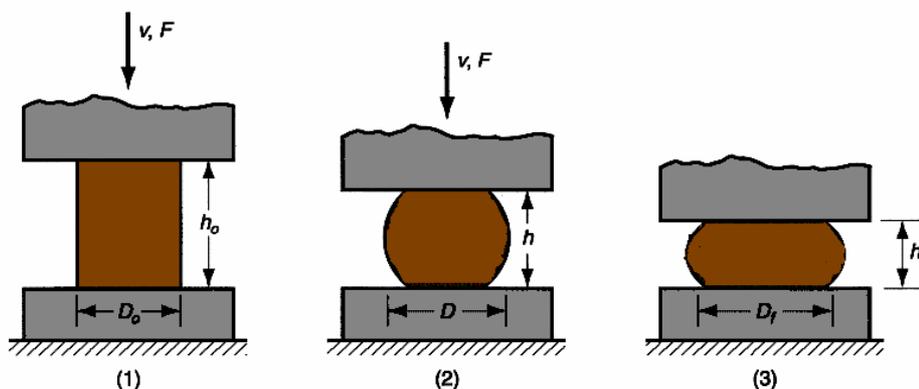


Figura 2.4 deformación de un componente cilíndrico en un dado abierto con fricción. (1) Inicio del proceso, (2) deformación parcial, (3) forma final [Groover, 2002].

2.1.2.3 Forja con dado de impresión

Este proceso consiste en la compresión mediante dados que tienen la forma del componente a conformar (figura 2.5). La rebaba se produce por el metal que fluye mas allá de las cavidades del dado hacia el pequeño hueco que se forma entre las caras del dado. La rebaba debe ser posteriormente retirada de la parte conformada.

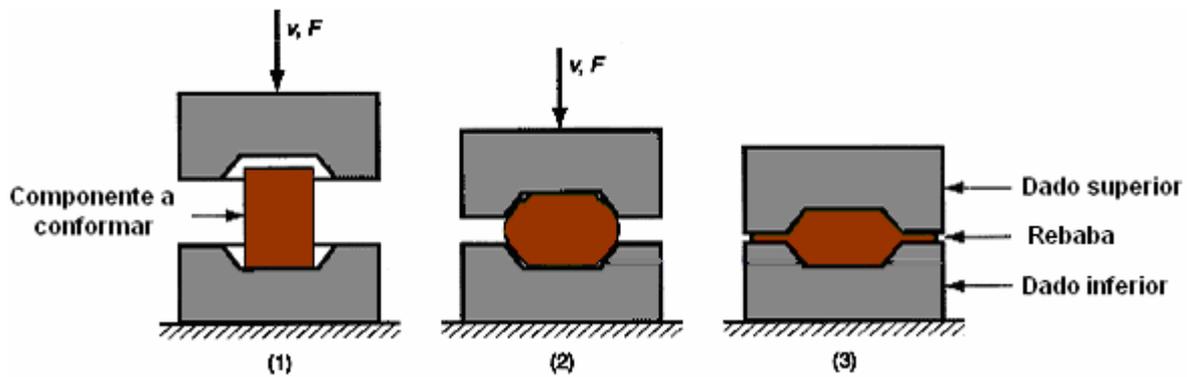


Figura 2.5. Secuencia en un proceso de forja con dado de impresión: (1) Inicio del proceso, (2) compresión parcial, (3) cerrado final del dado, provocando rebaba en el hueco entre las caras del dado [Groover, 2002].

2.1.2.4 Forja sin rebaba

La forja sin rebaba (figura 2.6) consiste en la compresión de la pieza a conformar por medio de un pistón y un dado cuya cavidad no permite la formación de rebaba. El volumen del componente a conformar (material prima) debe ser igual al volumen de la cavidad del molde con tolerancia muy estrecha, por lo que existe una necesidad de mayor control de proceso que en el resto de los procesos de forja. Este proceso es muy utilizado para la conformación de componentes con geometrías simples y simétricas, y es considerado el más preciso de los procesos de forja.

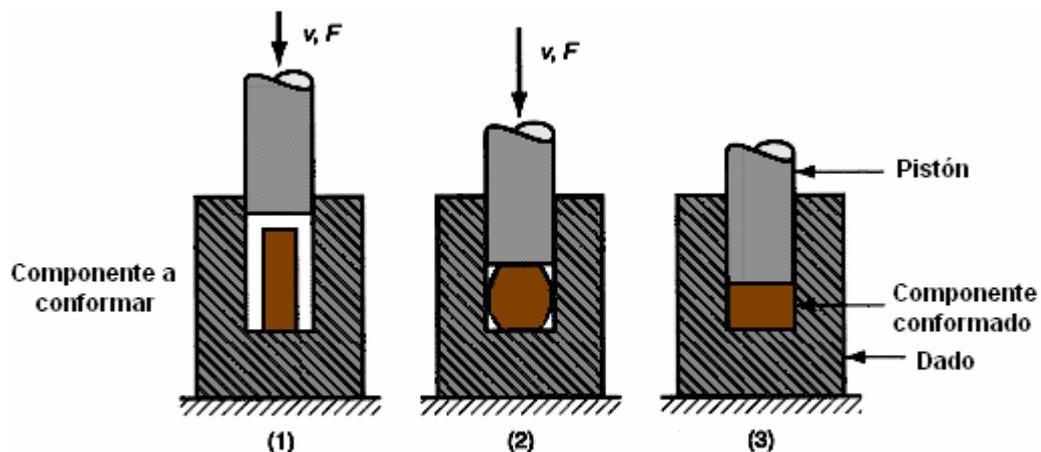


Figura 2.6 Forja sin rebaba: (1) Inicio del proceso, (2) compresión parcial, (3) compresión final del pistón [Groover, 2002].

2.1.3 Ventajas y limitaciones de los procesos de forja

En la tabla 2.1 [Groover, 2002] se exponen las ventajas y desventajas de los procesos de forja

Tabla 2.1

Ventajas	Desventajas
Buenas tasas de producción	Proceso poco capaz de ajustarse a tolerancias estrechas
Poca producción de scrap	Con frecuencia es necesario un post-maquinado para alcanzar las precisiones necesarias y las características requeridas, como pueden ser hoyos o discontinuidades en el componente.
Componentes con alta resistencia	
Orientación de grano favorable en las piezas conformadas	

2.2 Fundición

2.2.1 Historia de la fundición

El arte de darle forma a los metales por medio del proceso de fundición ya era conocido antes del 4.000 antes de Cristo. Sin embargo, el proceso prácticamente no sufrió modificaciones desde dicha época hasta mediados del siglo XX [Fredriksson & Akerlind, 2006]. La fundición completa era preparada y utilizada directamente sin ninguna deformación plástica posterior.

Además de mejorar los conocidos métodos de producción y de refinar metales fundidos, nuevos métodos de fundición fueron inventados durante el siglo XIX. Por otro lado, la calidad de los materiales fue también mejorada mediante deformación plástica o forja. El desarrollo continuo lleva más de 80 años y esta tendencia continúa. Nuevos métodos se están desarrollando actualmente, que implican la producción de componentes con dimensiones cercanas a las dimensiones finales de las piezas terminadas (near-net-shape).

En la figura 2.7 se puede observar un esquema de una estatua Buda obtenida por fundición de cobre. La estatua fue colada en el siglo VIII antes de Cristo. Tiene 20m. de altura y pesa alrededor de 780 toneladas. Se utilizó una técnica de fundición muy especial donde la producción del molde y la fundición fueron realizadas simultáneamente. El molde fue construido sobre un marco de

madera y bastones de bambú y la estatua fue colada en 8 etapas, empezando por la base [Fredriksson & Akerlind, 2006].

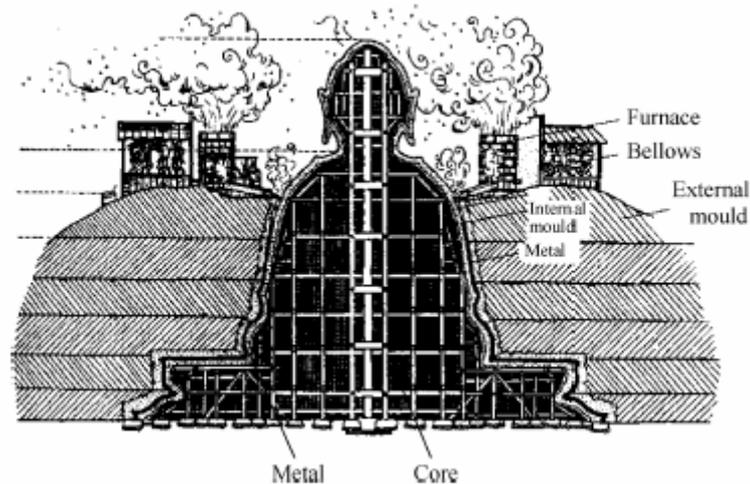


Figura 2.7. Esquema de una estatua Buda obtenida por fundición de cobre.

2.2.2 Proceso de Fundición

Como preparación para el proceso de fundición el metal es inicialmente fundido en un horno. Luego la fundición es transferida a un dispositivo denominado cucharón, el cual es un contenedor de metal alineado en el interior con ladrillos a prueba de fuego. Posteriormente, la fundición solidificará y estará lista para posteriores refinamientos en la cadena de producción

Esto se logra transfiriendo la fundición desde el cucharón (ladle) hasta un molde de arena o de metal enfriado a frío denominado "molde de enfriado". Finalmente la fundición solidificará en el molde adoptando la forma del mismo.

A modo ilustrativo, a continuación se presentan los pasos más comunes en un proceso de fundición [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Fase 1: producción del molde para la manufactura del tubo de acero

Un componente metálico de fundición es un objeto que ha sido producido por la solidificación de un metal fundido en un molde. El molde contiene un espacio hueco, la cavidad del molde, el cual contiene la forma idéntica a la del componente a conformar.

Con el fin de producir el componente deseado, una reproducción del componente es realizado en madera, plástico, metal u otro material que se ajuste a las especificaciones. Esta reproducción es denominada patrón.

A lo largo de la producción del molde, el patrón es ubicado en el marco del molde, denominado caja de molde o "flask". El flask es entonces llenado con la mezcla del material a con el que se realizara el molde. Dicha mezcla es posteriormente compactada y es normalmente conformada por arena, agua y alguna aglutinante.

Cuando finaliza la compactación del "flask", el patrón es removido del molde. Dicho procedimiento se encuentra ilustrado en las figuras 2.8 (a) a 2.8 (d) [Fredriksson & Akerlind, 2006].

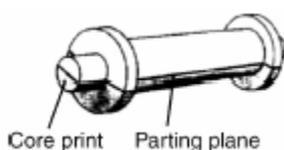


Figure 2.8(a). Un patrón, realizado normalmente en madera, es preparado en dos mitades y ensamblado con una barra denominada "core print".

Figure 2.8(b). La mitad del patrón y los patrones de la entrada de la fundición se ponen en una placa de madera en la mitad de un flask. Un polvo de grano fino es distribuido por el patrón para facilitar su futura remoción.

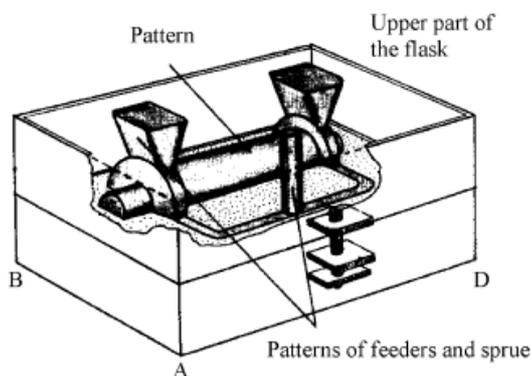
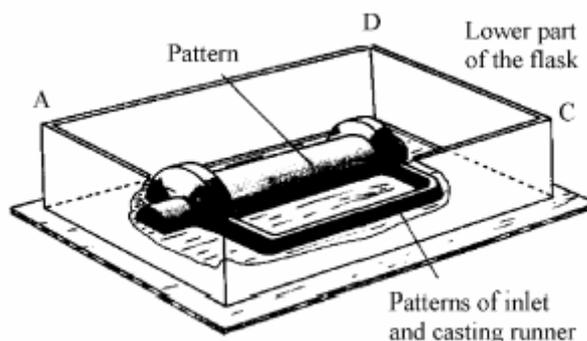
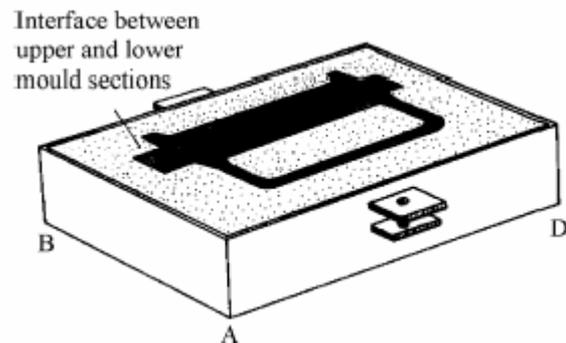


Figure 2.8(c). La mitad superior del patrón y la mitad superior del flask del molde son ubicados en la correspondiente parte inferior. Una fina capa de arena seca de grano fino, denominada "parting sand", cubre las superficies de contacto. Luego los alimentadores son ubicados alimentando los rebordes del tubo.

Figura 2.8(d). Las partes del molde son separadas y el patrón es extraído. Los patrones de la alimentación son también extraídos. La figura muestra la parte inferior del molde después de la remoción del patrón.



Fase 2: producción del corazón

Los componentes a ser producidos, raramente son macizos. Normalmente contienen cavidades que deberán influir en el diseño del molde. Para la realización de dichas cavidades, se utilizan los denominados corazones.

El corazón es preparado en una caja especial denominada "caja de corazón" o "core box", la cual es rellena con arena a prueba de fuego, denominada "arena de corazón" o "core sand", y luego removido para obtener el corazón terminado.

Las figuras 2.8(e) y 2.8(f) ilustran el proceso de producción del corazón correspondiente a la cavidad del tubo [Fredriksson & Akerlind, 2006].

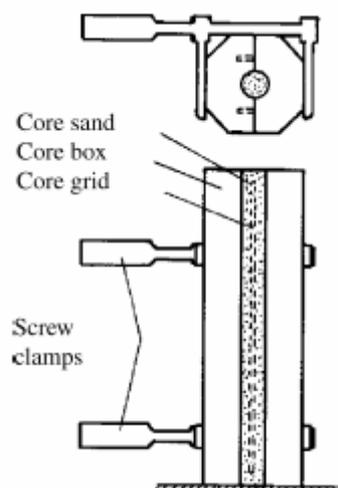
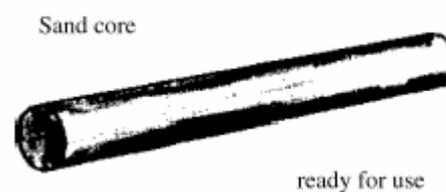


Figure 2.8(e). La cavidad, que luego se convertirá en la cavidad del tubo, es formada por el Corazón, producido en la "core box". Las dos mitades de la "core box" son mantenidas unidas por abrazaderas atornilladas mientras que la arena es pegada dentro del molde. Una barra cilíndrica es posicionada como rejilla del corazón en dirección longitudinal al tubo como refuerzo al futuro corazón.

Figure 2.8(f). El Corazón es retirado de las mitades donde fue producido. El corazón es usualmente recocido en un horno para lograr la fuerza requerida.



Fase 3: Fundición del tubo de acero

Cuando el molde esta listo para realizar la fundición, los corazones son ubicados en la posición correcta.

Es condición necesaria para la realización de un molde exitoso, que no solo contenga las cavidades que corresponden a la forma de la pieza a conformar, sino que también contenga canales para abastecer el metal fundido. Estos canales son denominados alimentadores (Fig. 2.8(c)). Otras cavidades, denominadas mazarotas, que sirven como reservorios para la fundición durante el proceso, son requeridas también (Fig. 2.8(c) y 2.8(g)) [Fredriksson & Akerlind, 2006]. Su propósito es compensar el rechupe del material que se produce en la solidificación. Sin estas mazarotas el metal a conformar contendrá cavidades y poros indeseados. Cuando los alimentadores y las mazarotas son agregadas al molde, este esta lista para su uso.

El proceso de fundición se encuentra ilustrado en las figuras 2.8(g), 2.8(h) y 2.8(i) [Fredriksson & Akerlind, 2006].

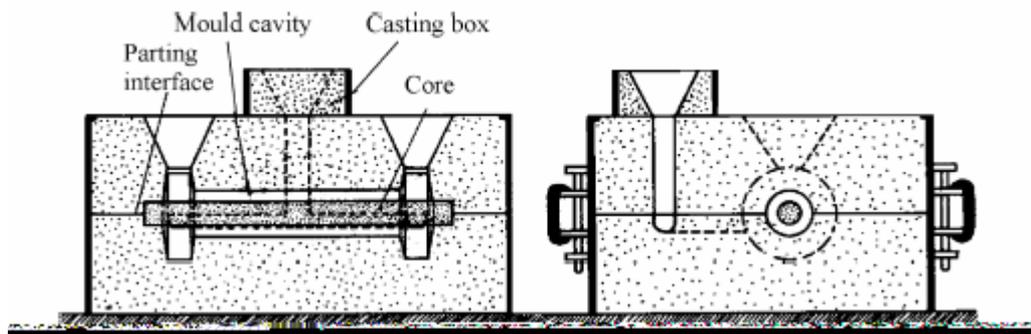


Figura 2.8(g). El corazón es ubicado en la parte inferior del molde y las dos mitades del molde son unidas. Los pasadores a través de los agujeros de las paredes exteriores del flask garantizan el correcto ajuste de las correspondientes cavidades de las partes superiores e inferiores del molde. En la denominada "caja de fundición", cuya función es aislar la superficie superior de la fundición y prevenir la solidificación prematura, las partes del molde son mantenidas unidas por abrazaderas atornilladas. Finalmente el molde está listo para su uso.

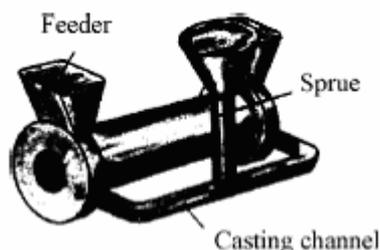
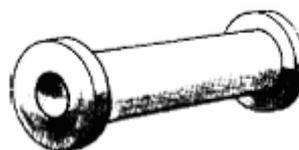


Figura 2.8(h). Cuando la fundición ha solidificado y enfriado, se rompe el molde y luego se quita la arena remanente. Se logran superficies con gran acabado.

Figura 2.8(i). Tubo terminado



2.2.3 Variantes de procesos de fundición de uso industrial

A continuación se describen las más importantes variantes de procesos de fundición para uso industrial.

Las fundiciones se pueden clasificar en dos grandes grupos: Fundición de molde permanente y Fundición de molde desechable. Dentro de esta clasificación se describen los siguientes procesos:

- Fundición de molde permanente
 - Gravity Die Casting

- Fundición por inyección (Conventional Die Casting (CDC))
- Fundición por inyección a alta presión (High-Pressure Die Casting (HPDC))
- Fundición por inyección a baja presión (Low-Pressure Die Casting (LPDC))
- Fundición de molde desechable
 - Fundición de Cera Perdida o Investment Casting
 - Fundición en molde de arena

2.2.3.1 Fundición de molde permanente

2.2.3.1.1 Gravity Die Casting

Para el método de gravity die casting, son utilizados moldes permanentes. Dichos moldes son realizados de hierro fundido o de alguna aleación especial de acero con una buena resistencia a altas temperaturas (la propiedad opuesta es denominada fatiga térmica).

La fundición por este método de metales con altos puntos de fusión es muy dificultosa debido al desgaste y rotura del molde causado por la fatiga térmica, por lo que las aleaciones de mayor utilización son las de zinc y aluminio.

Mediante este método pueden ser utilizados corazones de hierro o arena.

Debido al alto costo del molde, no es rentable la producción de series de menos de 1.000 componentes. Por otro lado, existe también un límite superior acotado por la fatiga térmica del molde. En fundiciones de aluminio el número máximo de componentes es alrededor de 40.000 unidades. En la tabla 2.2 Se presentan las ventajas y desventajas de la utilización de este método [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Tabla 2.2

Ventajas	Desventajas
Buenas propiedades mecánicas	Alto costo del molde
Buena precisión dimensional	Acotado solo para materiales con bajo punto de fusión
Alta calidad superficial	Imposibilidad de realizar tratamientos térmicos

2.2.3.1.2 Fundición por inyección (Conventional die casting (CDC))

La fundición por inyección es un proceso que utiliza un dado permanente de metal logrando piezas con forma cercana a la forma neta (near net-shape) en un amplio rango de tamaños, desde algunos gramos hasta 25Kg [Vinarcik, 2002].

Los componentes pueden ser producidos en una amplia gama de aleaciones incluidos el aluminio, zinc, magnesio, plomo y latón.

Todos los procesos de fundición por inyección siguen un ciclo de producción similar. A manera ilustrativa, en la figura 2.9 [Vinarcik, 2002], se esquematiza el ciclo de fundición utilizando CDC a cámara fría. Inicialmente, el metal líquido es introducido en el sistema de inyección (a), posteriormente es empujado por el pistón (b), recorriendo el sistema de alimentación (c) para luego introducirse en la cavidad de dado (d) bajo una alta presión. La alta presión es mantenida en la aleación durante la solidificación. Luego de haber solidificado completamente, el dado se abre (e) y el componente es expulsado (f) [Vinarcik, 2002],

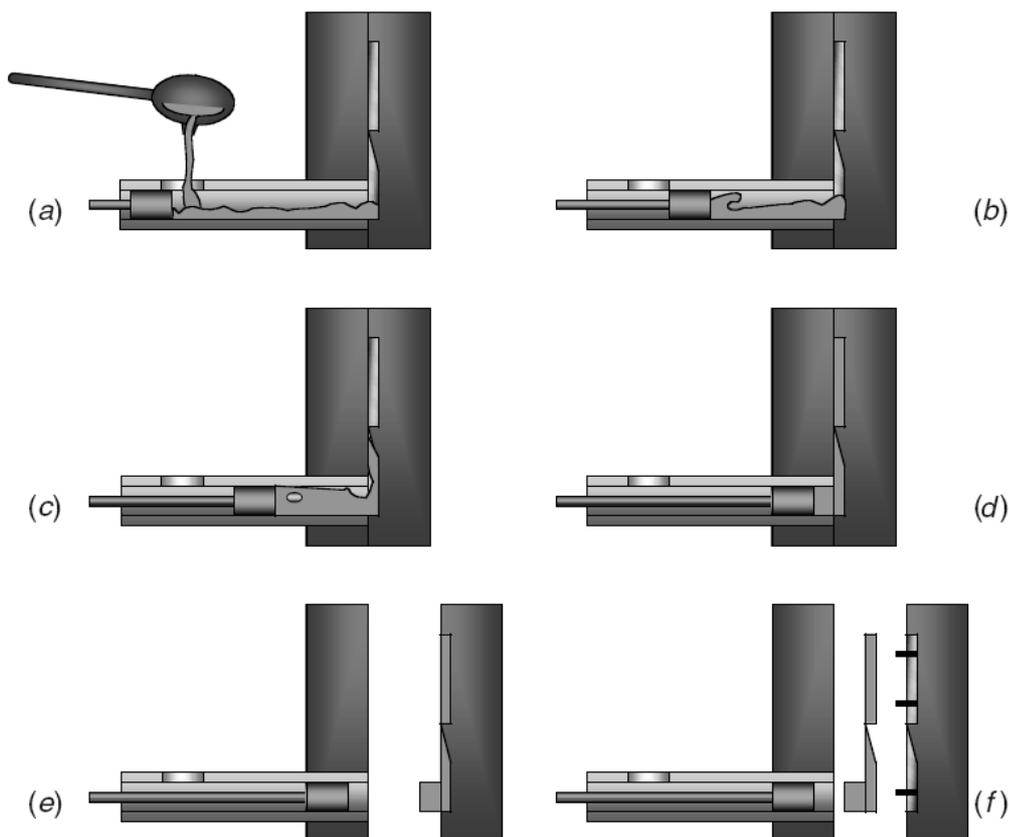


Figura 2.9 Ciclo de producción CDC a cámara fría.

Los dos procesos básicos que ofrece la fundición convencional son:

- Proceso a cámara caliente (Hot-chamber process)
- Proceso a cámara fría (Cold-chamber process)

Esta división depende del diseño del sistema de inyección del metal

CDC a cámara Caliente

Un esquema de la maquina CDC a cámara caliente se muestra en la figura 2.10 [Vinarcik, 2002]. Una importante porción del sistema de inyección se encuentra inmerso en el metal fundido en todo momento. Esto ayuda a mantener el tiempo de ciclo en un mínimo, ya que el metal fundido solo necesita recorrer una distancia muy corta en cada ciclo.

Las maquinas de cámara caliente son de operación rápida con tiempo de ciclo variando desde menos de 1 segundo, para pequeños componentes de pocos gramos, hasta 30 segundos para componentes de varios kilos. Los dados son normalmente llenados en un tiempo que varia entre 5 y 40 milisegundos [Vinarcik, 2002].

CDC a cámara caliente es utilizado tradicionalmente para metales de bajo punto de fusión, como pueden ser aleaciones de plomo o zinc. Aleaciones de mayores puntos de fusión, incluidas las aleaciones de aluminio, producen una rápida degradación del sistema de inyección del metal.

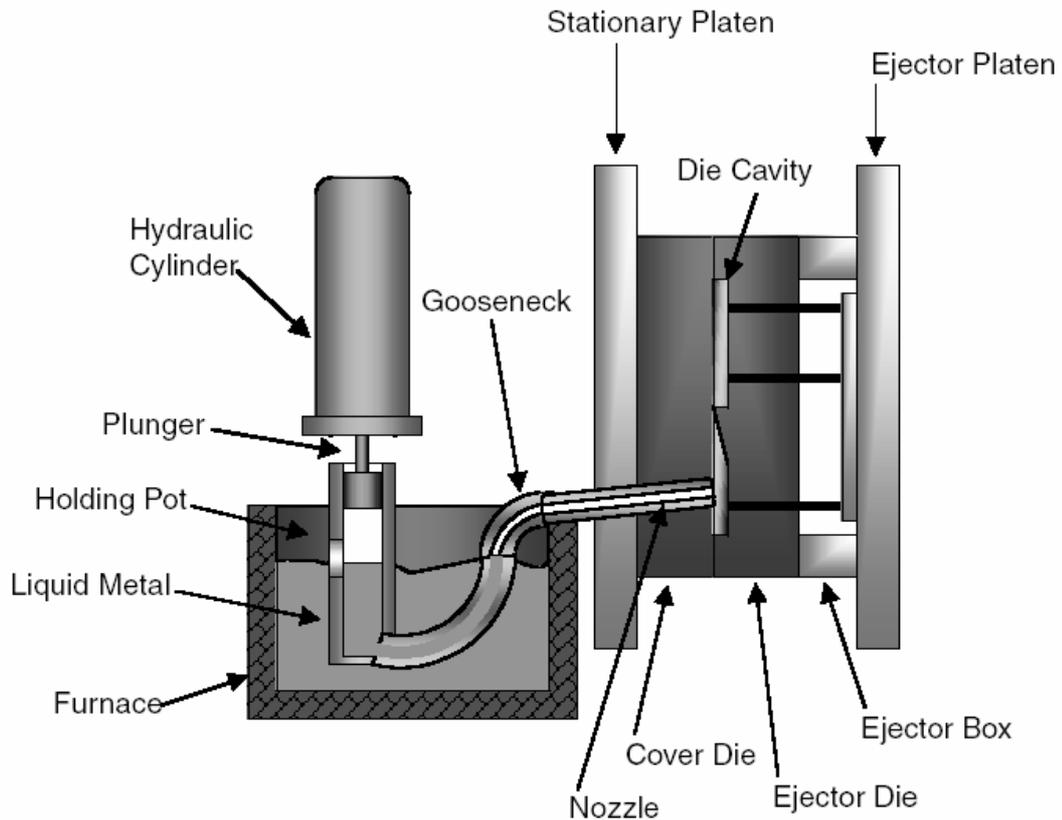


Figura 2.10. Ciclo de producción CDC a cámara caliente

CDC a cámara fría

CDC a cámara fría es normalmente utilizado para aleaciones de latón y aluminio.

Una ilustración de una máquina de CDC a cámara fría se encuentra representada en la figura 2.11 [Vinarcik, 2002]. A diferencia del proceso a cámara caliente, el sistema de inyección se encuentra en contacto con el metal fundido solo por un periodo muy corto de tiempo.

El metal ya líquido es vertido dentro de la manga de inyección para cada ciclo.

Para proveer protección adicional, la cavidad del dado y el émbolo se rocían con aceite o algún lubricante, lo que aumenta la vida útil del dado y reduce la adherencia del componente solidificado.

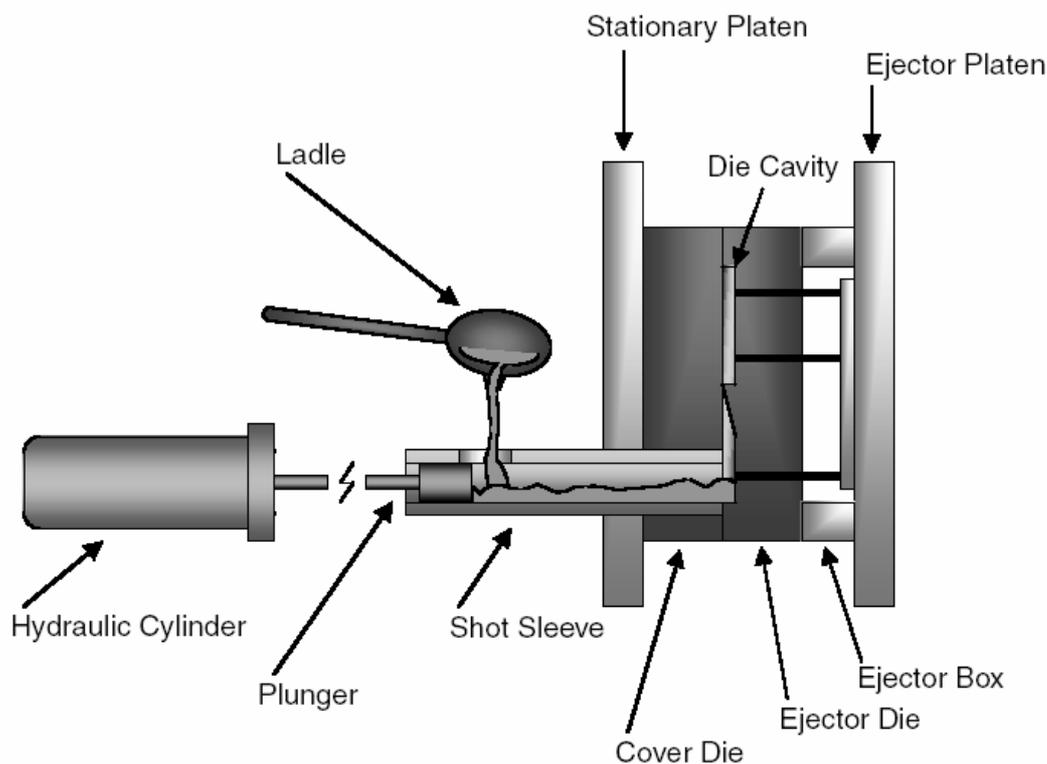


Figure 2.11 Esquema de una maquina de CDC a cámara fría.

La fundición por inyección es un proceso eficiente y económico. Cuando se utiliza a su máximo potencial, un componente de fundición puede reemplazar a un ensamblaje integrado por una gran variedad de piezas producidas por varios procesos de fabricación. Consolidar esto en un simple proceso de fundición puede representar un gran ahorro en costo de producción final [Vinarcik, 2002].

2.2.3.1.3 Fundición por inyección a alta presión (High-Pressure Die Casting (HPDC))

Este proceso es una variante del anteriormente explicado, el cual puede ser utilizado solo para metales con bajo punto de fusión, como las aleaciones de zinc, aluminio y magnesio.

Mediante este método se obtienen componentes con buenas propiedades mecánicas, sin embargo, suelen formarse concentradores de tensiones debido al flujo turbulento de llenado del molde [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Debido al alto costo de la maquinaria y de los moldes, el método de high-pressure die casting solo será rentable si el número de componentes obtenidos

supera las 5.000 unidades [Vinarcik, 2002]. Es de amplia utilización en la industria autopartista.

El ciclo de vida de una maquina de high-pressure die casting varia desde 8.000 fundiciones para latón hasta las 800.000 fundiciones para las aleaciones de zinc.

En la tabla 2.3 [Fredriksson & Akerlind, 2006], se presentan las ventajas y desventajas de la utilización de este método.

Tabla 2.3

Ventajas	Desventajas
Proceso rápido	Altos costos de taller y mantenimiento debido a las altas presiones y a la fatiga térmica
Se pueden conformar componentes de geometrías complejas y secciones delgadas	Imposibilidad de realizar tratamientos térmicos
Alta precisión comparada con otros proceso de fundición	Componentes que contienen corazones son prácticamente imposibles de conformar por este método
Necesidad de poco trabajo de mecanizado luego de la conformación	Acotado solo para materiales con bajo punto de fusión
	El proceso de llenado rápido es muy turbulento y el metal fundido absorbe grandes cantidades de gas

2.2.3.1.4 Fundición por inyección a baja presión (Low-Pressure Die Casting (LPDC))

Este proceso es la otra variante del proceso de fundición por inyección.

La maquina utilizada para LPDC, contrariamente a la de HPDC, no contiene un dispositivo de empuje o pistón, ni es necesario aplicar presión. Aire, u otro gas, es introducido en el espacio por encima del metal fundido, de esta manera el gas ejerce presión en la fundición causando un flujo lento por el canal central hasta su introducción al molde. Cuando el metal fundido solidifica, la presión disminuye y el metal fundido remanente retorna por el canal central hasta el horno [Fredriksson & Akerlind, 2006].

En este método, el molde se mantiene caliente para prevenir la solidificación prematura en el proceso. Esto es una gran ventaja cuando componentes de pequeñas dimensiones y protuberancias complejas y pequeñas son conformados. Adicionalmente, las paredes del componente a conformar pueden alcanzar una gran delgadez.

Con este método se logra un llenado de molde con flujo muy poco turbulento con la consecuente escasez de óxido y burbujas de aire.

Los principios de este método se encuentran ilustrados en la Figura 2.12 [Fredriksson & Akerlind, 2006].

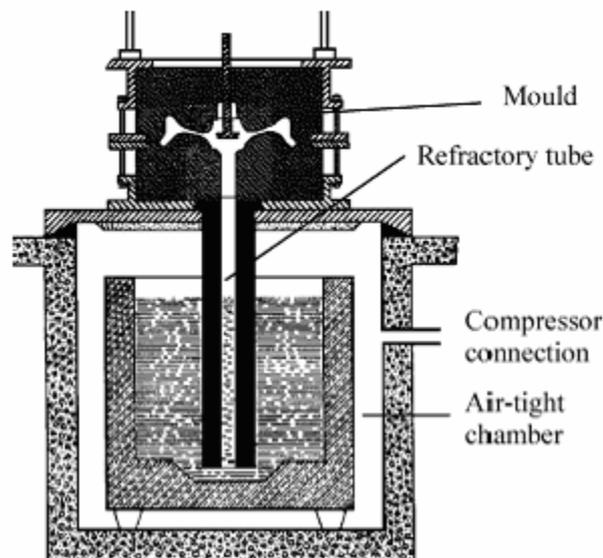


Figura 2.12 Máquina de LPDC. El metal fundido es introducido en una cámara conectada a un compresor. Cuando la presión aumenta en la cámara, la fundición es obligada a subir por un tubo refractario hacia el molde.

En la tabla 2.4 Se presentan las ventajas y desventajas de la utilización de este método [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Tabla 2.4

Ventajas	Desventajas
Necesidad de poco trabajo de mecanizado luego de la conformación	Menor tasa de productividad comparado con HPDC
Es posible la utilización de corazones	Moldes mas costosos comparado con la fundición de molde de arena
Fácil de automatizar	Acotado solo para materiales con bajo punto de fusión
Se logra una densa estructura del componente comparado con el HPDC	
Costos de taller y mantenimiento mas bajos respecto al HPDC	
Mejores propiedades mecánicas que en la fundición de molde de arena	

2.2.3.2 Fundición de molde desechable

2.2.3.2.1 Fundición de Cera Perdida o Investment Casting

Investment casting es un método de alta precisión para la fundición de componentes. En este método, un molde de material refractario es construido en una copia de cera del componente a conformar.

En investment casting se debe realizar un patrón de cera del componente. El patrón de cera es sumergido en una mezcla de algún material cerámico con ácido de silicio que sirve como material aglutinante. Cuando el caparazón del molde es lo suficientemente grueso, es secado y la cera es derretida o quemada. Luego, el molde es quemado y la fundición puede ser realizada. El método es ilustrado en las figuras 2.13(a) a 2.13(f) [Fredriksson & Akerlind, 2006].

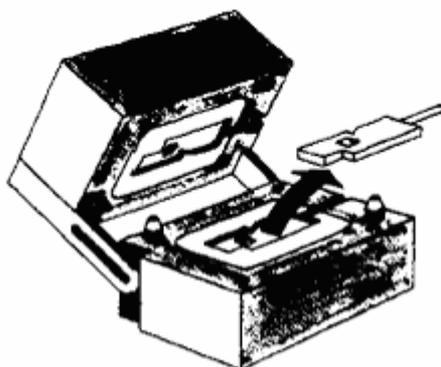


Figura 2.13(a). El patrón de cera es generado por una herramienta especial producida para este propósito

Figura 2.13(b). Se construye el denominado "racimo" de cera. El tronco y las ramas son los alimentadores del futuro metal fundido.

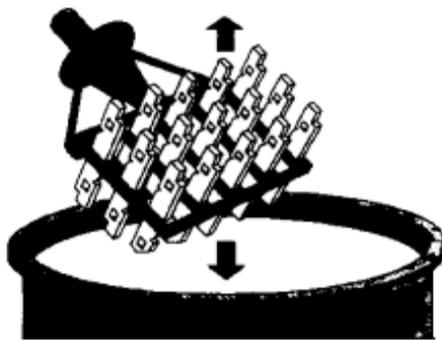
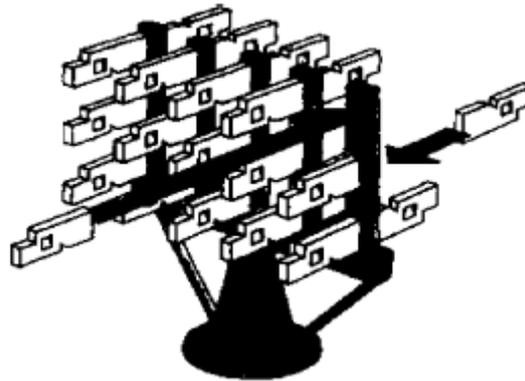


Figura 2.13(c). El racimo es sumergido en la pasta cerámica, luego es rociado con polvo de cerámica, y sumergido nuevamente. El procedimiento es repetido hasta que el grosor deseado es alcanzado.

Figura 2.13(d). La cera es derretida y retirada y el molde es cocinado en un horno. La cera solo puede usarse una vez.

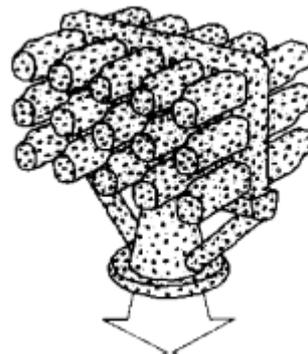
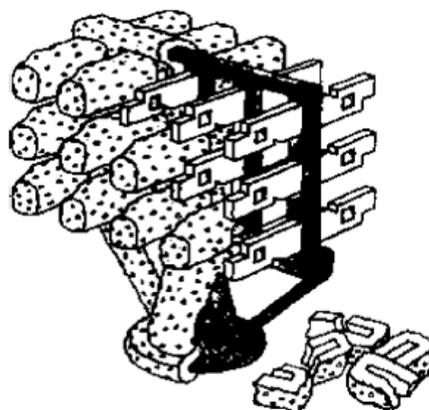


Figura 2.13 (e). El metal fundido es vertido directamente en el molde caliente

Figura 2.13(f). Finalmente, el molde cerámico es roto luego de que el metal fundido haya alcanzado la solidificación, logrando así la pieza final.



El proceso de investment casting puede ser utilizado para todos los metales utilizados en la fundición. Generalmente esta destinado a la conformación de pequeños componentes, desde 1 gramo hasta 300 gramos, con un máximo de factibilidad de 100 kg [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Este proceso ofrece una precisión dimensional muy buena. Con el tratamiento térmico adecuado, el componente puede adquirir muy buenas propiedades

En la tabla 2.5 Se presentan las ventajas y desventajas de la utilización de este método [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Tabla 2.5

Ventajas	Desventajas
Excelente precisión	Alto costo del molde
Buenas propiedades mecánicas	Limitación de tamaño
Capacidad de conformar componentes de secciones delgadas	Imposibilidad de realizar tratamientos térmicos
No hay limitaciones de forma	
Puede ser utilizado para todos los metales de fundición	
Buena terminación superficial	

2.2.3.2 Fundición en molde de arena

El proceso de fundición en molde de arena es el más común de todos los métodos de fundición y puede ser utilizado para la conformación de componentes de un amplio rango de tamaños, desde 100g hasta 10⁵ Kg. Por

otro lado, se puede utilizar para la fundición de un solo componente, como para la producción en masa de componentes. Un ejemplo de conformación en molde de arena es el block del motor de un automóvil.

Este proceso, posee dos alternativas:

- Moldeo a mano (hand moulding)
- Máquina de moldeo a gran escala (Large scale machine moulding)

El moldeo a mano es el mas antiguo, en donde el molde es construido a mano con la ayuda de patrones de madera. Este método evolucionó en un método a gran escala que utiliza una maquina donde las mitades del molde son sacudidas y unidas a presión. Los moldes de gran escala ofrecen una dureza más homogénea, y por lo tanto una mejor precisión dimensional que los componentes conformados por moldeo a mano [Fredriksson & Akerlind, 2006].

A continuación en la tabla 2.6 se pueden observar las ventajas y desventajas de la conformación por este método [Fredriksson & Akerlind, 2006].

Tabla 2.6

Ventajas	Desventajas
Se puede conformar un solo componente sin incurrir a altos costos	Precisión dimensional relativamente pobre
Capacidad de conformar componentes con geometrías relativamente complejas	Poca calidad superficial
Puede ser utilizado para todos los metales de fundición	

2.3 Evaluación de procesos de fundición y forja

En el presente capitulo se han exhibido las diferentes variantes de los procesos de fundición y forja con sus respectivas características, sus aplicaciones y sus ventajas y desventajas.

Los procesos de forja son utilizados para aplicaciones muy específicas donde existen altas sollicitaciones mecánicas, por lo que el presente proyecto se concentra principalmente en el estudio de los procesos de fundición.

Los procesos de fundición en general, y en particular los procesos de fundición por inyección, cuentan con un gran número de ventajas en comparación a otros procesos de conformación. A continuación se presenta un resumen de dichas ventajas.

Ventajas de los procesos de fundición por inyección

- Capacidad de lograr la conformación de componentes cercanos a la forma neta (near net shape), minimizando en muchas ocasiones posteriores trabajos de maquinado.
- Capacidad de lograr el conformado de componentes con secciones muy delgadas, formas complejas y gran detalle.
- Estos procesos son altamente productivos. El tiempo de ciclo para partes de dimensiones pequeñas puede ser del orden de los segundos, y partes de gran tamaño requieren usualmente menos de 1 minuto.
- Posibilidad de reciclaje de scrap. La materia prima es, por lo general, un alto porcentaje del costo final de la pieza conformada, por lo que un ahorro en esta área representa un beneficio importante.

No obstante, entre otras limitaciones, existe una gran desventaja en estos procesos que limita su aplicación para la conformación de ciertos componentes sometidos a grandes sollicitaciones. Dicha limitación es la porosidad

Porosidad

En los procesos de fundición en general, la presencia de porosidad en el componente a conformar es una constante que limita sensiblemente su aplicación. En el mejor y más aplicado de los procesos, el de fundición inyectada en todas sus variantes, el metal fundido es inyectado dentro del molde a gran velocidad, y el consecuente llenado turbulento del molde creará poros dentro del componente en detrimento de las integridad del material y de sus propiedades mecánicas [Vinarcik, 2002].

La porosidad es atribuida principalmente a dos fuentes: contracción por solidificación y gas atrapado en la inyección. La mayoría de las aleaciones

tienen una densidad mayor en su estado sólido que en su estado líquido, esto trae como resultado la contracción por solidificación [Jorstad, 2003].

Por otro lado, el flujo turbulento con el que el metal fundido ingresa en el dado, genera que gases que se encontraban en las cavidades del dado queden atrapados, trayendo como consecuencia porosidad.

La porosidad afecta negativamente las propiedades mecánicas de los componentes conformados por fundición por inyección. En aplicaciones estructurales, la porosidad puede actuar como concentrador de tensiones proporcionando un punto en el componente para el inicio de la rotura [Jorstad, 2003].

A pesar de que la aplicación de altas presiones en la etapa de solidificación puede reducir los poros atrapados, el valor total de poros resulta igualmente relevante. Para verlo en forma relativa, el proceso de fundición por inyección contiene generalmente desde 1% hasta 10% de vacío en porcentaje en volumen, mientras que en procesos de High Integrity die casting, que se verán mas adelante, el porcentaje de vacíos en volumen raramente supera el 0,1% [Vinarcik, 2002].

Debido a estos poros (aire y otros gases), los procesos de fundición por inyección no pueden ser expuestos a altas temperaturas, tratamientos térmicos o soldadura sin que se produzca el fenómeno de "ampollado" o "blistering". El ampollado no es otra cosa que la expansión de las burbujas de gas presurizado, como se puede ver en la figura 2.14 [Jorstad, 2003].



Figura 2.14. producción del fenómeno de "blistering" en un componente conformado por fundición por inyección como resultado de un tratamiento térmico

Algunas variaciones al proceso, tales como la aplicación a lo largo del ciclo de un vacío moderado en el sistema de inyección y las cavidades del dado, reducen el volumen de aire atrapado logrando mejorar esta falencia, pero no al punto de eliminarla o de obtener un producto de alta confiabilidad [Vinarcik, 2002].

Numerosos estudios han documentado como la porosidad en el proceso de fundición por inyección varía con algunas condiciones de operación. Se ha desarrollado un método para cuantificar la porosidad en los componentes obtenidos por esta vía en donde la porosidad total de un componente se puede definir como [Vinarcik, 2002]:

%POROSIDAD = Contracción por solidificación + Gas atrapado

Desafortunadamente, la fundición por inyección tiene esta limitación que lo mantiene cautivo e impide su expansión a una escala más amplia [Vinarcik, 2002].

A causa de esto, se han realizado distintos esfuerzos con el fin de mejorar las capacidades de la fundición por inyección sin descuidar los beneficios inherentes del proceso. Dichos esfuerzos, se han centrado en tres estrategias, que se enumeran a continuación [Vinarcik, 2002]:

1. Eliminar o reducir la cantidad de gas atrapado.
2. Eliminar o reducir la contracción por solidificación
3. Alterar la microestructura del metal

Los procesos emergentes de la satisfacción de las tres estrategias nombradas son los denominados *High Integrity Die Casting*.

2.4 Solución a los problemas de fundición: Procesos High Integrity Die Casting

Como solución a las limitaciones encontradas en las técnicas de fundición se desarrollan e implementan exitosamente a escala comercial los procesos de high integrity die casting. Dichos procesos son:

- High Vacuum Die Casting
- Squeeze Casting (SQC)
- Semi-Solid Metalworking (SSM)

El proceso de *High Vacuum Die Casting* utiliza un vacío controlado, de ahí su nombre, para extraer los gases de la cavidad del dado y del sistema de inyección durante el proceso de conformación. De esta manera se eliminan virtualmente los gases atrapados, logrando minimizar críticamente la porosidad de los componentes [Vinarcik, 2002].

El proceso de *Squeeze Casting* se caracteriza por el uso de una gran área de entrada del metal fundido generando un llenado de la cavidad del dado laminar. El llenado laminar permite a los gases escapar del dado ya que una ventilación estratégicamente ubicada permanece abierta a través de todo el proceso de inyección del metal fundido [Vinarcik, 2002].

Semi-Solid Metalworking, SSM de ahora en más, es la técnica más compleja de los tres procesos de high integrity die casting. Durante el proceso de SSM una mezcla parcialmente líquida y parcialmente sólida es inyectada en el dado. El frente de llenado es laminar al igual que en el método anterior de *squeeze casting*, logrando reducir críticamente los gases atrapados. Por otro lado, la contracción por solidificación, se ve también críticamente reducida debido a que una porción importante del metal inyectado ya se encuentra en estado sólido [Vinarcik, 2002].

SSM logra mejorar ambos aspectos de la ecuación de porosidad, gases atrapados y contracción por solidificación, lo que lo hace superior a los dos métodos anteriores.

Adicionalmente, una microestructura única es generada en el proceso SSM. Las propiedades mecánicas inherentes a esta particular microestructura son superiores a las obtenidas por fundición por inyección [Vinarcik, 2002].

Las propiedades mecánicas de los componentes obtenidos de procesos high integrity die casting son significativamente superiores a las obtenidas por fundición por inyección. Esto se debe a que se reducen, y en algunos casos se eliminan los niveles de porosidad, pudiendo de esta manera aplicar tratamientos térmicos. Por otro lado se obtienen microestructuras superiores imposibles de lograr con técnicas de fundición por inyección [Vinarcik, 2002].

En el próximo capítulo se explican con mayor profundidad estos procesos innovativos.

3. PROCESOS HIGH INTEGRITY DIE CASTING

Los factores importantes a la hora de seleccionar el proceso de fundición más apropiado para productos de gran integridad (*high integrity products*), como pueden ser chasis de automóviles, componentes de suspensión o componentes aeroespaciales, son las capacidades del producto (forma y características), facilidad de adecuarse a las aleaciones y a los tratamientos térmicos deseados, así como también a la composición y a las normas de la microestructura requerida. Por último, y no menos importante, menor costo de producción final.

Aquí es donde cobran importancia los denominados procesos *High Integrity Die Casting*.

La *North American Die Casting Association (NADCA)* define como *High Integrity Die Casting* a los procesos que minimizan la turbulencia en el llenado del molde, proveen presión adecuada durante la solidificación del componente y producen consistentemente productos de gran integridad con capacidad de ser tratados térmicamente sin que se produzcan el mencionado fenómeno de “*blistering*”.

3.1 Ventajas y limitaciones de los procesos High Integrity Die Casting

A continuación, en la tabla 3.1 [Jorstad, 2003], se enumeran tanto las ventajas como las desventajas de estos procesos

Tabla 3.1

Ventajas
Capacidad de producir componentes con propiedades mecánicas superiores a los procesos de fundición convencionales
Posibilidad de tratar térmicamente a los componentes conformados por estas vías, mejorando así aún más sus propiedades mecánicas
Utilizan aleaciones que ofrecen la combinación deseada de ductilidad y dureza
En el caso del proceso SSM, se modifica la microestructura logrando mejor integridad y propiedades mecánicas en los componentes conformados
Desventajas
Los procesos High integrity die casting requieren gran atención en lo concerniente a la pureza y composición de la aleación y, en ocasiones, también en lo concerniente a la temperatura de operación

3.2 Alternativas para los procesos High Integrity Die Casting

Como fue mencionado en el apartado anterior, dentro de los denominados procesos High Integrity Die Casting, se logran resaltar tres:

- *High vacuum die casting*
- *Squeeze casting (SQC)*
- Procesamiento en estado semisólido (*Semi-Solid Metalworking, SSM*)

3.2.1 High vacuum die casting

El proceso de *high vacuum die casting* funciona evacuando todo gas de la cavidad del dado y del sistema de inyección, mientras se alimenta el tubo de inyección, para que luego el pistón inyecte el metal fundido a una alta presión dentro del dado [Jorstad, 2003]. La teoría detrás de este proceso es realmente muy simple: Si la atmósfera en el sistema de inyección y en la cavidad del dado es virtualmente eliminada, no existirá aire ni ningún gas que permita la formación de porosidades en la pieza final durante la inyección y la solidificación.

De esta manera se logra conformar piezas libres de porosidad con propiedades mecánicas confiables y controlables. Para lograr esto, el sistema de inyección y las cavidades del dado deben estar bien selladas para evitar que el ambiente proporcione una pérdida de vacío mientras el proceso se encuentra en funcionamiento [Jorstad, 2003].

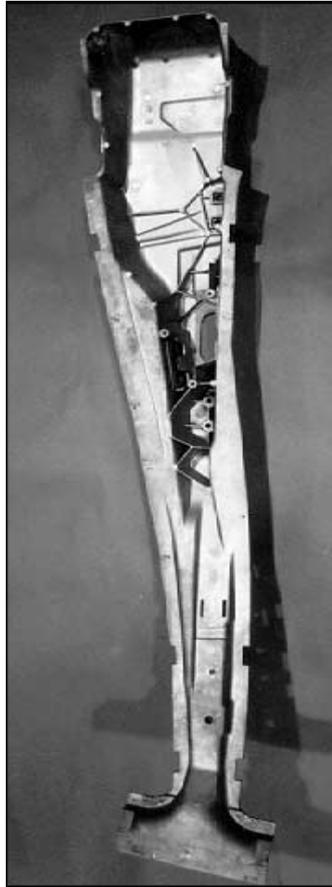


Figura 3.1. Ejemplo de un componente del chasis de un automóvil (Pilar B) producido por el proceso de *High vacuum die casting*.

En la tabla 3.2 se presentan las ventajas y desventajas de la utilización del presente proceso [Jorstad, 2003].

Tabla 3.2

Ventajas	Desventajas
Posibilidad de conformar componentes con secciones muy delgadas (menos de 2 mm) sobre superficies muy extensas	La utilización de aleaciones costosas y los mayores costos de procesamiento, hacen del High Vacuum Die Casting un proceso relativamente caro en comparación con procesos de fundición convencional
Las componentes conformados son de gran homogeneidad y pueden ser tratadas térmicamente, sin que se produzca el fenómeno de "blistering"	Muchas superficies y juntas deben ser selladas para evitar la pérdida de vacío
Si se realiza la producción a partir de la aleación apropiada, High Vacuum Die Casting provee una excepcional ductilidad	El equipamiento y las herramientas son relativamente costosas
	Es muy complicado mantener los altos niveles de vacío requeridos en dados con formas complejas
	Las piezas de sección delgada son dificultosas de extraer de la maquinaria. también al enfriarlas a temperatura ambiente se produce un pandeo con el consecuente agregado de costos por necesidad de posterior enderezamiento

3.2.2 Squeeze casting (SQC)

Existen dos versiones distintas de Squeeze Casting, directa e indirecta. Sin embargo, ambas versiones del proceso se basan en los mismos principios: Un metal fundido es introducido en las cavidades del molde con un mínimo de turbulencia y solidifica bajo una alta presión dentro de un robusto dado cerrado (generalmente ferroso). La alta presión y el contacto cercano de la aleación fundida con la superficie del dado de metal producen una rápida solidificación, porosidad mínima y excelentes propiedades mecánicas [Jorstad, 2003].

A continuación se explican las dos variantes de este proceso:

- Squeeze Casting Directo
- Squeeze Casting Indirecto

Squeeze Casting Directo

El Squeeze Casting Directo es un proceso en el cual el metal fundido es volcado en la mitad inferior del dado contenido en una prensa hidráulica. Posteriormente, la mitad inferior se encuentra con la superior cerrando el dado a una muy alta presión, generalmente superior a los 100 MPa, aplicada hasta que la pieza se encuentre completamente solidificada [Jorstad, 2003]. Cabe destacar que el proceso de squeeze casting directo esta generalmente más relacionado con los procesos de forja que con los procesos de fundición, sin embargo perteneces a estos últimos. En la figura 3.2 puede observarse un esquema del proceso [Fredriksson & Akerlind, 2006].

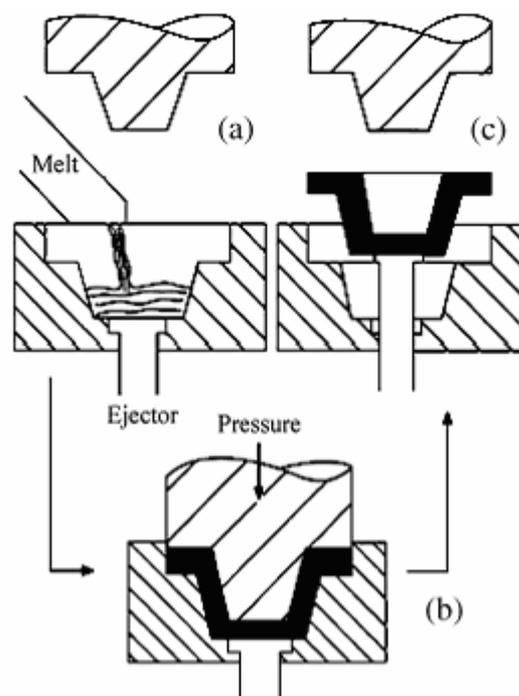


Figura 3.2. Proceso de Squeeze Casting. La aleación fundida es volcada en la sección inferior del molde (a). Luego el metal fundido es sometido a alta presión impresa por la sección superior del molde (b). Finalmente, luego de haber solidificado la pieza, el molde superior es removido y la pieza conformada es expulsada con la ayuda del inyector (c).

Squeeze Casting Indirecto

Al Squeeze Casting Indirecto, a diferencia del directo, se lo relaciona con mayor facilidad a los procesos de fundición. Se realiza con equipos y herramientas similares a los de fundición por inyección, vertical u horizontal.

En el proceso de Squeeze Casting Indirecto, un metal fundido preparado adecuadamente (refinado de grano y modificado) es volcado en el contenedor de inyección de una maquina de squeeze casting indirecto. Desde ahí, es inyectado en el dado a través de un pasaje relativamente grande y a una velocidad moderadamente lenta (generalmente por debajo de los 0.5 m/seg.) [Jorstad, 2003]. El metal fundido es solidificado en la cavidad del molde a una presión que puede variar entre 55 y 300 MPa, pero por lo general los valores de mayor utilización varían entre 80 y 110 MPa [Jorstad, 2003].

Dentro de las aleaciones utilizadas para este proceso, el aluminio A356 es una de las más populares.

Un ejemplo de Squeeze Casting Indirecto es el proceso vertical ofrecido por la empresa japonesa UBE (figura 3.3) [Jorstad, 2003].

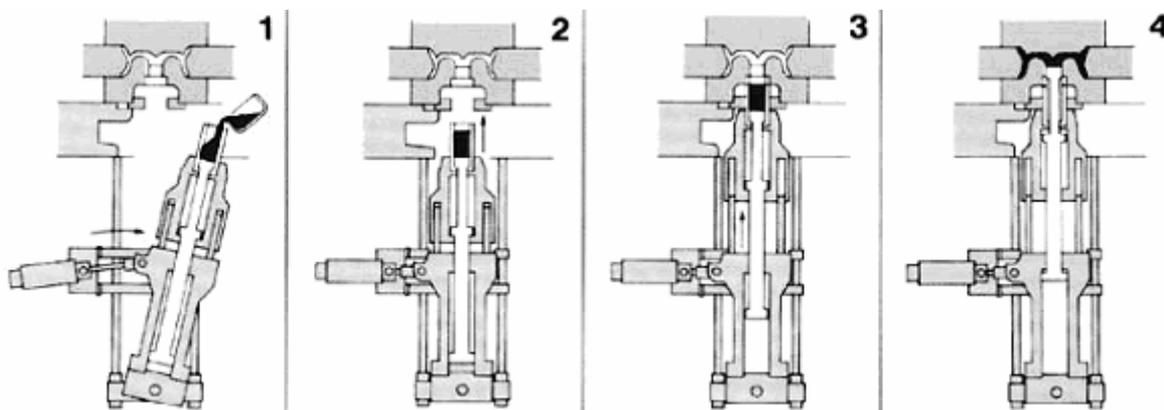


Figura. 3.3. Esquema del proceso de squeeze casting indirecto diseñado por la empresa UBE.

- (1)Volcado del metal
- (2)El cilindro de inyección se ubica en la posición original
- (3)El contenedor se eleva para ubicarse por debajo del dado
- (4)La extremidad del embolo sube e inyecta en el molde

En la tabla 3.3 se presentan las ventajas y desventajas de la utilización del presente proceso [Jorstad, 2003].

Tabla 3.3

Ventajas	Desventajas
El proceso Squeeze Casting ha probado ser el proceso más utilizado para la industria autopartista en componentes estructurales críticos.	Aplicación limitada para la conformación de componentes con secciones delgadas o de alto nivel de detalle
Es especialmente útil para partes de secciones gruesas como es el caso de la masa de suspensión (Figura 3.4)	Sistemas de alimentación voluminosos
	Corta vida útil de la herramienta ya que la temperatura del proceso de fundición varía entre 700° y 730° C; esta temperatura es sensiblemente alta comparada con otros procesos de fundición convencional (entre 650° y 660° C). De esta manera el •T entre el dado y el metal fundido es críticamente mas alto, lo que trae como consecuencia fatiga térmica en la superficie de la herramienta
	Cantidad limitada de cavidades debido a la alta presión
	Como en la mayoría de los procesos que trabajan a altas presiones, existe una limitación en la capacidad de acomodar corazones internos

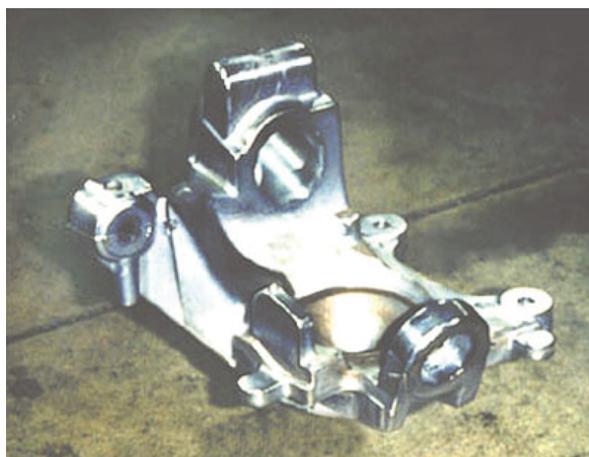


Figura 3.4. Masa de suspensión o “Steering knuckle” conformado vía squeeze casting.

3.2.3 Semi-Solid Metalworking (SSM)

El procesamiento de aleaciones en estado semisólido (SSM) consiste en la agitación de la aleación fundida en el intervalo semisólido con el fin de lograr modificar la microestructura del material. Se parte de una microestructura dendrítica y mediante agitación, entre otros métodos, se logra la microestructura globular del sólido. El intervalo de trabajo se muestra resaltado en el diagrama de la figura 3.5.

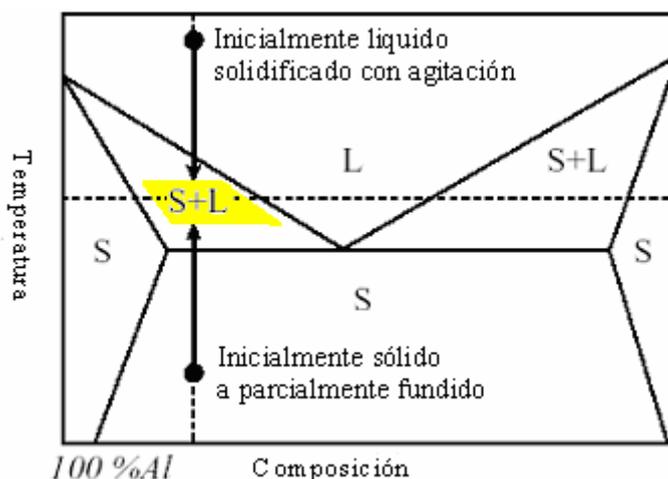


Figura 3.5. Diagrama de fase hipotético para una aleación binaria de aluminio.

Este proceso es capaz de lograr las mismas dimensiones, detalles y secciones delgadas que cualquier proceso de fundición convencional. El proceso combina ventajas tanto del proceso de fundición como del proceso de forja. Adicionalmente, el proceso de SSM es también capaz de conformar componentes con características superiores a los componentes producidos por squeeze casting y high vacuum die casting [Jorstad, 2003].

3.3 Comparación de procesos SSM con otros procesos de conformación

Todos los procesos de conformación explicados poseen un nicho donde su aplicación es óptima y rentable. Antes de analizar las características inherentes al proceso SSM, es necesario analizar los procesos que ofrecen componentes con características similares.

El proceso HPDC (high pressure die casting) es el más utilizado mundialmente para la conformación de componentes en la industria autopartista. Este proceso es relativamente económico, y su aplicación abarca un amplio rango de

componentes de diferentes tamaños y complejidades. Sin embargo, este proceso no es capaz de lograr la misma integridad y confiabilidad en los componentes conformados que la alcanzada a través del proceso de SSM. El flujo turbulento con el que se llena el dado en este proceso hace que los productos obtenidos por fundición por inyección siempre contengan algún nivel de porosidad, lo que los hace intratables térmicamente y de esta manera no pueden alcanzar las propiedades mecánicas de los productos que si soportan algún tratamiento térmico como los obtenidos por SSM.

Mediante el proceso de High Vacuum Die Casting se pueden lograr componentes con secciones muy delgadas que pueden ser tratados térmicamente. No obstante, la maquinaria es costosa, y debido a la naturaleza del proceso, requiere de un minucioso control del vacío tanto en el sistema de inyección como en las cavidades del dado.

El proceso de Squeeze Casting es utilizado para la producción de una gran variedad de componentes de gran integridad, especialmente partes de chasis de automóviles o componentes de suspensión con secciones relativamente gruesas. Este proceso es capaz de obtener productos de gran integridad, tratables térmicamente, con niveles de dureza y ductilidad similares a los obtenidos a partir de un proceso SSM, pero sin la ventaja que posee SSM de conformar productos con secciones muy delgadas. Por otro lado, las altas temperaturas con las que funciona este proceso (entre 700°C y 730°C para aleaciones de aluminio) acarrearán la consecuente disminución en la vida útil de la herramienta a 4 o 5 veces menos comparada con un proceso más "frío" como puede ser el SSM, cuya temperatura de operación ronda los 580°C para aleaciones de aluminio, en detrimento de la economía final de operación.

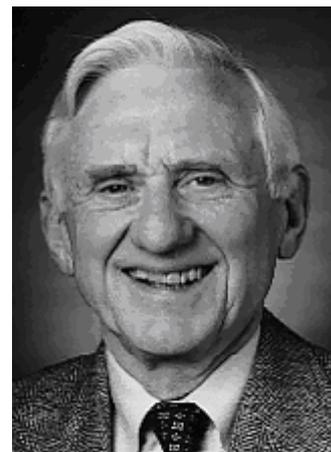
Los procesos de forja son, de los procesos disponibles a nivel industrial, los que ofrecen las mejores propiedades para la conformación de componentes de aluminio sometidos a altas sollicitaciones mecánicas, y es por lo tanto utilizada para la producción de componentes aeroespaciales, y en la industria automotriz y autopartista, para la conformación de componentes estructurales. Sin embargo, en el proceso de forja no es posible obtener productos cercanos a la forma neta (near-net-shape), con secciones delgadas u obtener un control dimensional muy ajustado, característica capaz de lograr mediante el proceso de SSM.

Por todo lo anteriormente explicado, el proceso SSM emerge como la opción con mayor proyección a futuro principalmente debido a sus ventajas

comparativas en cuanto a posibilidades de conformación, características de producto obtenidas y por sus grandes oportunidades de mejora y desarrollo.

4. HISTORIA Y EVOLUCION DE LOS PROCESOS SSM

El proceso Semi-Solid Metalworking (SSM) fue descubierto accidentalmente en el año 1972 cuando, M.C. Flemings y su equipo de colaboradores del Massachusetts Institute of Technology (MIT), se encontraban estudiando un defecto de fundición conocido como figuración en caliente o "hot tearing". Dicho proceso consiste en el control de la pseudoplasticidad del material cuando se mantiene a la temperatura adecuada en estado semipastoso (aproximadamente 60% sólido/40% líquido). En estas condiciones, la viscosidad decrece con la velocidad de deformación, dependiendo de las condiciones de agitación del material, y su tixotropía depende de la tensión de cizalladura y del tiempo de la misma.



4.1. M. C. Flemings

La estructura resultante consiste en partículas globulares dispersas en una matriz de líquido próximo a la composición eutéctica, como se puede observar en la figura 4.2 [Young et al, 2000; Fan, 2002].

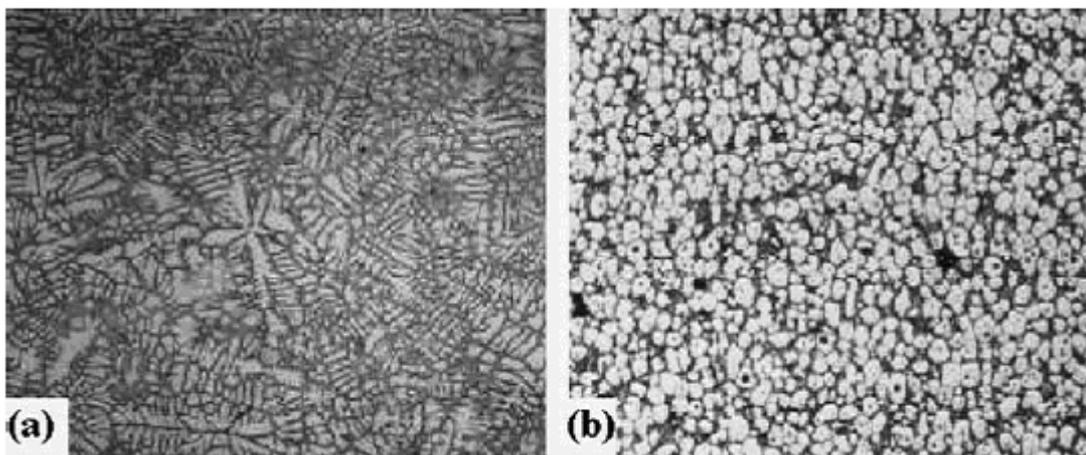


Figura 4.2. Comparación de una microestructura dendrítica (a), con una microestructura globular (b) obtenida por procesamiento en estado semisólido.

Para este estudio, se utilizó un viscosímetro tipo Couette (Figura 4.3) y una aleación Sn-15%Pb. Este viscosímetro consiste en dos cilindros concéntricos. El cilindro exterior gira continuamente en un rango de velocidades que puede variar desde 0,4 hasta 1000 rpm. La aleación se vierte en estado fundido en el espacio existente entre los dos cilindros. Al mismo tiempo se hace girar el cilindro exterior para producir fuerzas de cizalladura y se deja enfriar la aleación. Estos investigadores midieron la viscosidad de la aleación en función

de la fracción de sólido presente y de la velocidad de agitación. Durante los experimentos se observó que la viscosidad de la aleación disminuía con el aumento de la agitación, lo cual se atribuyó a la estructura globular producida durante el experimento. Es decir, la viscosidad disminuye al aumentar las fuerzas de cizalla que actúan sobre el material [Kenney et al,1998].

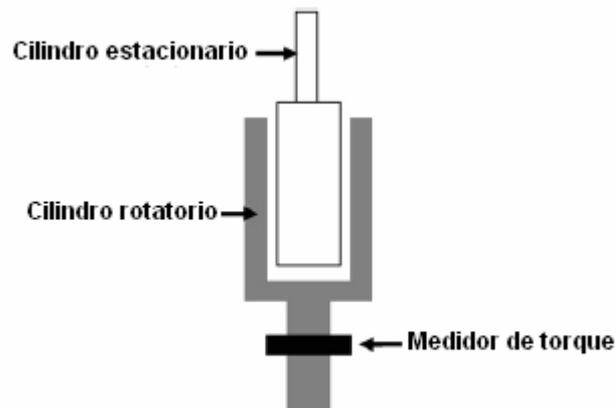


Figura 4.3. Viscosímetro tipo Couette.

En cuanto al comportamiento mecánico, la estructura dendrítica semisólida, para una fracción sólida de 0,4, tiene una resistencia a cizalla (shear stress) de aproximadamente 200 KPa, mientras que una estructura no dendrítica (globular) muestra, para la misma fracción sólida, menos de 0,2 KPa, es decir tres órdenes de magnitud menos [Kapranos, 2003].

El comportamiento semisólido o tixotrópico se caracteriza porque el lingote puede mantener su forma, pero cuando se le aplican fuerzas de corte se deforma. Así un lingote semisólido mantiene su forma y puede, al mismo tiempo, ser cortado con un cuchillo, tal y como se muestra en la Figura 4.4 [Bayle Puig, 2005].

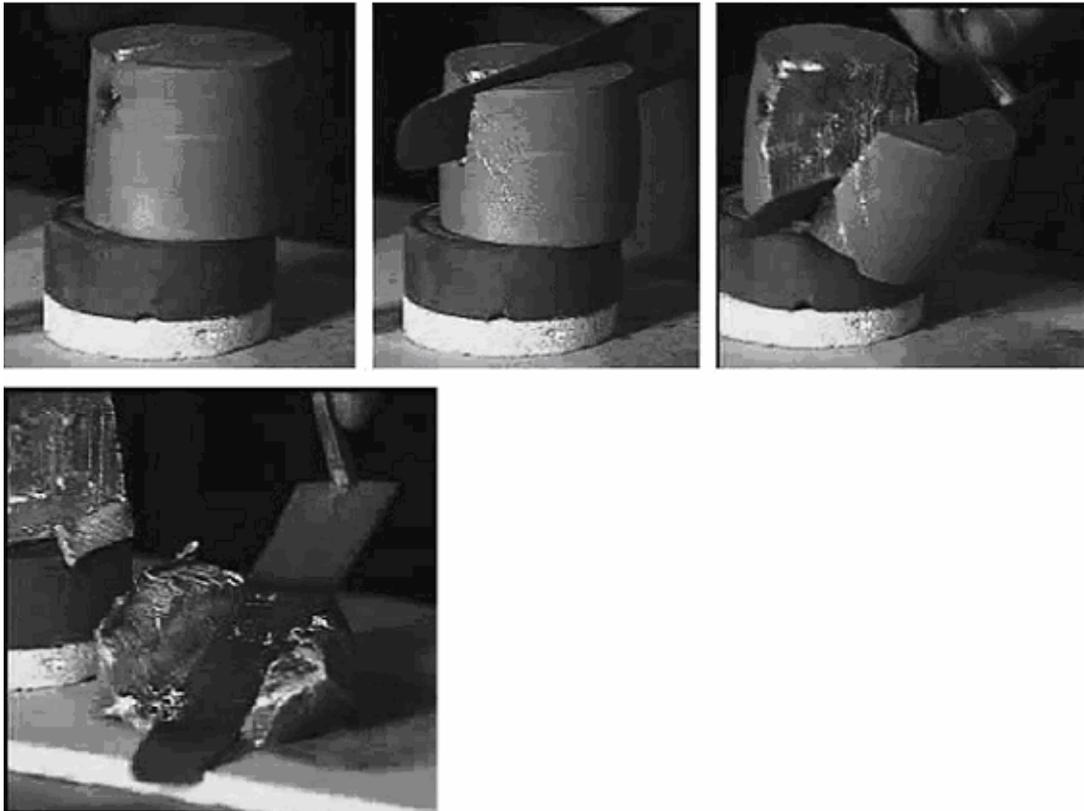


Figura 4.4. Corte de un lingote SSM en su estado semisólido.

Un aspecto importante que surge a partir del descubrimiento del procesamiento SSM que no había sido discutido anteriormente, es que genera una manipulación revolucionaria del proceso de solidificación. Históricamente, por miles de años, desde el nacimiento del conformado por fundición, el proceso de solidificación de aleaciones de una composición dada había sido tratado como un proceso natural. A partir del procesamiento en estado semisólido, se introduce el concepto de “manipulación de la solidificación”. De esta manera se pueden conducir externamente en forma positiva y controlada la solidificación de una colada con el fin de alcanzar las microestructuras deseadas. Esto marcó el antecedente y el punto de partida para muchos nuevos procesos [Fan, 2002].

El extraordinario comportamiento logrado en las aleaciones con estructura no dendrítica incito a nuevas investigaciones en búsqueda de explotación comercial. El primer paso en este camino fue el establecimiento de patentes que aseguren esta ventaja comercial. MIT tomo varias patentes a inicios de los setentas para cubrir la generación de microestructuras no dendríticas y los subsecuentes procesos de conformación de componentes. Dichas patentes que tomo el MIT se basaron en cualquier tipo de agitación mecánica [Kenney et al, 1998].

En los años siguientes, principalmente con el fin de evitar la fuerte posición del MIT en cuanto a sus patentes, muchas alternativas a la agitación mecánica fueron sugeridas. Los acercamientos sugeridos incluían el mantenimiento isotérmico del material dendrítico (coarsening), la mezcla de polvos, la agitación pasiva (esto quiere decir la no utilización de agitación activa, o sea, solo inducir al metal fundido a fluir a través de canales tortuosos), descargas eléctricas en el material semisólido con microestructura dendrítica, agitación inductiva, agitación inductiva por medio de campos radiales, y extrusión y trabajado en frío. Sin embargo, de todas las opciones estudiadas, prácticamente sólo la agitación inductiva ha tenido aceptación a escala comercial con el denominado MHD (magneto Hidrodinamic stirring) [Kapranos, 2003].

Es también notable que ningún proceso que funcione a altas temperaturas ha alcanzado el éxito comercial, siendo las aleaciones livianas con aplicación en la industria autopartista, el foco de la gran mayoría de las investigaciones y desarrollos [Young et al, 2000].

A pesar de estos antecedentes sobre la conformación en estado semisólido, no es hasta 1990 cuando la industria toma real conciencia de las potenciales ventajas que pueden ofrecer estos fenómenos [Bayle Puig, 2005].

En la última década, el procesamiento SSM ha experimentado investigaciones y desarrollos intensivos, y en la actualidad, el proceso de SSM se ha establecido como una tecnología robusta y comercialmente viable para la producción de componentes de gran integridad, con propiedades mecánicas mejoradas, geometrías complejas, y un alto control dimensional. Pero tal vez, su mayor virtud yace en su potencial desarrollo tecnológico e incipiente explotación comercial.

5. EXPLICACION DEL PROCESO - REOLOGIA

Como se ha explicado en apartados anteriores, el procesamiento de aleaciones en estado semisólido (SSM) básicamente consiste en la agitación de la aleación fundida en el intervalo semisólido con el fin de lograr modificar la microestructura del material. Se parte de una microestructura dendrítica y mediante agitación, entre otros métodos, se logra la microestructura globular. El intervalo de trabajo se muestra resaltado en el diagrama de la figura 5.1.

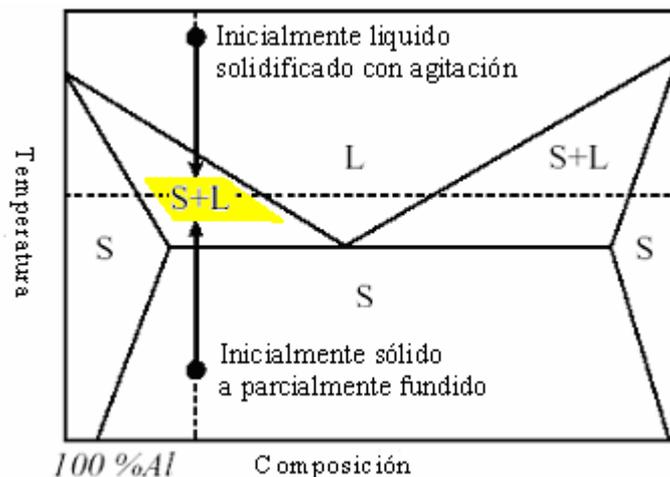


Figura 5.1. Diagrama de fase hipotético para una aleación binaria de aluminio.

A continuación se explica con mayor profundidad el concepto y la dinámica de formación de esta microestructura.

5.1 Reología

La Real Academia Española define Reología como: *Estudio de los principios físicos que regulan el movimiento de los fluidos. Estas definiciones cubren todo el campo de la dinámica de los medios continuos. Sin embargo, por convención, se ha decidido limitarla a aquel campo no cubierto por las teorías lineales de elasticidad y viscosidad, por lo tanto, se excluyen de la Reología los sólidos hookeanos y los fluidos newtonianos. Es conveniente pensar en la reología como la descripción de un conjunto de comportamientos más que la descripción de un conjunto de materiales.*

Un sólido hookeano es el que cumple la ley de Hooke, sólido elástico: "La deformación es linealmente proporcional a la tensión aplicada".

Un fluido newtoniano es el que cumple la ley de Newton para fluidos: "La velocidad de deformación es linealmente proporcional a la tensión de corte aplicada". La constante de proporcionalidad es la viscosidad del fluido. Ejemplos: el agua y la mayoría de los metales líquidos.

Los fluidos no-newtonianos cambian la viscosidad con la velocidad de deformación. Esa viscosidad se llama viscosidad aparente. En particular, las aleaciones semisólidas tienen un comportamiento tixotrópico: La viscosidad disminuye con la velocidad de deformación (mientras más se agita, menos viscosa es la pasta semisólida).

5.2 Propiedades tixotrópicas

La tixotropía es un fenómeno según el cual un fluido viscoelástico disminuye su viscosidad aparente al ser agitado intensamente, hasta alcanzar un estado estacionario después de un tiempo de agitación. Esto implica una disminución de la viscosidad o del esfuerzo de corte con el tiempo, bajo condiciones isotérmicas y velocidades de cizalla estacionarias. 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. La formación de aglomerados en la fase sólida primaria se produce cuando la velocidad de agitación es baja. Si se aumenta la velocidad de agitación, los aglomerados se destruyen (desaglomeración) y baja la viscosidad [Bayle Puig, 2005].

5.3 Reología del estado semisólido

Si se representa gráficamente la respuesta de un fluido newtoniano frente a esfuerzos cortantes variables, en función de la velocidad de deformación, se obtiene una respuesta lineal

Este comportamiento se manifiesta en aleaciones con baja fracción en volumen de sólido ($0 < f_s < 0,1$). Para fracciones de sólido mayores ($0,1 < f_s < 0,6$), el material se comporta como un fluido no-newtoniano, donde la viscosidad depende del esfuerzo cortante aplicado [Bayle Puig, 2005].

Esta dependencia se puede manifestar con comportamientos diferentes (Figura 5.2) [Bayle Puig, 2005].

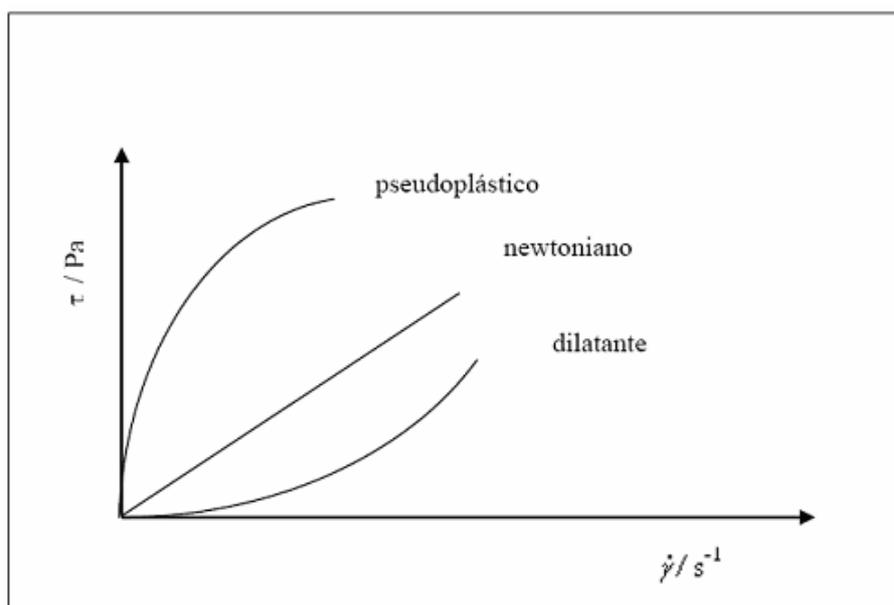


Figura 5.2. Representación de esfuerzos cortantes variables en función de la velocidad de deformación para diferentes tipos de fluidos.

5.3.1 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, sino que tiene un valor aparente para cada velocidad de corte (Figura 5.3) [Bayle Puig, 2005].

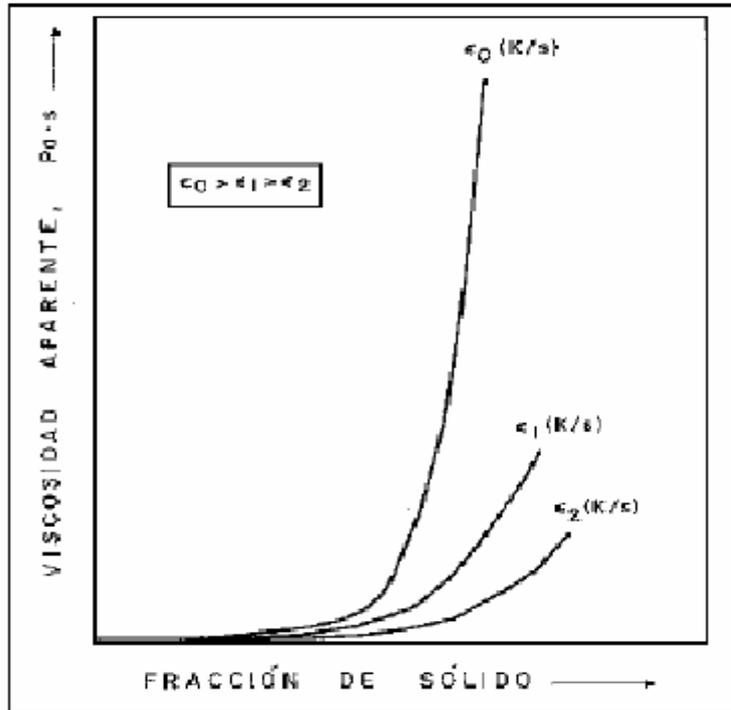


Figura 5.3. Viscosidad aparente en función de la fracción de sólida para diferentes velocidades de enfriamiento de una aleación semisólida..

Este comportamiento aparece cuando el material muestra una disminución de la Viscosidad con el aumento de la velocidad de deformación (Figura 5.4) y así como también disminuye con el tiempo (t) de aplicación de una tensión o de una deformación constante (Figura 5.5) [Bayle Puig, 2005].

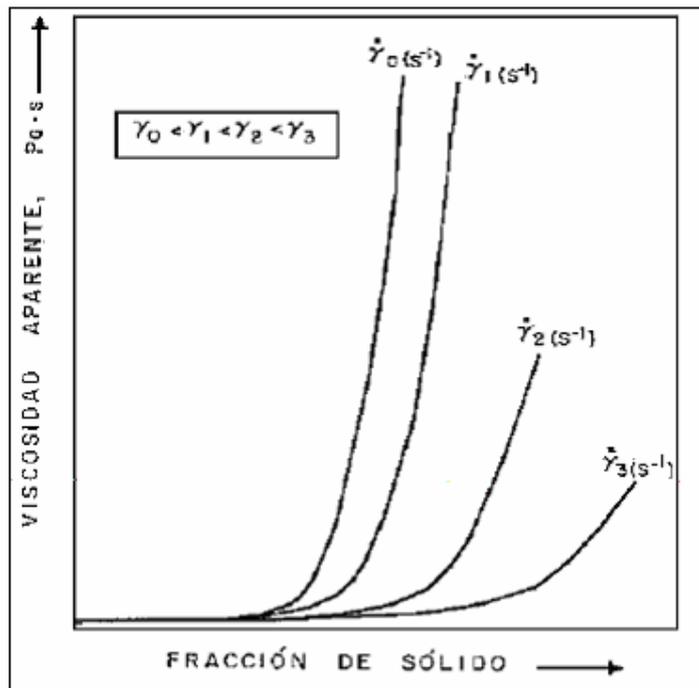


Figura 5.4. Efecto de la velocidad de agitación ($\dot{\gamma}$) en la viscosidad aparente

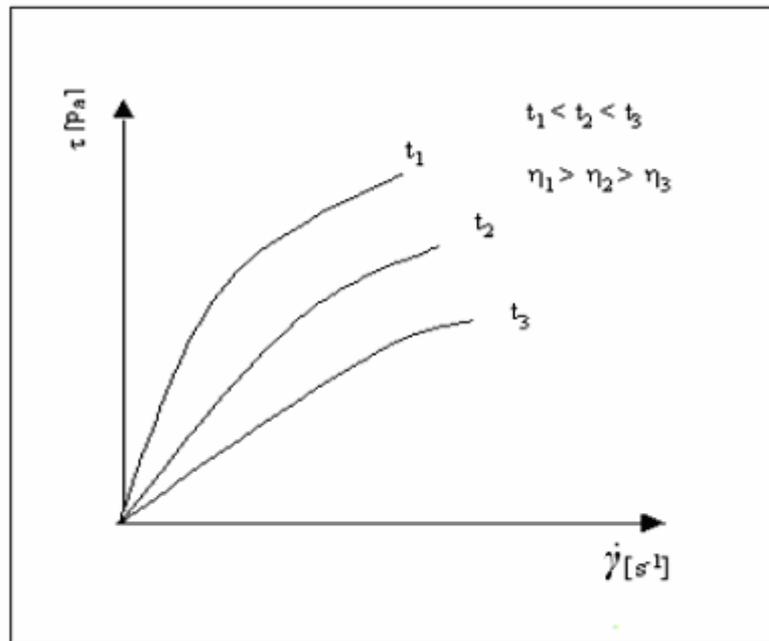


Figura 5.5. Esfuerzo cortante (\bullet) en función de velocidad de agitación ($\dot{\gamma}$) para distintos tiempos de agitación (t) y su efecto en la viscosidad aparente (\bullet).

La tixotropía es un ejemplo de un comportamiento dependiente del tiempo donde la viscosidad de un material dado depende de su propia historia. 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 generalmente tan rápidos que resulta muy difícil llegar al estado estacionario [Fan, 2002].

Por último, para fracciones de sólido elevadas ($0,6 < \mathbf{fs}$), la fase sólida es continua y forma un esqueleto. El metal se comporta en estos casos como un material viscoplástico poroso saturado de líquido [Bayle Puig, 2005].

5.4 Evolución de las propiedades reológicas de la pasta semisólida

Para conocer cómo evoluciona la microestructura dendrítica, se han realizado estudios sobre las fuerzas implicadas en la deformación y fragmentación de las dendritas durante su formación y crecimiento. Como instrumento para este estudio se utilizaron viscosímetros del tipo Couette y Searle, formados por dos cilindros concéntricos como se puede ver en la figura 5.6 [Bayle Puig, 2005].

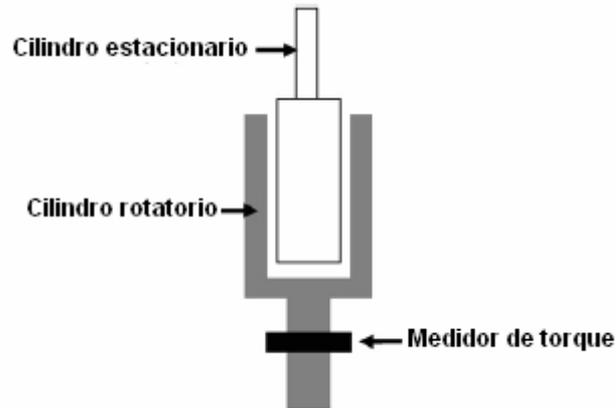


Figura 5.6. Viscosímetro tipo Couette.

En los trabajos pioneros 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 exterior para producir esfuerzos de corte y dejando enfriar la aleación de forma continua. Durante el enfriamiento, se medían los siguientes parámetros: la viscosidad en función de la fracción de sólido presente y la velocidad de agitación aplicada [Fan, 2002].

La aleación, cuando se encontraba en estado semisólido, presentaba una pequeña resistencia a la cizalla, incluso para grandes porcentaje de sólido. La viscosidad disminuía con la velocidad de agitación formándose una microestructura globular [Fan, 2002]. Otros experimentos han demostrado que la viscosidad es también función de la velocidad de enfriamiento [Fan, 2002]. Es decir, la reducción de la velocidad de enfriamiento y el aumento de la velocidad de corte producen una disminución de la viscosidad para una determinada fracción sólida.

La microestructura de las aleaciones sometidas a agitación durante su solidificación está controlada por cuatro variables: velocidad de enfriamiento, velocidad de cizalla, tiempo de aplicación de la cizalla y porcentaje de fase sólida a cada temperatura [Fan, 2002].

Para comprender mejor el mecanismo de formación de esta microestructura tan particular, se estudió el paso de la estructura dendrítica a una forma globular, y se concluyó que se producen secuencialmente tres mecanismos de cambio morfológico [Fan, 2002]:

1. Fragmentación

2. Crecimiento
3. Aglomeración

5.4.1 Fragmentación

Se produce una fragmentación de la estructura dendrítica seguida de la formación 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 como se puede observar en la figura 5.7 [Bayle Puig, 2005].



Figura 5.7. Evolución microestructural

Han sido propuestos distintos mecanismos posibles de fragmentación, pero el más aceptado es el denominado *Fractura de las Ramas Dendríticas*. En este mecanismo las ramas se cizallan como resultado de la fuerza que ejerce el flujo del líquido [Bayle Puig, 2005].

En la Figura 5.8 [Fan, 2002] se representa el modelo donde las ramas de las dendritas se inclinan por la fuerza del flujo hasta la rotura. A la temperatura de la pasta, las dislocaciones pueden trepar y coalescer para formar bordes de grano. Cuando la diferencia de orientación entre granos excede los 20° , la energía de la frontera de grano excede a la de la interfase sólido-líquido, entonces el líquido podrá ahora penetrar rápidamente separando la rama de su tallo [Fan, 2002].

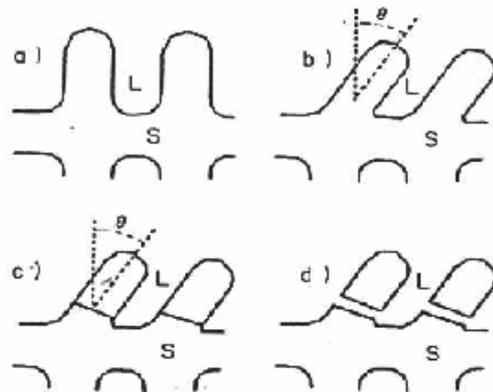


Figura 5.8. Modelo del mecanismo de fragmentación del borde de grano: a) dendrita no deformada, b) después del doblado, c) reorganización de la estructura para generar bordes de grano y d) dendritas fragmentadas.

Esta es la base de los métodos de obtención de estructuras no dendríticas para la conformación en estado semisólido. Los fragmentos que provienen de las dendritas no son inicialmente esféricos y continuarían su crecimiento dendrítico si las condiciones fueran favorables [Fan, 2002].

5.4.2 Crecimiento

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 [Fan, 2002]. Este crecimiento normalmente se describe con la siguiente relación:

$$D^m \cdot D_0^m = Kt$$

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. Por otro lado, K es un parámetro que depende de las propiedades termofísicas de la aleación y de la fracción nominal del líquido presente, y por lo tanto, depende de la temperatura. Finalmente m es el exponente de crecimiento que en estos casos es igual a 3.

Las experimentaciones efectuadas con diferentes aleaciones han mostrado que la coalescencia es importante aunque no domina en el mecanismo de crecimiento. Sin embargo, el valor de crecimiento K depende de cada aleación y de su forma de obtención y procesado [Fan, 2002].

Se ha estudiado la variación del diámetro de los glóbulos en función del tiempo de calentamiento. 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 [Fan, 2002].

5.4.3 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 (Figura 5.9) [Fan, 2002].

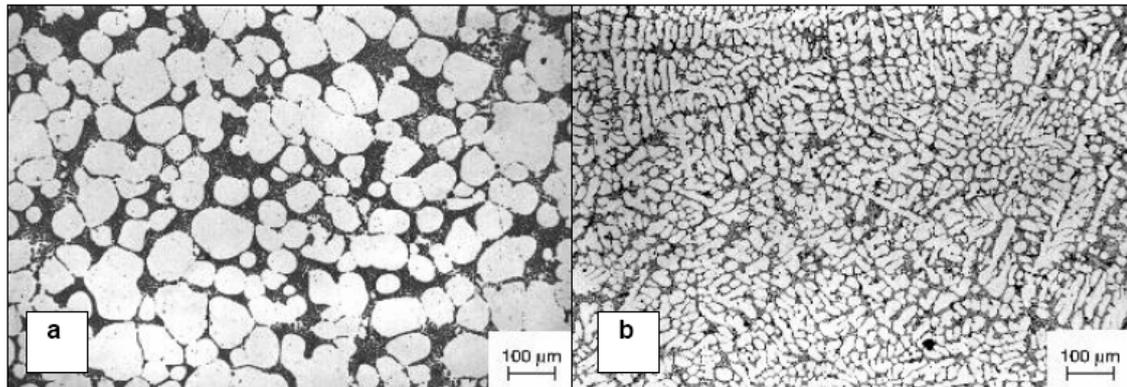


Figura 5.9. Comparación entre a) estructura globular de un lingote A357 obtenido por Rheocasting y b) microestructura de una aleación A357 dendrítica sin agitación.

5.5 Efecto de los factores morfológicos y reológicos es la pasta semisólida

Las propiedades reológicas de las aleaciones sometidas a un proceso de agitación durante la solidificación, pueden evaluarse considerando dos de sus características estructurales [Bayle Puig, 2005; Czerwinski, 2006]:

Viscosidad dinámica aparente

Parámetro físico que mide la resistencia al derrame de un fluido sometido a cizalladura.

La fluidez

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 [Bayle Puig, 2005]:

- La *viscosidad* de la aleación líquida está generalmente alrededor de 10^{-3} Pa.s. Esta 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 pascales por segundo para fracciones sólidas de 50-60% (Figura 5.4). 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 la pasta, 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 sólidos [Bayle Puig, 2005; Czerwinski, 2006].

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 [Czerwinski, 2006].

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 [Czerwinski, 2006].

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 [Czerwinski, 2006].

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%. 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 [Czerwinski, 2006].

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 \bullet , en otra estructura globular más fina. La intensidad de agitación es un parámetro importante para obtener la microestructura deseada [Bayle Puig, 2005].

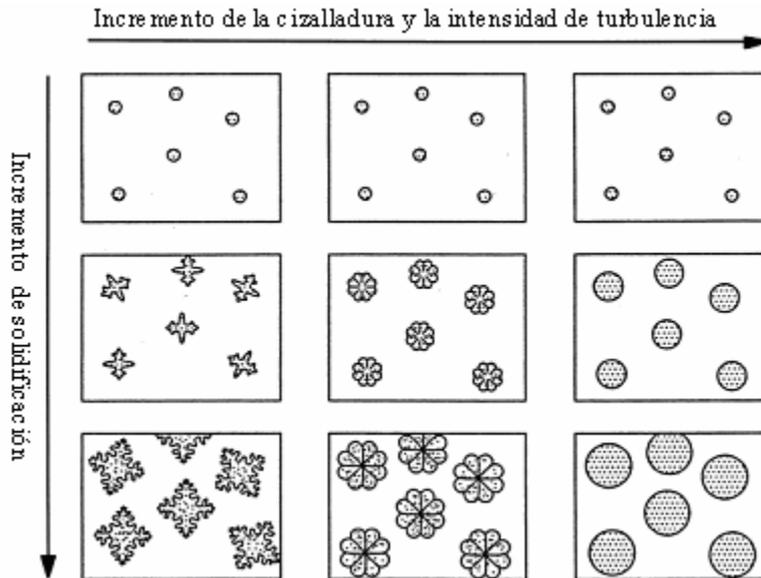


Figura 5.10. Ilustración esquemática de la transición morfológica desde la estructura dendrítica hasta la globular, con aumento de la cizalladura y la intensidad de turbulencia.

Algunos autores han estudiado la evolución de la microestructura en el lodo semisólido para intensidades de agitación diferentes (Figura 5.10) [Fan, 2002]. 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 • 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 [Bayle Puig, 2005]

A fin de entender mejor la influencia de los parámetros del proceso de formación de la pasta en la microestructura del lingote se ha utilizado como técnica de caracterización, el análisis microscópico cuantitativo. Mediante la técnica de análisis de imagen, se obtienen los parámetros que definen un factor de forma (F) [Fan, 2002]:

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

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 las ramas dendríticas, 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, función de la relación entre el tamaño de grano al cuadrado y el espaciado de las ramas dendríticas [Fan, 2002].

De esta manera el factor de forma F tiende a 1 para una morfología perfectamente globular y tiende a *infinito*, para estructuras altamente ramificadas [Fan; 2002].

6. METODOS DE OBTENCION DE LA ESTRUCTURA GLOBULAR

Se han realizado numerosos estudios para desarrollar nuevas técnicas de producción de lingotes con estructura no dendrítica. Los mayores esfuerzos se pueden clasificar en cuatro áreas [Bayle Puig, 2005; Fan, 2002]:

1. Agitación mecánica o electromagnética
2. Refusión parcial de aleaciones deformadas u obtenidas por "spray compaction"
3. Enfriamiento controlado durante el proceso de solidificación
4. Métodos experimentales

6.1 Agitación mecánica o electromagnética

Los principales métodos para lograr lingotes con estructuras no dendríticas mediante agitación del líquido se ilustran esquemáticamente en la figura 6.1 [Bayle Puig, 2005].

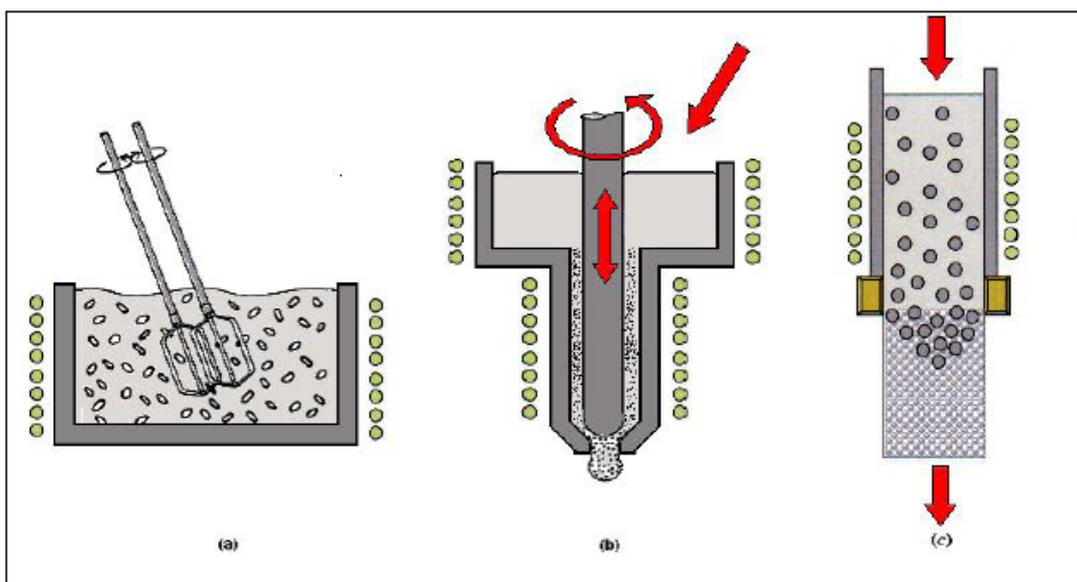


Figura 6.1. Métodos de obtención de estructuras no dendríticas por agitación del líquido: a) agitación mecánica del líquido, b) agitación mecánica y proceso continuo, c) agitación electromagnética y proceso continuo.

El método de la figura 6.1(a) consiste en un lecho de fusión en el que se agita mecánicamente el metal líquido durante el proceso de enfriamiento, utilizando cámaras de vacío, o en atmósfera inerte para reducir el aire atrapado [Bayle Puig, 2005]. Este método se utilizó en las primeras investigaciones desarrolladas en el MIT.

En el caso de la figura 6.1(b), se trata de una máquina de “rheofusión” continua. Se utilizó en el MIT para el desarrollo de procesos en metales de bajo punto de fusión, en aleaciones de cobre y en aceros. Es un método en el que se obtiene fácilmente una elevada cizalladura, se disminuye la presencia de aire atrapado mediante la agitación bajo la superficie del metal y donde la velocidad de enfriamiento es elevada, para lograr una fina estructura de grano [Bayle Puig, 2005].

Estos dos métodos de agitación mecánica presentan ciertos inconvenientes, por lo que, con el fin de solucionarlos se han desarrollado métodos de agitación electromagnética. Estos métodos (Figura 6.1(c)) consisten en un batido electromagnético enérgico de las fundiciones durante la solidificación.

Estos procesos permiten la producción a gran escala, utilizando parámetros tecnológicos bien establecidos y aplicables a metales de elevada temperatura de fusión tales como aceros. Permiten producir lingotes continuos con estructura no dendrítica y tienen la ventaja de que sólo existe contacto físico entre el metal y el recipiente. Uno de estos métodos es el MHD (Magneto Hidrodinamic Stirring).

6.1.1 Agitación mecánica

Las tecnologías originalmente desarrolladas en el MIT se basaron en la agitación mecánica. La agitación del metal fundido, era comúnmente generada por medio de mezcladores multipaleta montados en un eje rotatorio central donde la tasa de corte puede ser estimada como el cociente entre la velocidad de la extremidad de la paleta y la separación entre la extremidad de dicha paleta y la pared del molde [Bayle Puig, 2005].

El corte entregado por el agitador durante la solidificación, promueve la formación de estructuras no dendríticas.

El proceso de agitación mecánica fue evolucionando de un proceso batch a un proceso continuo, como se muestra en la figura 6.2 [Fan, 2002]. En el proceso continuo, un líquido supercalentado fluye hacia abajo entre la barra rotatoria y el cilindro externo, donde es revuelto y enfriado simultáneamente.

La pasta fluye desde el fondo de un Rheocaster para ser moldeado directamente a la forma final de la pieza (rheocasting), o para producir lingotes que servirán para el posterior calentamiento y conformación vía thixoforming.

Cabe destacar que esta versión inicial de rheocasting no ha alcanzado niveles de producción comercial debido a que presenta ciertos inconvenientes [Fan, 2002]:

Limitaciones
Las aleaciones con elevado punto de fusión son muy agresivas y pueden dañar el crisol que las contiene
Contaminación de la mezcla por la escoria atrapada en el líquido
Baja productividad
Dificultad en el control del proceso.

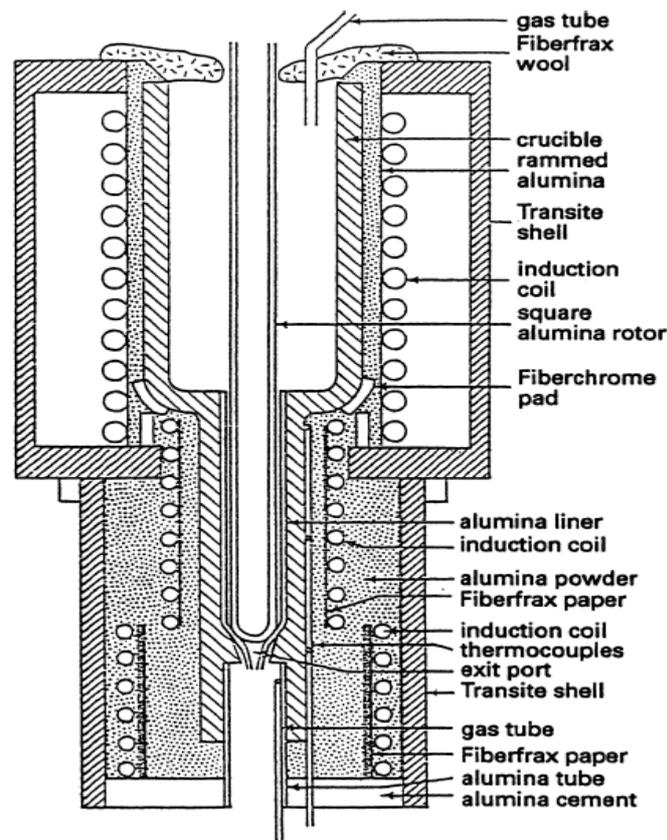


Figura 6.2. Diagrama esquemático de un Rheocaster continuo de alta temperatura

6.1.2 Semi-Solid Rheocasting (SSR)

Semi Solid Rheocasting (SSR) consiste en sumergir un cilindro de grafito dentro de la aleación fundida, cuya temperatura supera ligeramente la temperatura de liquidus. La fundición, al tomar contacto con el cilindro, que se agita vigorosamente, se enfría unos pocos grados por debajo de la temperatura de liquidus, iniciándose la solidificación. El cilindro se mantiene en la pasta durante intervalos de tiempo muy cortos, y la velocidad de agitación no debe superar las 60 rpm. La parte más crítica del proceso está en la obtención del primer porcentaje en volumen de fracción sólida no dendrítica [Bayle Puig, 2005].

El proceso de SSR se muestra esquemáticamente en la figura 6.3.

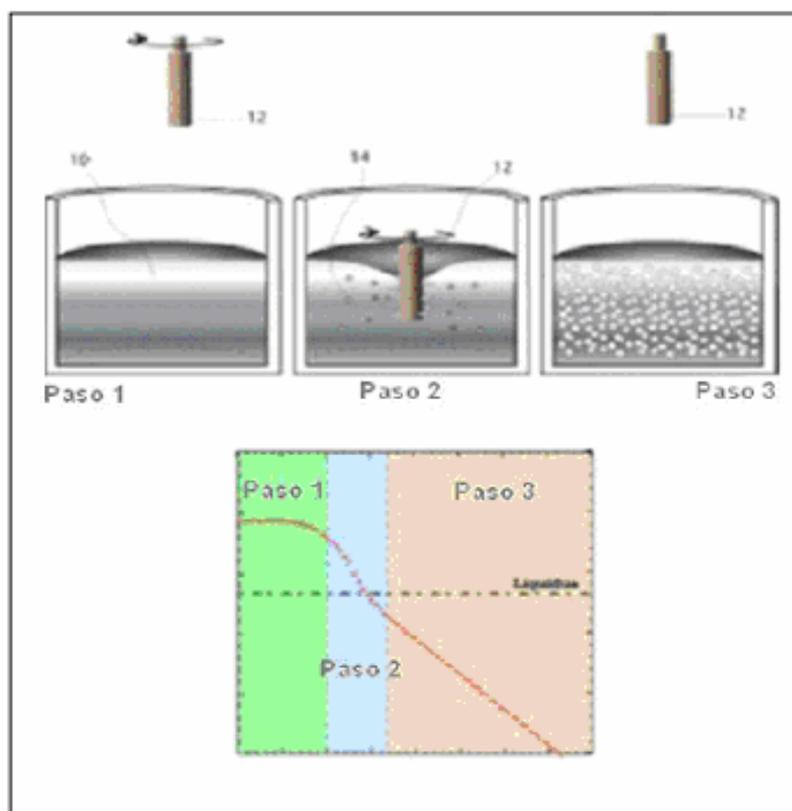


Figura 6.3. Esquema de proceso SSR (gentileza Idra Casting Machines).

6.1.3 Magneto Hidrodinamic Stirring (MHD)

El MHD (Magneto Hidrodinamic Stirring) es un método que genera una elevada cizalladura mediante un campo de rotación electromagnético en un molde de fundición de colada continua. La agitación se produce en el fondo del

contenedor del líquido que, previamente, se ha filtrado y desgasificado para eliminar la contaminación. Se obtiene una microestructura de grano fino, con un tamaño aproximado de $30\ \mu\text{m}$ y distribuido uniformemente [Bayle Puig, 2005].

La transmisión de calor a través de la pared del molde se controla con una envoltura de agua que genera la refrigeración.

El MHD desarrollado por la empresa Alusuisse ha llegado a producir barras de aluminio de hasta 75 mm de diámetro y un tamaño de partículas no dendríticas alrededor de $100\ \mu\text{m}$ [Bayle Puig, 2005].

Por su parte, la empresa Pechiney ha patentado un proceso de agitación electromagnética para producir aleaciones de aluminio con una estructura esferoidal fina. El proceso utiliza un motor lineal para calentar el extremo de una colada continua. Es una técnica similar a la agitación durante la colada continua de aceros y se basa en el principio de las bombas electromagnéticas. Mediante campo eléctrico trifásico se crea un campo magnético móvil que se desplaza a lo largo de la bobina de inducción. Esto produce un movimiento en la pasta, que retrocede dentro de la cámara, en dirección opuesta a la alimentación del molde. Las dendritas de aluminio se rompen lejos del frente de solidificación, en la zona fría, y recirculan, retrocediendo a la zona caliente de alimentación del metal líquido. Allí experimentan una refusión parcial y son esferoidizadas antes de volver a la corriente, hacia la zona fría, redepositándose en la capa sólida [Bayle Puig, 2005].

Los métodos de agitación electromagnética más corrientes a escala industrial son el vertical y el horizontal. El método horizontal tiene la ventaja de mayor eficacia económica, mientras que el método vertical tiene su ventaja en la capacidad de producir lingotes o componentes de grandes diámetros. Desde un punto de vista tecnológico, la diferencia esencial entre ambos métodos consiste en el efecto de gravedad en relación con la dirección de la colada [Bayle Puig, 2005].

El proceso llamado de agitación helicoidal es una combinación de la agitación vertical y la horizontal. Mientras que la agitación vertical ha sido empleada sólo en aplicaciones de colada continua vertical, la agitación helicoidal se usa tanto en colada vertical como en colada horizontal. En la figura 6.4 se ilustran los distintos tipos de agitación [Bayle Puig, 2005; Fan, 2002].

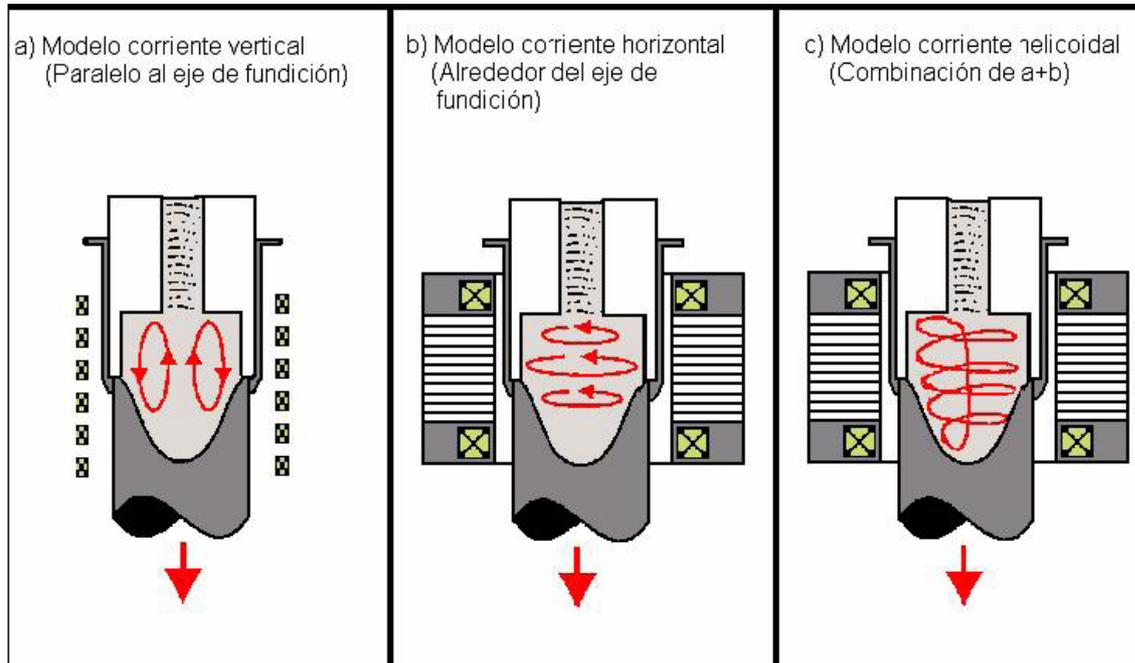


Figura 6.4. Métodos de agitación electromagnética para la producción de lingotes SSM.
a) Agitación vertical, b) Agitación horizontal y c) Agitación helicoidal.

En la figura 6.5 [Bayle Puig, 2005] se esquematizan las ventajas y desventajas de estos métodos.

	Ventajas	Desventajas
	<ul style="list-style-type: none"> • Económico • Producción continua • Bajo coste de inversión 	<ul style="list-style-type: none"> • Influencia de la gravedad
	<ul style="list-style-type: none"> • Solidificación simétrica • Sin limitaciones de diámetro 	<ul style="list-style-type: none"> • Producción discontinua • Alto coste de inversión • Alto coste de producción

Figura 6.5. Ventajas y desventajas de la colada vertical y horizontal.

6.2 Refusión parcial de aleaciones deformadas u obtenidas por “spray compaction”

6.2.1 Spray casting

Los procesos de *spray casting*, como el método Osprey o el Spray Forming, producen estructuras no dendríticas utilizando técnicas de no agitación [Fan,

2002]. En estos casos, el metal líquido es atomizado por un gas y depositado en estado semisólido en un colector enfriado.

El proceso Osprey, patentado en 1989, se utiliza para obtener barras de elevado diámetro de materiales muy reactivos de aluminio y magnesio principalmente. Una de las aplicaciones del método Osprey es la producción de aleaciones aluminio-silicio convencionales. Entre estas aleaciones se encuentran las hipereutécticas de aluminio-silicio, con contenidos de silicio superiores al 20%.

El proceso consiste en la pulverización de un material fundido, mediante un gas de argón o nitrógeno, en gotas de 20 μm de tamaño medio. Tras esta atomización, el material se deposita inmediatamente en un sustrato o colector como se puede observar en la figura 6.6 [Bayle Puig, 2005].

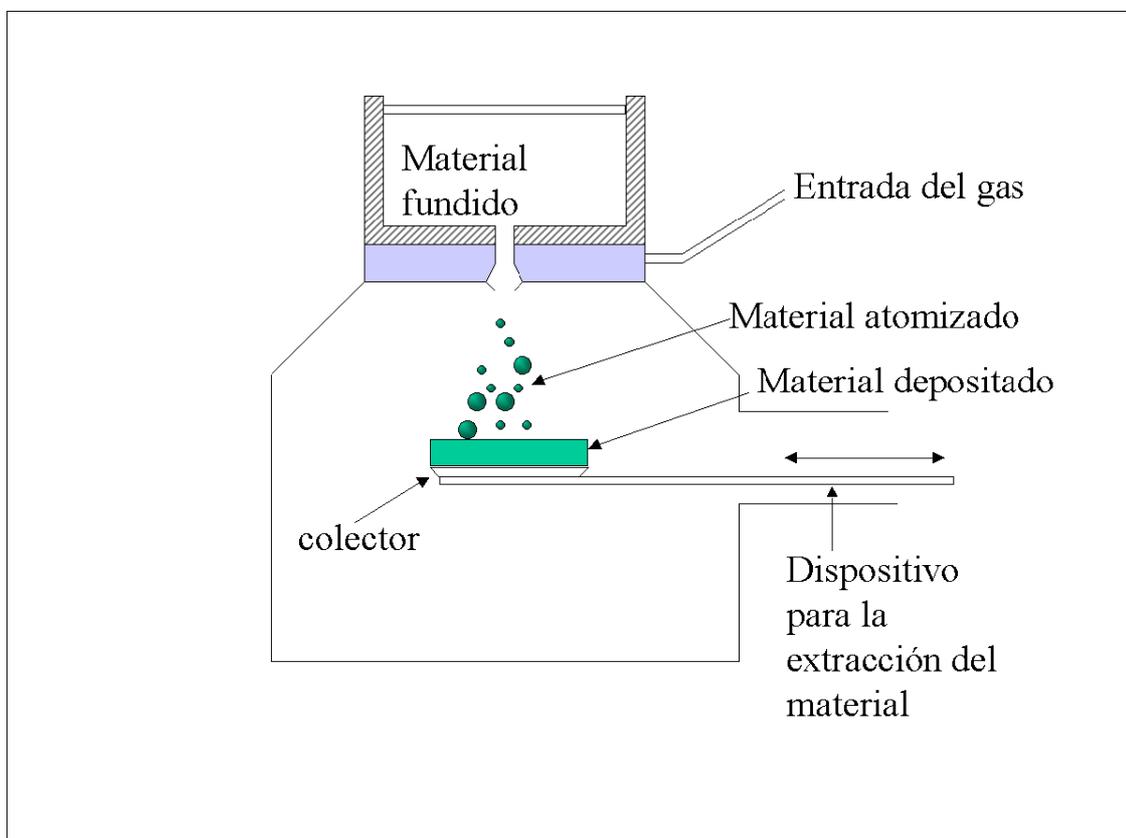


Figura 6.6. Esquema del proceso Osprey

Se trata de un proceso de solidificación muy rápida, aproximadamente entre 10^3 y 10^6 $^{\circ}\text{K/s}$, donde la extracción de calor comprende las tres etapas que se enumeran a continuación [Bayle Puig, 2005]:

- 1) *Enfriamiento en vuelo:* La aleación dirigida hacia el colector a gran velocidad y en forma de gotas muy finas sufre un enfriamiento muy rápido por convección (entre 10^3 y 10^6 °K/s). La solidificación es homogénea y el resultado es una estructura dendrítica muy fina.
- 2) *Enfriamiento en la deposición:* Al sustrato llegan gotas líquidas, semisólidas y sólidas. Una vez depositado, el material se enfría por conducción a través del sustrato y por convección a través del líquido (aproximadamente 10^2 °K/s).
- 3) *Enfriamiento tras la deposición:* Se realiza por conducción con el material ya depositado y a través del sustrato (entre 1 y 10^2 °K/s).

A la superficie del colector llegan gotas de diferentes tamaños. Esto implica que se encontrarán a diferentes temperaturas. La velocidad de enfriamiento tiene una relación directa con el tamaño de las gotas atomizadas, pudiéndose distinguir los siguientes tres tipos de tamaños [Bayle Puig, 2005]:

Gotas grandes

Su tamaño es de unas 300 • m, y su cuantía es pequeña, aunque representan una cantidad de masa y volumen importantes. Llegan en estado líquido.

Gotas de tamaño intermedio

Constituyen la mayoría de las partículas que llegan al sustrato. Se encuentran en estado semisólido. Solidifican aproximadamente entre 10^2 y 10^3 °K/s

Gotas pequeñas

Su tamaño es aproximadamente de 10 • m. A la temperatura de atomización del gas, se depositan en estado sólido. Presentan una microestructura dendrítica muy fina. Solidifican a una velocidad de entre 10^3 y 10^5 °K/s, por nucleación homogénea. Estas partículas muy finas producen nucleación heterogénea, por choque, con las gotas grandes, las cuales se encuentran subenfriadas, debido al rápido enfriamiento del gas.

La obtención de la estructura globular es consecuencia de una evolución en la microestructura. Algunos autores sugieren que su aparición es el resultado de la fragmentación de las ramas dendríticas a causa del choque de las gotas con el sustrato, y a la multiplicación de lugares de nucleación de los granos. Otros autores consideran que los mecanismos que gobiernan la aparición de los granos equiaxiales son el engrosamiento de las ramas dendríticas secundarias y el crecimiento y coalescencia de las ramas primarias [Bayle Puig, 2005].

El proceso de sprayforming es relativamente costoso comparado con otros métodos de producción de lingotes con estructura globular, pero es el único que puede utilizarse para el procesamiento de ciertas aleaciones, como pueden ser las aleaciones de aluminio-silicio con porcentaje en peso de silicio mayor al 20% [Atkinson, 2005].

6.3 Enfriamiento controlado durante el proceso de solidificación

6.3.1 Strain Induced Melt Activated (SIMA)

En este método, la aleación obtenida por colada continua se extruye en caliente. Posteriormente, se somete a un proceso de deformación en frío, induciendo gran cantidad de dislocaciones, que son las responsables del cambio de la fase • primaria a la estructura globular durante el calentamiento al estado semisólido. El calentamiento se mantiene el tiempo suficiente para que, por crecimiento isotérmico de las ramas dendríticas, se obtenga una estructura globular. El inconveniente surge si se desea obtener una estructura fina, ya que el tamaño de grano es demasiado grande [Bayle Puig, 2005; Atkinson, 2005].

Este proceso tiene también la potencialidad de poder conformar lingotes de aleaciones utilizadas en forja y alto punto de fusión como puede ser las superaleaciones de hierro. Sin embargo, el proceso SIMA requiere deformación plástica y recristalización de los materiales convencionales de fundición por tratamientos termomecánicos onerosos que lo convierten en un proceso aproximadamente 3 o 5 veces más costoso que el popular MHD [Atkinson, 2005]. Por lo tanto, el proceso SIMA, es solo aplicable a un pequeño nicho dentro de la industria de producción de lingotes con estructura globular.

6.3.2 Sub Liquidus Casting

En el año 2001, la empresa THT Presses desarrolló en Estados Unidos la técnica del Sub Liquidus Casting (SLC-THT). Esta técnica combina el diseño del equipo y la utilización de aditivos afinadores de grano, con un procesado simple del metal fundido mediante un cuidadoso control de temperatura [Fan, 2002].

En liquidus casting, el metal fundido a una temperatura uniforme ligeramente por encima de la temperatura de liquidus es volcado en un molde para su solidificación. La microestructura resultante es una estructura fina no dendrítica aplicable a SSM.

El efecto de recalentar la fundición fue descubierto 40 años atrás por Chalmers y equipo. Estos descubrieron que reducir la temperatura de volcado promovía

la formación de una zona equiaxial. Adicionalmente, disminuyendo la temperatura de volcado, se logra reafinar dichos granos equiaxiales. Tal observación experimental ha sido explicada por investigadores utilizando la teoría de la inestabilidad de Mullins–Sekerka [Flemings, 1974] que sugiere que una aleación con muy bajo subenfriamiento acoplado a una muy alta saturación de puntos de nucleación, formaran una estructura equiaxial. Sin embargo, todavía no es completamente claro el mecanismo exacto de formación de esta estructura no dendrítica fina mediante este método [Bayle Puig, 2005].

El proceso utiliza máquinas de inyección vertical, y la partición del molde es horizontal. El material entra directamente del horno de mantenimiento o fusión a la máquina de inyección. El material líquido se introduce en la máquina de inyección a baja temperatura, próxima a la temperatura requerida para la conformación en estado semisólido y, en poco tiempo, mediante el control de la temperatura y la adición de afinantes de grano (TiB o SiB), se forma la pasta. Ésta se introduce en la máquina por uno o varios canales de inyección [Bayle Puig, 2005].

Las condiciones óptimas de temperatura de inyección están entre 1°C y 2°C por encima de la temperatura liquidus, aunque en la práctica se realiza a unos 5°C a 10°C por encima de dicha temperatura. Los mejores afinantes son titanio-boro y SiB₂ [Bayle Puig, 2005].

En la figura 6.7 [Bayle Puig, 2005] puede verse con detalle el perfil de temperaturas del proceso.

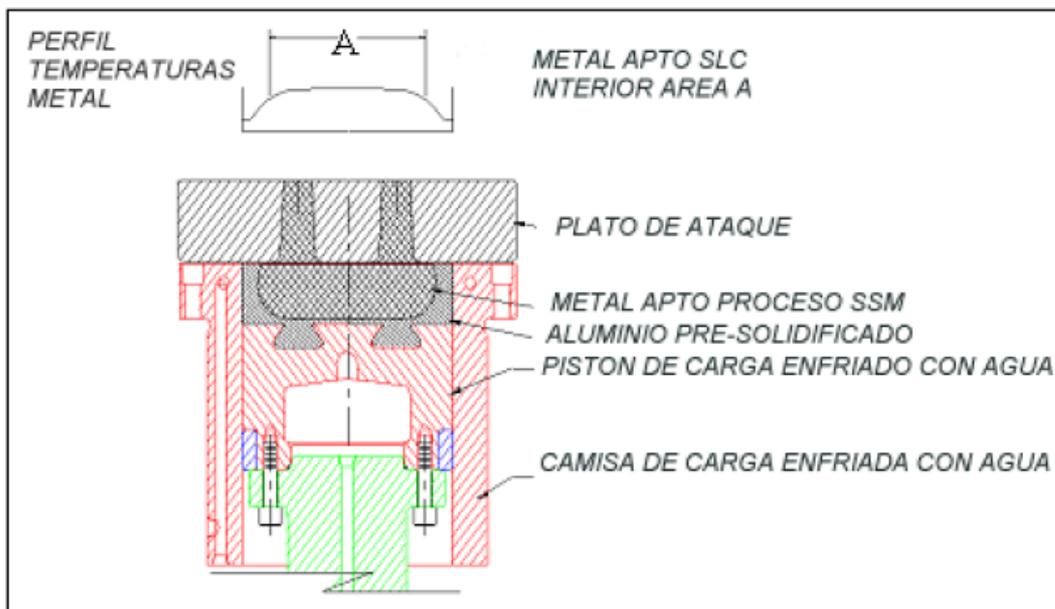


Figura 6.7. Esquema del proceso Sub Liquidus Casting.

La máquina THT emplea un canal de inyección de gran diámetro y corto recorrido. Esto permite mayor productividad, y un control más estricto de la temperatura del metal, necesario para el procesado de la pasta. Así mismo, reduce la velocidad de llenado, y de este modo se reducen drásticamente las presiones al final de cada inyección [Bayle Puig, 2005].

Las características microestructurales ofrecidas por este proceso son, pequeño tamaño de grano, morfología esferoidal y una mejora en la uniformidad química y microestructural. Cuando en el proceso se utilizan afinadores de grano, se consiguen tamaños de glóbulo inferiores a $75\ \mu\text{m}$; cuando se realiza con súper-afinadores de grano, se consiguen tamaños de hasta $25\ \mu\text{m}$ [Bayle Puig, 2005]. Las propiedades mecánicas, conseguidas por esta vía, son comparables e incluso superiores a las obtenidas por MHD.

Este proceso utiliza una máquina compacta que se muestra en la figura Fig. 6.8 [Bayle Puig, 2005].

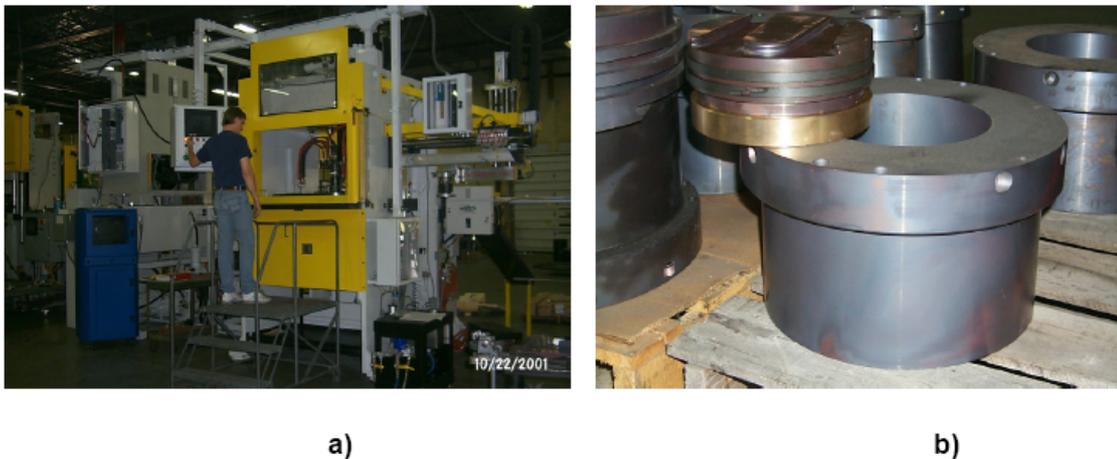


Figura 6.8. a) Máquina THT 100T, y b) cámara de inyección y pistón

El proceso de Sub liquidus casting, esta ganando especial atención como una técnica simple y rentable para la producción de lingotes SSM y se proyecta como una tecnología con un gran futuro. Sin embargo, el mayor obstáculo para su aplicación industrial yace en la dificultad de controlar la temperatura a escala industrial de producción, y por ende, la consistencia y uniformidad de la microestructura resultante [Atkinson, 2005; Fan, 2002].

6.4 Métodos experimentales

6.4.1 Tratamiento ultrasónico

La aplicación de vibraciones ultrasónicas de alto poder (Ultrasonic Treatment) a una aleación fundida en solidificación para el refinamiento de una estructura de fundición tuvo sus primeros pasos a mediados de los años setenta. En los últimos años, se ha renovado el interés en esta tecnología para la producción de lingotes SSM. Experimentalmente, se ha establecido que la aplicación de un tratamiento ultrasónico para una fundición en solidificación a una temperatura ligeramente por encima de la de liquidus, puede producir efectivamente una estructura no dendrítica fina, la cual puede ser recalentada para su utilización en operaciones de thixoforming.

El mecanismo de formación de tal estructura, se debe principalmente a dos fenómenos físicos básicos: capitación y flujo acústico. La capitación involucra la formación, crecimiento, pulsación y colapso de pequeñas burbujas en la aleación fundida. La tasa de compresión de estas burbujas inestables puede ser tan alta que su colapso genera ondas hidráulicas, que sirven como fuente artificial de nucleación. La propagación de una onda ultrasónica de alta intensidad involucra la iniciación de un flujo acústico en estado estacionario en la fundición. El efecto resultante de varios tipos de flujos es lograr mezclar vigorosamente y homogeneizar la aleación fundida [Bayle Puig, 2005].

Por lo tanto, Las ondas hidráulicas generadas por el colapso de las burbujas de cavitación fragmentan las ramas de las dendritas, y el flujo acústico distribuirá en forma homogénea los brazos dendríticos a través del metal fundido. Cuando la vibración ultrasónica se acopla a la solidificación del metal, los cambios estructurales incluyen refinamiento de grano, supresión de la estructura de granos columnares, homogeneidad mejorada y segregación reducida [Fan, 2002].

6.4.2 Refinamiento químico de grano

El refinamiento de grano químico es, en la actualidad, una practica común en los procesos de fundición de aleaciones de aluminio, y ha sido considerada para la producción de lingotes SSM. En esta técnica se introducen en el metal fundido, agentes heterogéneos de nucleación basados en titanio y boro. Debido a la creciente tasa de nucleación heterogénea y la supresión del crecimiento dendrítico, una estructura equiaxal y fina puede ser lograda. Con el procedimiento apropiado de refinamiento de grano, se pueden alcanzar estructuras que pueden ser recalentadas y aplicables a thixoforming. Sin embargo el refinamiento químico de grano, por lo general no es utilizado solo, sino que es utilizado como complemento de otros métodos de producción de materia prima para SSM, tales como MHD o Sub liquidus casting [Atkinson, 2005].

Una desventaja de este método, es que los agentes de nucleación son solo efectivos para algunas aleaciones específicas. Adicionalmente, en algunos

casos, estos aditivos permanecen presentes en el producto como una inclusión no metálica, en detrimento tanto de la procesabilidad del lingote SSM como de las propiedades mecánicas del producto final [Fan, 2002].

6.4.3 Transformación térmica semisólida

La estructura esferoidal puede ser también producida por calentamiento de la estructura dendrítica hasta el rango de temperaturas del estado semisólido por un periodo de tiempo. Esto es conocido como transformación térmica semisólida o SSTT (Semi-Solid Thermal Transformation). La estructura lograda por este método es relativamente gruesa [Atkinson, 2005].

6.5 Evaluación de los distintos métodos de obtención de la estructura globular

Cabe destacar, que las microestructuras producidas por los métodos MHD, SIMA Spray casting, SSR y Sub liquidus casting difieren en algunos puntos.

El “spray casting” produce granos perfectamente equiaxiales, de pequeño tamaño y de composición y estructura muy homogéneas. Esto proporciona unas buenas propiedades mecánicas del producto final. Por otro lado, el calentamiento isotérmico de una aleación, al estado semisólido, por el método SIMA, produce un crecimiento muy rápido de los granos, deteriorando las propiedades mecánicas del lingote conformado. Por su parte, el método MHD exhibe una microestructura inicial no uniforme donde en el perímetro del lingote predomina la microestructura dendrítica, requiriendo un tiempo significativo de mantenimiento en estado semisólido antes de la conformación (del orden de algunos minutos), con objeto de promover la esferoidización, e incrementar la fluidez de la aleación. Por otro lado, utilizando el método SSR se testearon las aleaciones A380, A365, y Magsimal-59 exhibiendo exitosamente microestructuras no dendríticas de grano muy fino [Yurko et al, 2003]. Finalmente, con la utilización del método Sub liquidus casting, las características microestructurales ofrecidas son pequeño tamaño de grano, morfología esferoidal y una mejora en la uniformidad química y microestructural. Cuando en el proceso se utilizan afinadores de grano, se consiguen tamaños de glóbulo inferiores a 75 μm ; cuando se realiza con súper-afinadores de grano, se consiguen tamaños de hasta 25 μm .

El tiempo de mantenimiento tanto en el método SIMA como en la producción de lingotes por Spray Casting es mucho menor, ya que no es necesario esferoidizar y se limita a obtener una pasta uniforme. En general, la microestructura obtenida por el método MHD exhibe menos equiaxialidad en los granos, comparado con la del resto de los procesos, y, por tanto, menor fluidez. Con un 50% de líquido, el lingote semisólido obtenido por MHD presenta una

reducida fluidez, debido a la presencia de dendritas en la superficie, lo que permite al material mantener su forma durante el calentamiento y la carga en la maquina de inyección. Los lingotes obtenidos por Spray Casting y SIMA pueden deformarse bajo su propio peso con porcentajes de líquido inferiores al 50%.

Por su parte, el proceso SSR tiene ventajas únicas cuando es utilizado como un sistema de rheocasting de baja fracción de sólido, disminuyendo los tiempos de ciclo de producción y aumentando la vida útil del dado.

El proceso SIMA requiere maquinas convencionales de producción de metal, pero la producción se ve limitada debido al tamaño de los lingotes. Por otro lado, el método MHD requiere la utilización de procesos de agitación electromagnética, instrumentos comunes en la producción de diversas aleaciones y, por lo tanto, altamente fiables. Por su parte, el Spray Casting requiere manipulación y aparatos especiales para trabajar con gas a temperaturas elevadas. Es una operación de producción de grandes lingotes, que requieren una preparación previa, para obtener el tamaño apropiado, antes de darles forma, lo que aumenta el coste del proceso. En cuanto al proceso de Sub liquidus casting, posee la ventaja de ser una técnica simple y rentable para la producción de lingotes SSM. Sin embargo, el mayor obstáculo para su aplicación industrial yace en la dificultad de controlar la consistencia y uniformidad de la microestructura del producto final.

Finalmente, Una maquina de SSR a escala comercial fue diseñada y construida, basada en la tecnología desarrollada en el MIT, como una modificación de una maquina de fundición convencional. Este hecho es una ventaja altamente importante debido a que lo hace un proceso fácilmente adaptable a cualquier proceso de fundición convencional con un bajo nivel de inversión.

Cabe destacar que existen patentes protegen los 5 métodos de producción.

7. TECNOLOGÍAS DE CONFORMACION DE COMPONENTES VIA SSM

El proceso de conformado de componentes en estado semisólido puede dividirse en dos tipos. Cuando la aleación sometida a velocidades de cizalladura es conformada directamente para obtener una pieza o un lingote, se denomina *Rheocasting*.

Como consecuencia de la reversibilidad de las propiedades tixotrópicas adquiridas por la aleación, el lingote de Rheocasting puede calentarse a la temperatura adecuada y recuperar las características tixotrópicas. Por lo tanto, una aleación solidificada con estructura no dendrítica, o sea de Rheocasting, puede calentarse hasta la temperatura de estado semisólido y conformarse en un proceso de forja denominado *Thixoforging* o de inyección denominado *Thixocasting*. Al conjunto de estos dos procesos se lo denomina *Thixoforming*.

Un esquema de la división de procesos en estado semisólido se puede observar en la figura 7.1 [Atkinson, 2005].

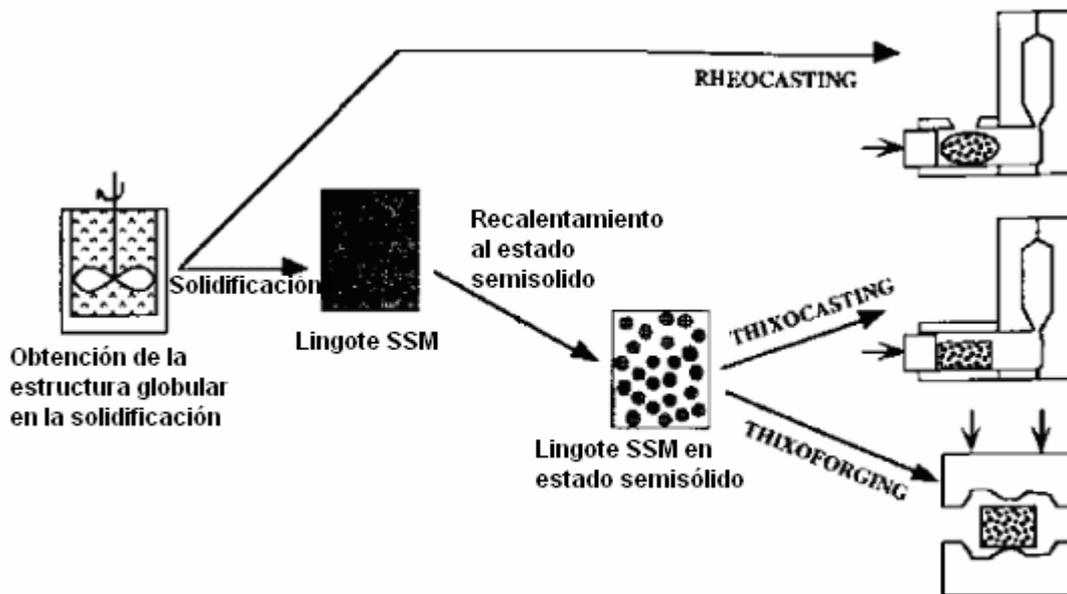


Figura 7.1. Esquema de los diferentes caminos para el procesamiento en estado semisólido

El proceso de thixoforming ofrece la ventaja de no tener que manipular metal fundido. Por otro lado, ofrece la posibilidad de alcanzar un alto grado de automatización del procedimiento. Sin embargo, este método involucra mayores costos, ya que el costo de la material prima, de ahora en más denominado lingote SSM, es sensiblemente alto, y adicionalmente el scrap producido por la operación no puede ser reciclado internamente.

Con el fin de solucionar las nombradas cuestiones económicas, la tendencia es el desarrollo de nuevos sistemas de producción de la pasta no dendrítica (variantes del rheocasting) con la posterior conformación directa del componente, eliminando la necesidad de adquirir el costoso lingote SSM, y pudiendo también realizar el reciclaje del scrap internamente.

A continuación se explica con mayor profundidad las variantes de estas dos ramas de procesamiento en estado semisólido, thixoforming y rheocasting, con sus respectivas características, aplicaciones, ventajas y desventajas.

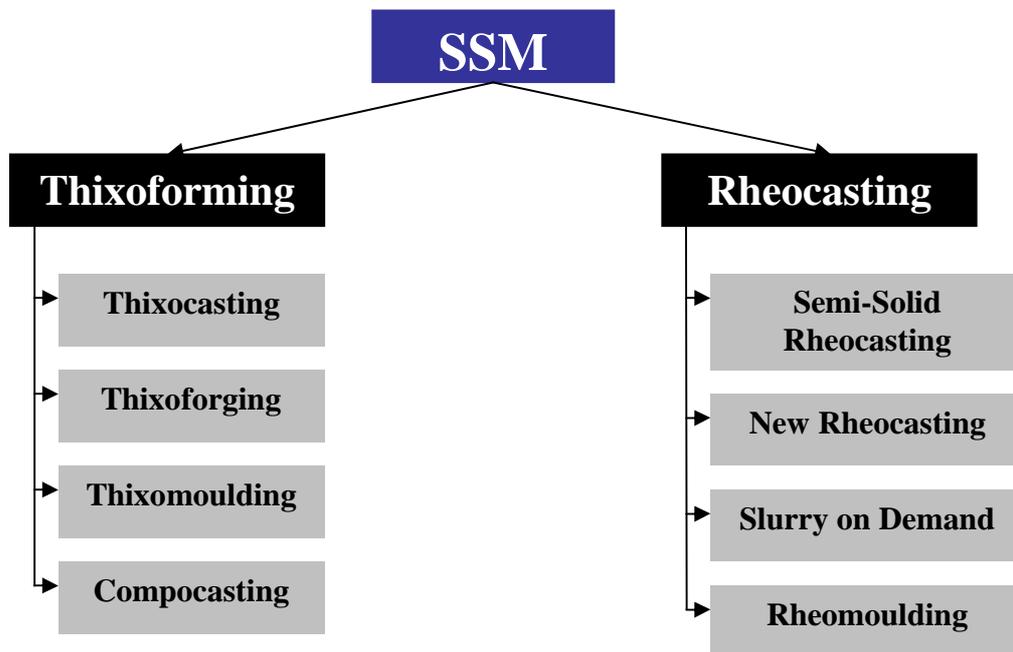


Figura 7.2. Agrupación de las tecnologías de procesamiento en estado semisólido.

Durante los últimos 20 años se han desarrollado diferentes métodos para la obtención de piezas con estructura no dendrítica (SSM), y a continuación se describen aquellos que han alcanzado, en menor o mayor grado, un nivel de aplicación industrial:

- Thixocasting
- Thixoforging
- Thixomoulding

- Compocasting
- New Rheocasting
- Slurry on demand
- Semi-solid Rheocasting(SSR)
- Rheomoulding

Cabe destacar que existen otros procesos en diferentes niveles de desarrollo a escala piloto.

7.1 Procesos de thixoforming

El término Thixoforming es utilizado para describir un proceso de conformación de componentes cercanos a la forma neta (near-net-shape) a partir de una aleación no dendrítica parcialmente fundida a utilizando un dado o molde. Si la conformación del componente se produce en un dado cerrado (fundición), se denomina Thixocasting; mientras que si la conformación se realiza a dado abierto (forja), se denomina Thixoforging.

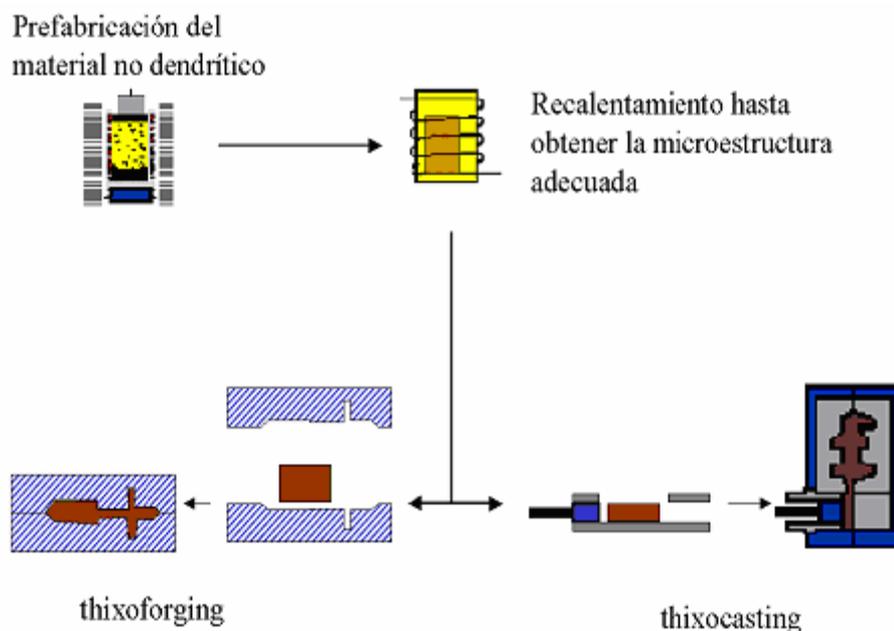


Figura 7.3. Secuencia de los procesos de fabricación por Thixoforming.

Se pueden distinguir dos etapas en el proceso de Thixoforming, el calentamiento del lingote al estado semisólido y su introducción en el molde o matriz. La primera etapa, común a ambos procedimientos, tiene por objeto la refusión parcial del lingote. En el caso de las aleaciones de aluminio-silicio el intervalo de trabajo en el estado semisólido se indica en la figura 7.4 [Bayle Puig, 2005].

Cuando el material alcanza el grado de calentamiento óptimo, es preciso transferirlo rápidamente a la máquina para su conformación. Esta operación la suelen realizar equipos automáticos. Finalmente, el componente ya solidificado y conformado es retirado del dado para posterior procesamiento, como puede ser maquinado menor o pulido.

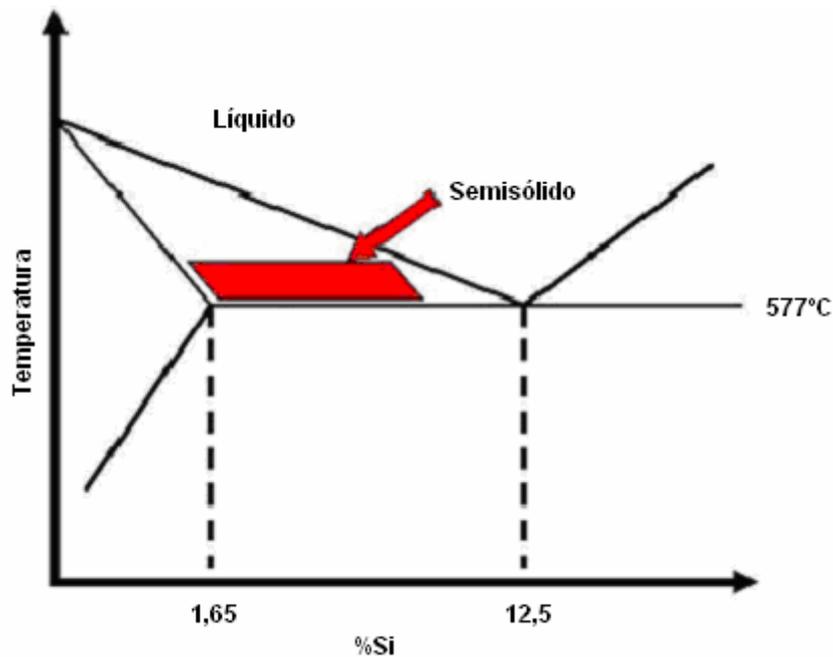


Figura 7.4. Diagrama de fases de las aleaciones aluminio-silicio donde se indica el intervalo de trabajo en los procesos de conformación por Thixoforming.

El recalentamiento del lingote es una etapa particularmente importante del proceso de thixoforming. Apunta a proveer un lingote semisólido con una precisión controlada de fracción sólida de partículas esféricas finas uniformemente dispersas en una matriz líquida de bajo punto de fusión.

Para lograr tal microestructura semisólida, los parámetros importantes del proceso de recalentamiento incluyen precisión y uniformidad de temperatura de recalentamiento, como también la duración del mismo. Es la temperatura de recalentamiento la que determina la fracción sólida del lingote. De esta manera, a una temperatura de recalentamiento muy alta, existirá inestabilidad en el lingote dificultando su manipuleo, mientras que una temperatura muy baja de recalentamiento llevara a perder propiedades reológicas importantes para el llenado del molde y a pérdida de ductilidad del componente final [Fan, 2002].

Adicionalmente, si la composición de la aleación utilizada no se encuentra optimizada para el procesamiento en estado semisólido, una pequeña variación en temperatura puede lograr grandes diferencias en la fracción sólida.

Por todo lo expuesto, la precisión de la temperatura es un factor que afecta la estabilidad del proceso y la calidad del producto final.

Es importante también mantener una distribución uniforme de temperaturas a través de todo el lingote, ya que una distribución no uniforme traerá como consecuencia una fluctuación en la fracción sólida y en las características reológicas, desencadenando en una separación liquido/sólido durante el llenado del molde [Fan, 2002].

Finalmente, la duración del recalentado debe ser optimizada, ya que un tiempo prolongado causara engrosamiento estructural, mientras que un tiempo muy corto causara esferoidización incompleta de las partículas sólidas comprometiendo las propiedades reológicas y llevando a un llenado del molde dificultoso [Fan, 2002].

Normalmente, el recalentamiento se logra principalmente por inducción, sin embargo, un horno de convección es utilizado en algunos casos. El calentamiento por inducción tiene la ventaja de calendar en forma rápida y precisa, lo que es necesario y vital para el proceso de SSM. Sin embargo, este tipo de calentamiento tiene la desventaja de ser una tecnología con poca eficiencia energética, lo que consecuentemente aumentara los costos de producción. La solución propuesta a este problema de eficiencia energética es la de combinar ambas tecnologías. Se calienta el lingote en forma preliminar en un horno de convección hasta llegar a una temperatura crítica, y a luego se homogeinizan las temperaturas mediante calor inductivo [Fan, 2002].

El calentamiento por inducción es en la actualidad implementado de dos maneras diferentes: Vertical y horizontal. El sistema de inducción vertical es de uso convencional, pero sufre el problema de inestabilidad del lingote cuando la relación alto/diámetro no es el correcto. El sistema de inducción horizontal es un desarrollo relativamente nuevo, en donde el lingote se apoya sobre una bandeja y es calentado al punto óptimo del proceso monitoreado por un control cerrado automático (automatic control loop) [Fan, 2002].

Por todo lo antes mencionado, es claro que el proceso de recalentamiento del lingote, no solo es crítico, sino que también es complejo.

Por otro lado, el resto de los parámetros de procesamiento también deben controlarse cuidadosamente si se quiere obtener productos de alta calidad, por

lo que grandes esfuerzos se están enfocando en la optimización y modelado de dichos procesos.

7.1.1 Thixocasting

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. En la figura 7.5 [Bayle Puig, 2005] puede verse un esquema del proceso.

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. De la misma manera, los bebederos y los ataques son de mayor tamaño a los utilizados en fundiciones de alta presión (HPDC), para permitir una mejor alimentación [Fan, 2002].

La presión final es generalmente alrededor de 10^5 kPa, y el metal fluye con una viscosidad aproximada de 0,1 Pa/s [Fan, 2002]. 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.

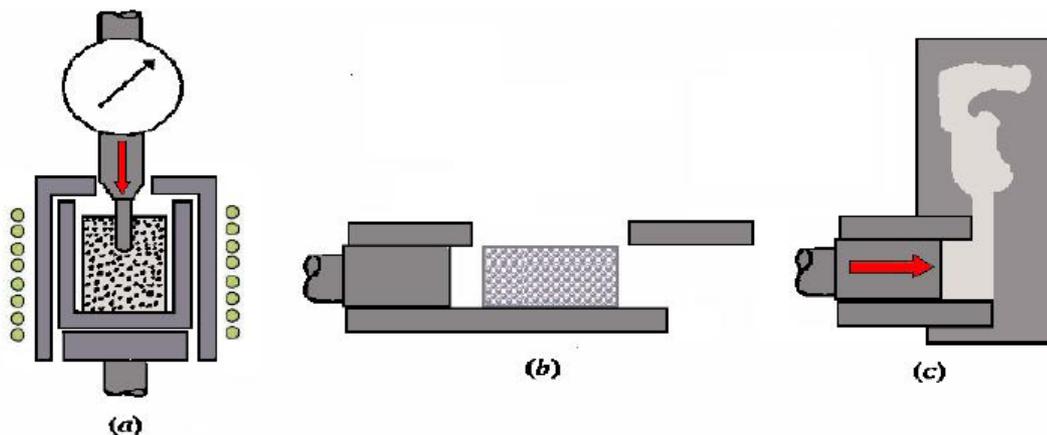


Figura 7.5. Proceso de conformado por Thixocasting: a) Calentamiento hasta el estado semisólido, b) Inserción del material en estado semisólido en la máquina de inyección, c) Fundición inyectada

Las propiedades mecánicas obtenidas en los componentes conformados por Thixocasting son generalmente muy buenas, superiores a los mejores niveles obtenidos en molde permanente o squeeze casting. Cabe destacar que un

tratamiento térmico tendrá un efecto óptimo sobre las propiedades mecánicas [Bayle Puig, 2005].

Debido a la necesidad de poseer un control estricto de los parámetros de procesamiento, el proceso de thixocasting es generalmente censado por un control real-time, permitiendo una rápida reacción a posibles fluctuaciones durante el proceso de conformación.

En esta etapa, el llenado laminar del dado es el paso crucial para un proceso exitoso de conformación. Esto se puede lograr optimizando el perfil de la inyección adaptándolo a las aleaciones utilizadas y a sus condiciones físicas [Fan, 2002].

Otros aspectos importantes del proceso de conformación son el diseño del sistema de alimentación del dado (gating system), el diseño de la cavidad del dado, y la correcta elección de la temperatura del dado. Dicho proceso de diseño debe considerar las características del flujo de las aleaciones en estado semisólido. Cabe destacar que este proceso de diseño puede verse asistido por simulación computacional de llenado de moldes [Fan, 2002].

Algunas empresas, como es el caso de Bühler, han diseñado máquinas para el proceso de Thixocasting (Figura 7.6). En este caso se trata de la adaptación de una máquina de HPDC, en donde el material es preparado en un horno adjunto [Bayle Puig, 2005].

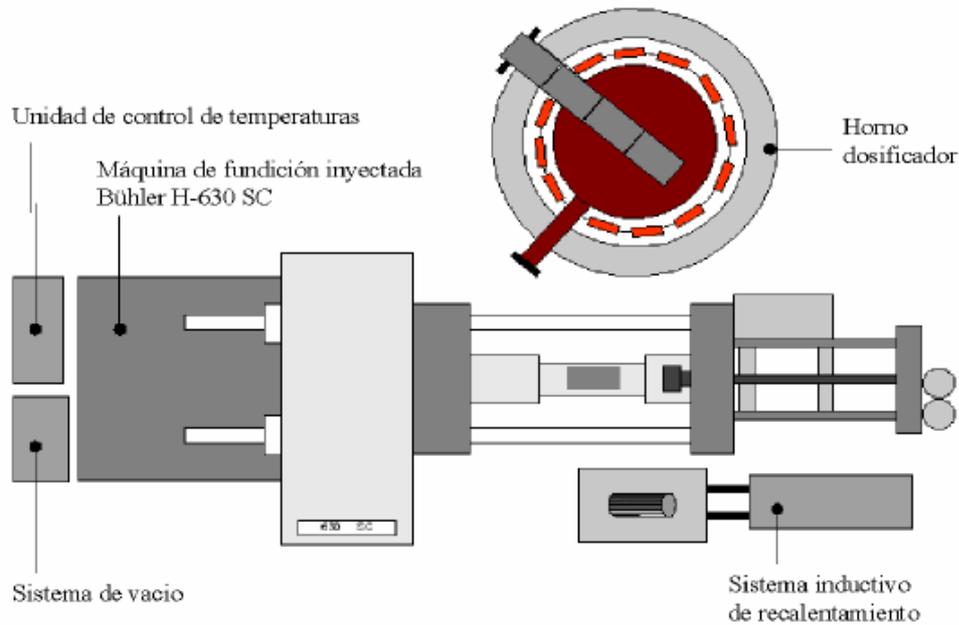


Figura 7.6. Esquema del proceso adaptado por Bühler.

7.1.1.1 Microestructura de un componente de Thixocasting

La microestructura de una aleación conformada por Thixocasting consiste en glóbulos de fase \bullet , rodeados de un microconstituyente eutéctico modificado y muy fino (Figura 7.7a). En el interior de los granos \bullet se distinguen islas de eutéctico de dos tipos: unas con la misma apariencia que el que rodea a la fase \bullet y otras de un eutéctico ocluido mucho más fino. Estas formas eutécticas, en el interior de los granos de \bullet no aparecen en los materiales conformados por Rheocasting (Figura 7.7b) [Bayle Puig, 2005].

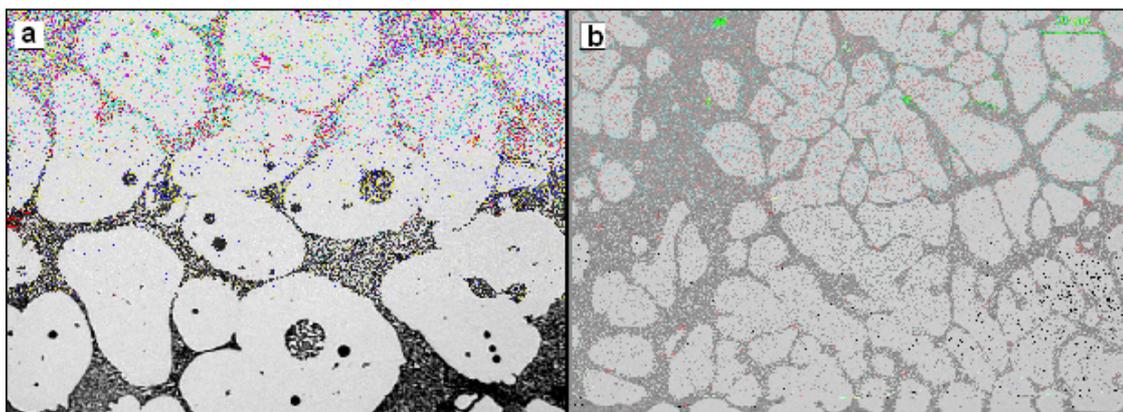


Figura 7.7. Microestructura de la aleación A357 conformada por: a) Thixocasting y b) Rheocasting.

Un parámetro muy importante, para caracterizar la microestructura de las aleaciones en estado semisólido, es la cantidad de líquido atrapado y ocluido dentro de los glóbulos. Este líquido no afecta al comportamiento de la pasta semisólida, pero reduce la fracción efectiva de volumen que actúa como lubricante. En consecuencia, la viscosidad de la pasta semisólida es más alta de lo que se esperaba. Consecuentemente, es necesario considerar el líquido atrapado u ocluido [Bayle Puig, 2005].

7.1.1.2 Defectos de las piezas conformadas por Thixocasting

El proceso de Thixocasting ofrece innegables perspectivas de mejora en lo que respecta a la libertad de diseño, producción, compactación y propiedades mecánicas de los componentes. En la Tabla 7.1 [Bayle Puig, 2005] se indican los defectos típicos del proceso de Thixocasting así como sus posibles causas. Estos defectos están clasificados en orden descendente de influencia sobre las propiedades mecánicas.

Tabla 7.1

Tipo de defectos	Posible origen
Capa de óxido	Inyección de capa oxidada del lingote
	Unión de frentes de lodo oxidados
	Reología del lingote insuficiente
	Velocidad de la inyección demasiado alta
Segregación del eutéctico	Aplicación tardía de la presión final
	Velocidad de la inyección demasiado baja
	Sección demasiado delgada
Coalescencia de cristales de silicio	Refundido incompleto
	Sólido eutéctico excesivamente recalentado
Porosidad de contracción	Masa aislada de metal
	Molde demasiado frío
	Aplicación tardía de la presión final
	Velocidad de la inyección demasiado baja
Relleno incompleto de la matriz	Bajo nivel de temperatura
Microporosidades gaseosas	Elevada velocidad de inyección
Burbujas en la superficie	Contaminación de la superficie de la matriz
Solapes	Fusión incompleta
	Oxido atrapado

Los defectos más perjudiciales son las capas de óxido formadas durante el llenado del molde o arrastradas al interior del componente a partir de la capa exterior de la pasta. El sistema de alimentación debería, por lo tanto, diseñarse para prevenir la inyección de la capa de óxido de la pasta en el canal de entrada [Bayle Puig, 2005].

Las capas de óxido formadas durante el llenado del molde son las más difíciles de controlar. Inevitablemente, el frente de material metálico se cubre con una capa de óxido durante el llenado del molde. Cuando dos flujos de material metálico se unen, estas capas no se eliminan de un modo natural, pues la viscosidad es mucho mayor que la tensión superficial, al contrario de lo que ocurre en la colada de un metal totalmente líquido. La figura 7.8 [Bayle Puig, 2005] muestra un ejemplo de este defecto, conocido como unión fría.

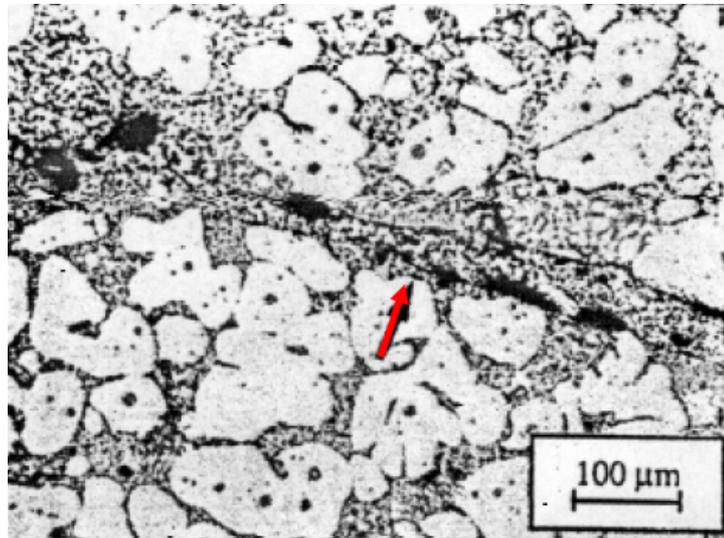


Figura 7.8. Capa de óxido formada durante el relleno de cavidad del molde (la flecha indica las capas de óxidos de metal).

Las capas de óxido pueden eliminarse utilizando un rebosadero bien posicionado. Este problema de unión de flujo de material metálico (línea de soldadura, línea de unión de flujo) hay que tenerlo en cuenta a la hora de diseñar el molde [Bayle Puig, 2005].

Otra causa de la formación de la capa de óxido es el aire atrapado durante el llenado del molde. El origen del aire atrapado puede ser un mal comportamiento reológico de la pasta, o bien la causa puede ser que la pasta estaba demasiado fría, o a que la microestructura después del recalentamiento no era la adecuada (factor de forma demasiado elevado) [Bayle Puig, 2005].

La última causa de aire atrapado u ocluido en el proceso clásico de inyección de alta presión es muy conocida, y se produce cuando la capacidad de las salidas de aire resulta insuficiente, o cuando están mal posicionadas [Bayle Puig, 2005].

En lo que respecta al resto de defectos, es necesario un control de la relación entre microestructura y reología de la pasta durante el calentamiento, para llevar a cabo un correcto llenado del molde y la fabricación de un componente con elevadas propiedades mecánicas [Bayle Puig, 2005].

7.1.2 Thixoforging

El proceso de Thixoforging es aquel donde un lingote con una microestructura globular es recalentado al estado semisólido y ubicado entre mitades de un dado. Las partes del dado son entonces unidas por una prensa. La solidificación completa tiene lugar a presiones de 10 a 100MPa, lo que conduce a piezas exentas de porosidad y fisuras [Atkinson, 2005].

Existen variantes de los procesos, como el *Thixoforging en cámara al vacío*, o *en atmósfera controlada*, que permiten reducir la formación de óxidos a elevadas temperaturas.

En la figura 7.9 se puede observar una típica máquina de Thixoforging [Bayle Puig, 2005].

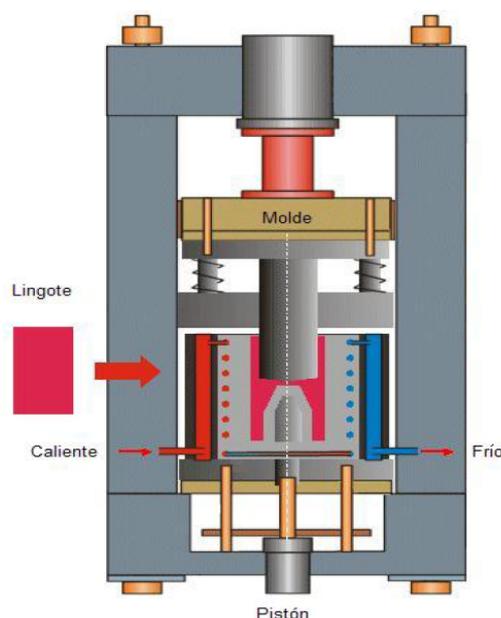


Figura 7.9. Máquina para Thixoforging.

El diseño incorpora una cámara caliente que produce la fusión parcial de aleaciones en condiciones de vacío. Esta máquina se ha utilizado para establecer las condiciones óptimas del proceso en la producción de forjas integradas.

La presión se controla por ordenador permitiendo al operador seleccionar [Bayle Puig, 2005]:

- Velocidades de transferencia de parte del material a la matriz
- Velocidades del martinete durante la inyección de la mezcla en la matriz
- Tiempo de permanencia de la carga final de la forja

En la Universidad de Sheffield se han realizado estudios con la aleación A357 para optimizar las condiciones de forja en términos de velocidad, carga y tiempo, que permiten obtener un material libre de porosidad. Se han obtenido componentes con un excelente acabado superficial y buenas propiedades [Bayle Puig, 2005].

Este proceso es utilizado, entre otros, en Italia por la empresa Stampal para producir componentes de la suspensión del Alfa Romeo y un gran número de otras autopartes.

7.1.3 Thixomoulding

Thixomoulding es un proceso relativamente nuevo utilizado principalmente para la producción de componentes de aleaciones de magnesio cercanos a la forma neta (near-net-shape). Se puede utilizar una máquina completamente integrada como se muestra esquemáticamente en la figura 7.10 [Atkinson, 2005].

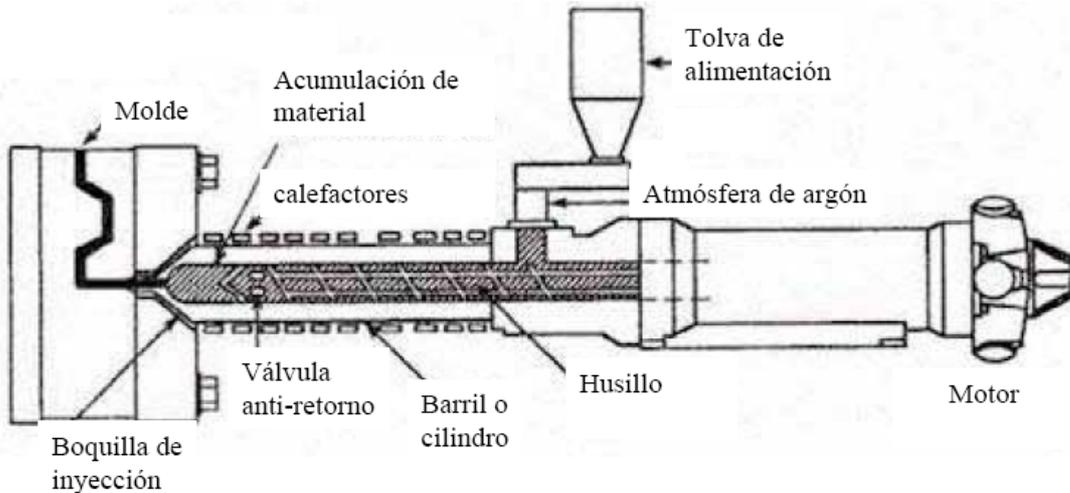


Figura 7.10. Esquema de la máquina de Thixomoulding diseñada y patentada por la empresa Dow.

El Thixomoulding, patentado por Dow Chemical, y desarrollado específicamente para las aleaciones de magnesio, consiste en un dispositivo similar a las máquinas de inyección utilizadas en la industria del plástico. La materia prima para este proceso son chips de aleaciones de magnesio de 2mm a 5mm de diámetro. Un dispositivo de medición volumétrica alimenta con los chips de magnesio una unidad eléctrica de calentamiento y transporte, donde dichos chips son parcialmente fundidos y transformados mediante continuos esfuerzos de corte en una pasta semisólida [Atkinson, 2005].

La clave de esta maquinaria es el tornillo que realiza un movimiento rotatorio y de traslación. Encima de la entrada de la unidad, en la garganta de alimentación, los chips son forzados a pasar desde la zona de calentamiento hasta el frente del tornillo mientras este mismo se retracta. Una vez que el volumen de la pasta corresponde al volumen de la parte a moldear, el tornillo avanza a alta velocidad e inyecta el material al molde. Una válvula de no retorno impide al material retornar a la zona de alimentación [Atkinson, 2005].

Para prevenir la oxidación y la ignición de la aleación de magnesio mientras es calentada, se utiliza una atmósfera de argón en la zona de alimentación, deslizando el aire entre los chips de magnesio [Fan, 2002].

El proceso de Thixomoulding ofrece una excelente alternativa para la fundición tradicional y para la inyección de componentes de plástico, atacando un amplio mercado con múltiples aplicaciones.

En comparación con la fundición tradicional, la superioridad del proceso de thixomoulding yace en el flujo laminar con el que el molde o dado es llenado. Las partes obtenidas por este proceso, pueden alcanzar ajustadas tolerancias dimensionales con la ayuda de una disminución crítica de la contracción. Adicionalmente, el flujo laminar permite la eliminación de partículas de gas atrapadas en la pasta con la consecuente disminución de porosidad en el componente final.

En resumen, el proceso de Thixomoulding ofrece un llenado uniforme y suave del molde, reduciendo la porosidad y la contracción por solidificación, permitiendo obtener componentes cercanos a la forma neta, con acabado superficial excelente en donde el posterior maquinado no es necesario [Kapranos, 2003].

Dow Chemical ya ha vendido mas de 400 unidades de estas máquinas de Thixomoulding para la producción de componentes de magnesio [Kapranos, 2003]. Su aplicación yace principalmente en carcazas de artículos electrónicos, como pueden ser, laptops, teléfonos celulares, cámaras fotográficas y de video, etc. (Figura 7.11).



Figura 7.11. Productos conformados por thixomoulding

Mediante la utilización del proceso de thixomoulding se obtienen productos con paredes delgadas, a un bajo costo de producción y con buenas propiedades mecánicas. No obstante, el costo de la maquinaria suele ser elevado y La utilización de esta tecnología parece estar limitada a fracciones de sólido relativamente bajas [Kapranos, 2003; Fan, 2002].

7.1.4 Compocasting

El Compocasting es el resultado de mezclar partículas cerámicas con un metal en estado semisólido para un posterior proceso de forja o fundición.

En una investigación sobre Rheocasting realizada en el MIT, se detectó que las pastas semisólidas, por su elevada y controlada viscosidad, son excelentes materiales de comienzo para el proceso de Compocasting. Se encontró que algunas partículas cerámicas, por ejemplo el SiC, al añadirlas a las pastas semisólidas, se mantenían en suspensión, y que estas pastas semisólidas continuaban presentando un comportamiento tixotrópico [Bayle Puig, 2005].

Se ha demostrado que la viscosidad aparente de una mezcla compuesta de partículas cerámicas y metal en estado semisólido, es menor que la mezcla equivalente que no las contiene. Esto es posible porque las partículas cerámicas impiden a las partículas metálicas juntarse y coalescer. Esta conclusión se corresponde con la observación de que la tixotropía y la pseudoplasticidad aumentan, en los lodos de aluminio, por la adición de SiC, ya que la presencia de materiales cerámicos acelera la evolución morfológica de las partículas metálicas solidificadas hacia formas más esferoidales [Bayle Puig, 2005].

Los argumentos explicados ubican al compocasting como un proceso todavía joven y en etapas de experimentación y desarrollo, pero con un futuro prominente.

7.2 Procesos de Rheocasting

El costo relativamente alto asociado al lingote SSM, a llevado en los últimos años al desarrollo de alternativas que produzcan el componente final sin necesidad de la anterior producción del lingote, es decir una vez producida la microestructura típica del SSM, inyectar o forjar la pieza final. De dichas alternativas se destacan:

- New Rheocasting (NRC)
- Slurry on Demand (SoD)
- Semi-Solid Rheocasting (SSR)
- Rheomoulding

Cabe destacar que existen innumerables procesos en etapas de desarrollo y experimentación, se los cuales se presentan los mas destacados

7.2.1 New Rheocasting

UBE patentó en 1996 una nueva forma de conformado en estado semisólido, el proceso New Rheocasting (NRC). Esta técnica combina la tecnología del Vertical Indirect Squeeze Casting con una nueva manera de procesar la estructura globular típica de los procesos SSM.

Todo el líquido fundido se coloca en un horno caliente y se cuela en un carrusel de crisoles especialmente diseñado, bombeando el aluminio desde el horno de mantenimiento. Los crisoles se enfrían de manera homogénea mediante chorros de aire distribuidos en su entorno. La estructura globular se obtiene controlando el enfriamiento del lingote durante el proceso de solidificación. En la etapa final del carrusel, se alcanza el estado semisólido, y la temperatura se homogeneiza en todo el crisol mediante un horno de inducción. Un brazo robotizado toma la lingotera e, invirtiéndola, deja caer el lingote en la máquina NRC y a continuación se inyecta [Bayle Puig, 2005].

El llenado del molde es lento, y se realiza de abajo hacia arriba, como en baja presión, lo que permite el flujo laminar, y que el aire sea expulsado fuera de la cavidad del molde y no quede atrapado [Bayle Puig, 2005].

La inyección de la máquina es vertical, no atrapa tantos gases y aire como ocurre en la inyección horizontal, se realiza un mejor control de la temperatura, y la solidificación de la aleación es más uniforme y concéntrica que en la inyección horizontal.

La velocidad de inyección es muy lenta (0,1 m/s) en comparación con la inyección convencional en donde es de 4 a 5 m/s. Los canales de entrada del material son más gruesos. La composición del semisólido en el carrusel debe estar entre el 50-60% de fase sólida [Bayle Puig, 2005].

Un esquema de las etapas del proceso se ilustra en la figura 7.12.



Figura 7.12. Etapas del proceso de New Rheocasting

Una típica microestructura obtenida por NRC se ilustra en la figura 7.13 [Jorstad, 2003]. Es notable la diferencia entre las microestructuras obtenidas por NRC y MHD: La última tecnología ofrece siempre eutéctico atrapado dentro de los glóbulos alfa, mientras en NRC, dicho eutéctico no existe [Jorstad, 2003].

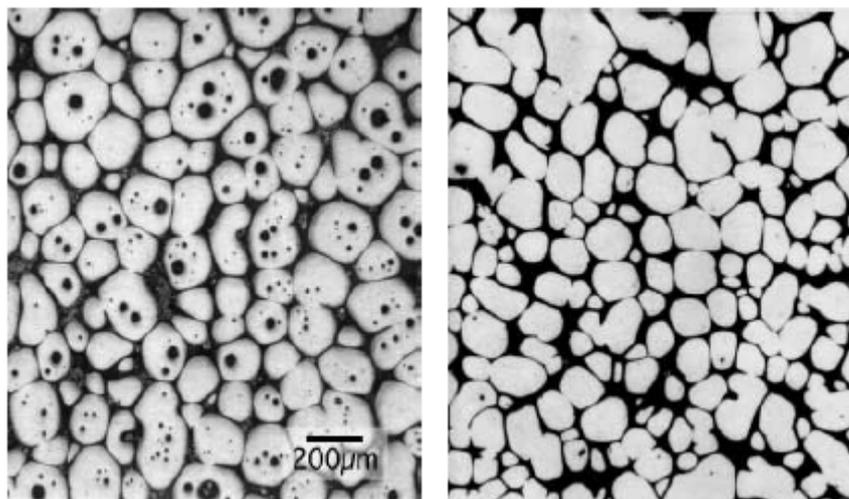


Figura 7.13. A la derecha una Microestructura NRC, y a la izquierda una microestructura MHD.

En la figura 7.14 [Fan, 2002] se puede observar una fotografía de la máquina de NRC desarrollada por UBE.

Por otro lado, en la figura 7.15 [Fan, 2002] se representa el esquema del control de temperatura.



Figura 7.14. Máquina de New Rheocasting UBE HVSC PL-800 NRC

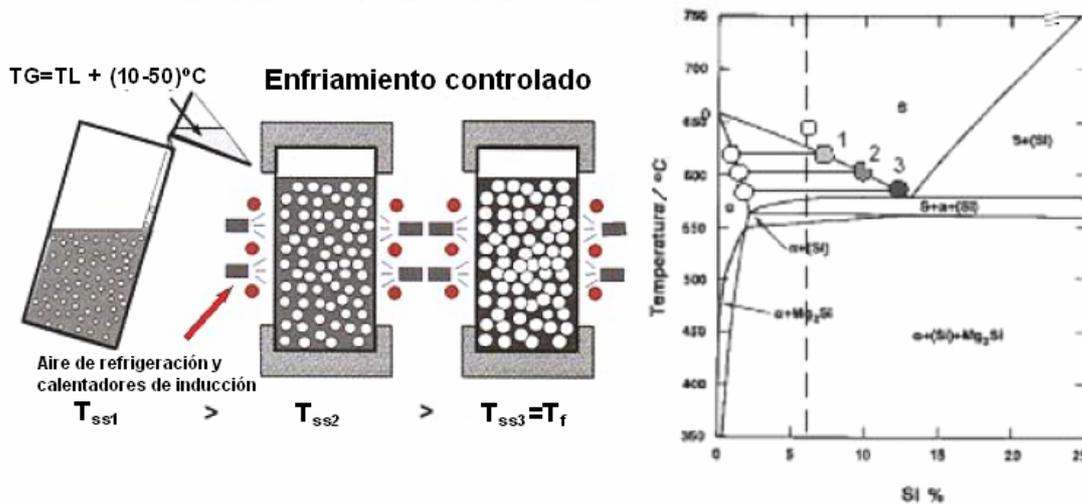


Figura 7.15. Esquema del proceso de control de temperaturas en el proceso NRC, para una aleación AlSi7Mg0.3. T_L es la temperatura liquidus, T_G temperatura del horno de mantenimiento, T_{ss1} a T_{ss3} temperaturas semisólido durante el enfriamiento controlado, y T_f temperatura de inyección semisólida.

A la fecha, el proceso NRC ha sido evaluado con éxito procesando aleaciones de aluminio utilizadas en fundición y forja, así como también aleaciones de magnesio [Fan, 2002].

Con este proceso, la práctica de fundición, debe tener estándares altos con el objetivo de mantener la calidad de la aleación y la consistencia de las propiedades de la pieza final [Govender & Ivanchev, 2004].

7.2.2 Slurry on Demand (SoD)

Años atrás, la empresa AEMP inició el desarrollo de un proceso de conformación en estado semisólido directamente de una aleación fundida sin la necesidad de utilizar la técnica de MHD, ni el recalentamiento de lingotes SSM, que eran los únicos dos caminos industrial y comercialmente viables al momento [Winterbottom, 2000].

El proceso de Slurry on Demand consiste en transformar una aleación líquida, por medio de diversas técnicas de agitación mecánica, en una semisólida. En la investigación original del MIT, esto se lograba mediante un sistema de agitación mecánica, y los últimos desarrollos afirman este concepto, a pesar del éxito del MHD [Winterbottom, 2000].

Una vez formada, la pasta debe ser transferida a la manga de inyección para su posterior conformación. Esta transferencia se presume idéntica a la realizada en el caso de la aleación fundida. O sea que puede ser vía gravedad, cucharas, bombas o tubos de succión [Young et al, 2000].

Dado que un sistema de slurry on demand requiere de una pasta mas liquida, es probable que no se alcance el mismo nivel de calidad de producto final alcanzado mediante thixocasting o algún otro proceso que involucre el recalentamiento de un lingote SSM. En principio, el material al ser mas liquido, tiene mayores probabilidades de experimentar llenado turbulento. En segundo lugar, por la misma razón, y consecuentemente poseer menor fracción sólida, tiene mayores probabilidades de experimentar contracción por solidificación [Winterbottom, 2000].

Económicamente, la desventaja de este proceso es que el calor que contiene la aleación es mayor y por lo tanto, el dado debe extraer mayor calor para generar el componente sólido. Esto aumenta el tiempo de ciclo de producción y disminuye la vida útil del dado. Sin embargo, al reducir el costo total de procesamiento, la técnica de Slurry on Demand sigue siendo mas rentable que las de thixoforming.

La figura 7.16 muestra una bomba de dirección obtenida por esta técnica. La resistencia a la fatiga de esta pieza se incremento considerablemente respecto a la misma pieza obtenida por fundición tradicional [Young et al, 2000].

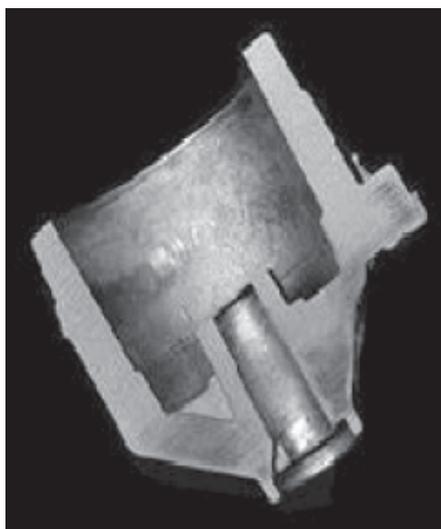


Figura 7.16. Bomba de dirección conformada por SoD

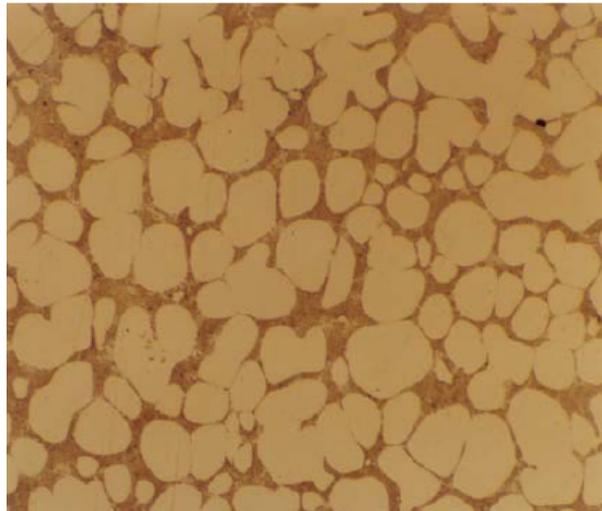


Figure 7.17. Microestructura de una pieza obtenida por Slurry on Demand. El tamaño de grano promedio es de $68\mu\text{m}$ y el factor de forma es de 1,43 [Govender & Ivanchev, 2004].

7.2.3 Semi-Solid Rheocasting (SSR)

El trabajo desarrollado a través de los años en el MIT, la cuna de del procesamiento en estado semisólido, indica que el factor crítico para la creación de una estructura no dendrítica es la combinación de una rápida refrigeración o enfriamiento con una agitación de la aleación fundida mientras ésta disminuye su temperatura hasta algunos grados por debajo de la temperatura de liquidus hasta lograr la formación de una pequeña fracción de sólido donde dicha agitación deja de ser necesaria [Yurko et al, 2003].

Para alcanzar una mayor flexibilidad de procesamiento, se utiliza un dispositivo que hace las veces de agitador y enfriador. En la figura 7.18 se puede observar un esquema de este proceso.

El descubrimiento más importante resultante de la experimentación que desembocó en la creación de este proceso es que la agitación, luego de que la temperatura de la aleación se encuentra por debajo de la temperatura de liquidus, no tiene efecto en la microestructura final del componente [Yurko et al, 2003].

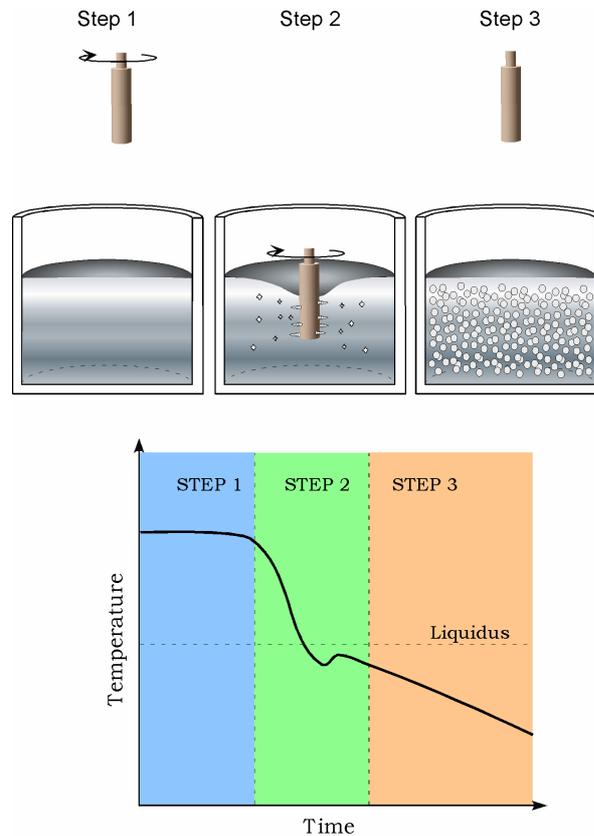


Figura 7.18. Esquema de proceso SSR (gentileza Idra Casting Machines)

7.2.3.1 Estación SSR

La estación SSR fue diseñada y construida basada en una investigación del MIT. La clave de esta máquina yace en las barras de grafito, ya que casi todas las funciones de la máquina se relacionan con el movimiento, el enfriado o la limpieza de dichas barras [Yurko et al, 2003].

Durante un ciclo, una cuchara que contiene de aleación fundida es enviada a la estación SSR por medio de un robot o alguna otra forma de automatización. Mientras que el robot sostiene la cuchara, la barra de grafito desciende introduciéndose en la aleación enfriándola y agitándola rápidamente por un periodo muy corto de tiempo, generalmente entre 5 y 20 segundos. El tiempo de agitación se basa en el tamaño de la inyección, en la temperatura de la barra y en la temperatura de la aleación fundida. Luego de retirar la barra, la aleación parcialmente solidificada es enviada directamente a una cámara fría para la conformación del componente por inyección, o bien, enviada a un posterior enfriamiento para aumentar la fracción sólida [Yurko et al, 2003].

Cualquier metal residual que haya quedado en la barra es removido mecánicamente, y la barra es enfriada con aire para el próximo ciclo.

El tiempo de ciclo de una estación SSR fue diseñado para ser menor al tiempo de ciclo de una maquina de fundición tradicional [Yurko et al, 2003].

Esta maquina es capaz de producir un batch de 5Kg de pasta cada 35 segundos (8,57 Kg/min) [Yurko et al, 2003].

Prensa

Estación SSR

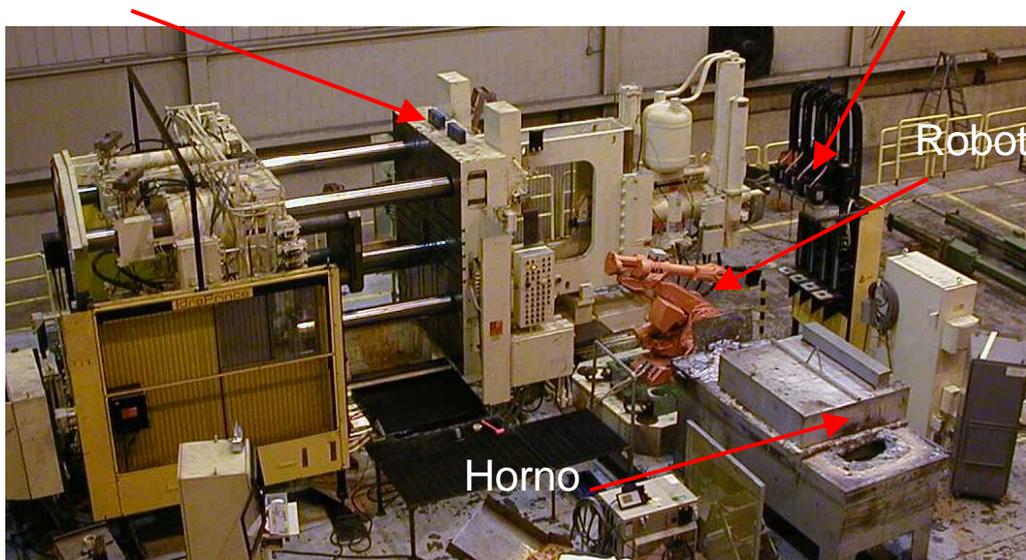


Figura 7.19. Layout de la isla SSR (gentileza Idra Casting Machines)

7.2.3.2 Barras de grafito

El propósito de las barras es enfriar y agitar rápidamente la aleación, desde una temperatura superior a la de liquidus, hasta la iniciación de la solidificación. El material ideal es el grafito debido a su comportamiento *non-wetting* (esto quiere decir que no la fundición no moja la barra) cuando se encuentra en contacto con la aleación líquida, como también por su alta difusividad térmica [Yurko et al, 2003].

Debido a que el calor es rápidamente conducido a la periferia desde la superficie, la barra tiene una baja temperatura de superficie. Como consecuencia, un importante gradiente de temperaturas existe entre la superficie de la barra y la aleación fundida, resultando en una gran extracción de calor por parte de la barra [Yurko et al, 2003].

Adicionalmente, la naturaleza de *non-wetting* previene que la barra se suelde a la aleación, y debido a que la barra permanece en la fundición por periodos de tiempo muy cortos, dicha barra no alcanzará temperaturas que desencadenen en oxidación y falla prematura [Yurko et al, 2003].

El calor que es transferido de la fundición a la barra, debe ser removido de la misma antes de que se inicie el próximo ciclo, por lo tanto, las barras son enfriadas con aire. A pesar de que el enfriamiento con aire no es tan rápido como el enfriamiento con líquidos, la utilización del primero se debe a que es inherentemente más seguro. Por otro lado, la medición infrarroja de temperatura de las barras luego de la realización de numerosos ciclos, confirma que el enfriamiento con aire es suficiente para remover el calor transferido por la aleación a las barras [Yurko et al, 2003].

Para asegurar la capacidad de conformación de inyecciones de gran tamaño y tiempos de ciclo rápidos, se utilizan cuatro barras (figura 7.21) [Yurko et al, 2003].



Figura 7.20. Barra de grafito en preparación de la pasta.



Figura 7.21. Unidad SSR (gentileza Idra Casting Machines)

7.2.3.3 Temperatura de procesamiento

La temperatura del baño del horno, para una aleación A356, varía entre 635°C y 665°C. Existe una pequeña pérdida de calor en la periferia durante la transferencia a la maquina SSR, y las barras de grafito disminuyen la temperatura de la pasta a un rango entre 605°C y 610°C. Luego la aleación es enviada a la maquinas de inyección para la conformación final del componente [Yurko et al, 2003].

7.2.3.4 Microestructura

Se han ensayado varios puntos de una muestra de una aleación A356, para observar la evolución de la microestructura. Las muestras fueron tomadas luego de la agitación, de dentro de un lingote, y de dentro de la inyección (Figura 7.22(a), 7.22(b), 7.22(c) y 7.22(d)) [Yurko et al, 2003].

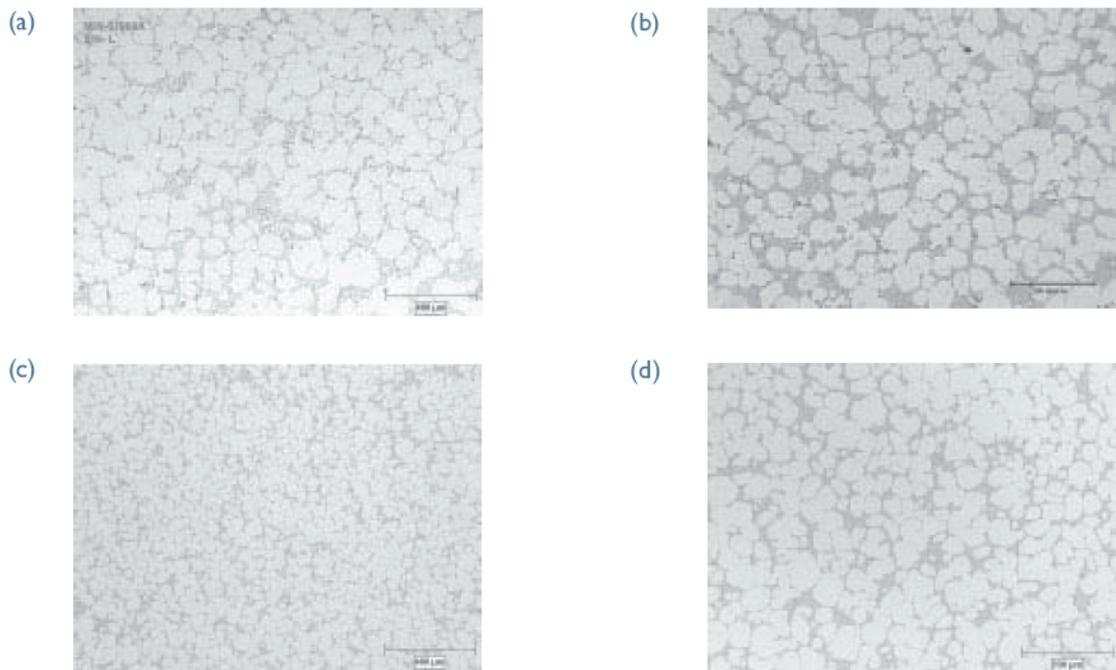


Figura 7.22. Evolución de la microestructura de una aleación A356 conformada por SSR.

Otras aleaciones, como las A380 y Magsimal, fueron también testeadas en la estación SSR. Estas aleaciones tienen propiedades únicas cuando son conformadas por fundición convencional. Un área de considerable interés es la demostración de que las propiedades de estas aleaciones alcanzadas con la conformación por SSR pueden ser mantenidas y hasta mejoradas, contribuyendo a generar un futuro aun mas interesante para esta tecnología [Yurko et al, 2003].

7.2.4 Rheomoulding

De manera similar al proceso de thixomoulding, rheomoulding es una tecnología adoptada y adaptada de la industria del polímero. Pero, a diferencia del thixomoulding, el rheomoulding no es alimentado con chips sólidos de la

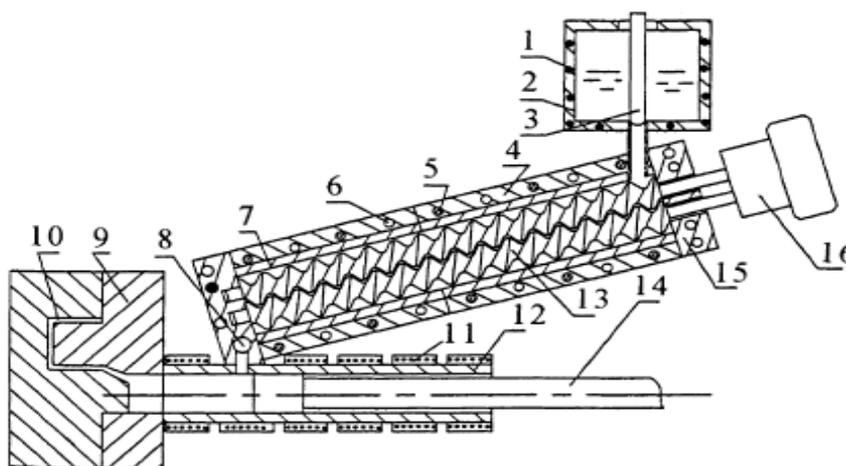
aleación, sino que una aleación en estado líquido es utilizada como materia prima.

En la actualidad existen dos tipos distintos de rheomoulding, tornillo simple y tornillo doble [Fan, 2002].

El primer prototipo de rheomoulding consistió en una maquina de inyección vertical y tornillo simple patentada por la universidad de Cornell. En este proceso, la aleación líquida es alimentada desde una tolva protegida con una atmósfera de gas inerte hacia un barril donde es enfriada mientras es agitada mecánicamente por un tornillo rotacional convirtiendo la aleación líquida en una pasta semisólida. La cual es luego inyectada por un pistón en la cavidad del molde para la conformación de la pieza final. Este proceso de rheomoulding ha aplicado aleaciones basadas en zinc, aluminio y cobre [Fan, 2002].

Recientemente, el proceso de rheomoulding de tornillo simple se ha extendido a la inyección horizontal para la conformación de componentes de aleación de magnesio.

Al tomar conciencia de la importancia del flujo turbulento en el llenado del molde y su estrecha relación con la microestructura de la pasta semisólida, se ha desarrollado un proceso de rheomoulding con doble tornillo (twin screw rheomoulding TSRM), el cual se puede observar esquemáticamente en la figura 7.23 [Fan, 2002].



- | | |
|------------------------------|-------------------------------|
| 1 Elementos de calentamiento | 9 Dado |
| 2 crisol | 10 Cavidad del molde |
| 3 Barra de frenado | 11 Elementos de calentamiento |
| 4 Caño | 12 Manga de inyección |
| 5 Elementos de calentamiento | 13 Tornillo doble |
| 6 Canales de enfriado | 14 Pistón |
| 7 Revestimiento del caño | 15 Tapa del caño |
| 8 Válvula de transferencia | 16 Sistema motriz |

Figura 7.23. Esquema de una maquina de twin screw rheomoulding TSRM

A la actualidad, esta tecnología ha sido ampliamente probada utilizando aleaciones de magnesio. La pasta SSM producida por el proceso TSRM se caracteriza por poseer partículas esféricas y finas de tamaño uniforme, como se puede apreciar en la figura 7.24 para una aleación de Mg-30Zn. [Fan, 2002; Atkinson, 2005].

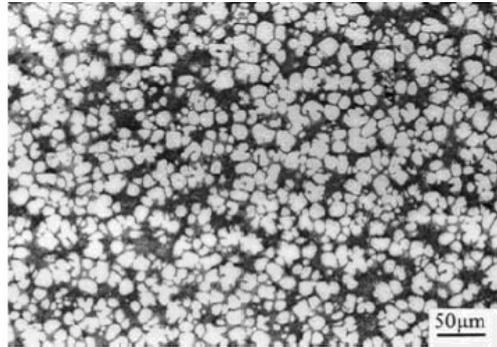


Figura 7.24. Microestructura obtenida por rheomoulding de una aleación Mg-30Zn con 0,5 de fracción de sólido y bajo una tasa de corte de 2014 s^{-1} .

7.2.5 Métodos Experimentales

Otros métodos alternativos a los explicados son, el proceso basado en la rampa con pendiente de enfriamiento (CS, *Cooling Slope*), el proceso basado en el ligero sobrecalentamiento de la fundición (LSC, *Low Superheat Casting*) y el denominado *Swirled Enthalpy Equilibration Device* (SEED).

7.2.5.1 Cooling Slope (CS)

En el primer método, CS, el metal pasa al estado semisólido cuando fluye hacia el molde por una pendiente refrigerada con agua. Es un equipamiento fácilmente adaptable a cualquier máquina convencional. La fracción sólida se ve afectada por el tiempo de contacto entre el metal fundido y la rampa de enfriamiento, cuanto más tiempo mayor fracción sólida. Este tiempo de contacto aumenta con el aumento de la longitud de la rampa y la disminución de la pendiente [Bayle Puig, 2005]. En la figura 7.25 se describe el proceso.



Figura 7.25. Esquema de proceso CS (Cooling Slope)

7.2.5.2 Low Superheat Casting (LSC)

El segundo método, LSC, utiliza un sobrecalentamiento del metal fundido de 5 a 40 °C. Los glóbulos se generan en la superficie inferior del molde de cobre, y la parte superior del molde debe insertarse en la inferior antes de que solidifique el metal. Como el sobrecalentamiento es bajo, los glóbulos cristalinos no se redisuelven, y si hay suficientes podrán crecer cristales primarios esféricos [Bayle Puig, 2005]. En la figura 7.26 se describe el proceso.

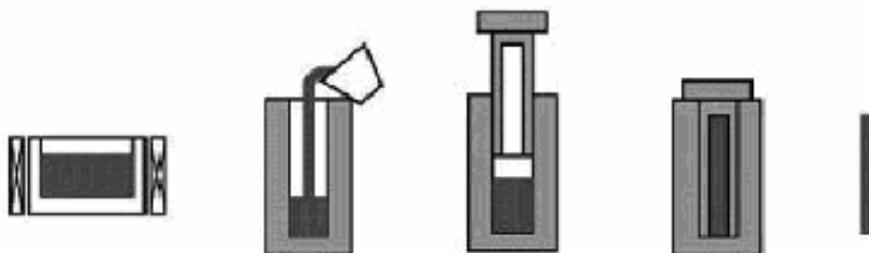


Figura 7.26. Esquema del proceso LSC (Low Superheat casting)

7.2.5.3 Swirled Enthalpy Equilibration Device (SEED)

En el año 2002, Alcan patentó un nuevo proceso denominado Swirled Enthalpy Equilibration Device (SEED). Este método consiste en generar la pasta, a partir del líquido fundido, mediante la extracción de una cantidad controlada de calor (entalpía), drenando el exceso de líquido para obtener una masa compacta semisólida que pueda manejarse y conformarse bajo presión. Un esquema del proceso se presenta en la figura 7.27 [Bayle Puig, 2005].

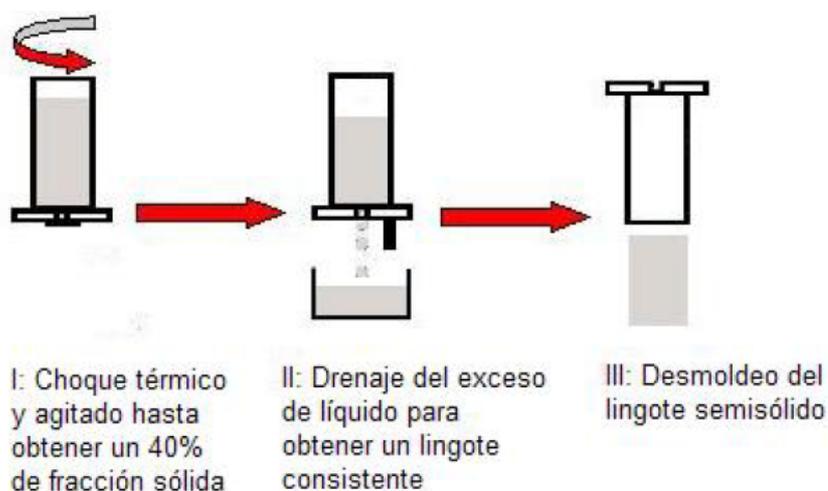


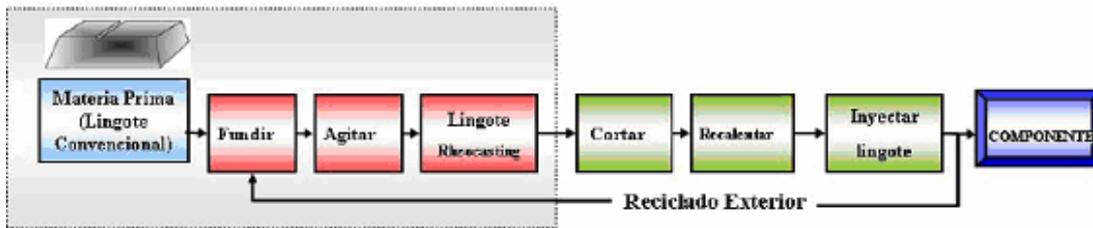
Figura 7.27. Esquema ilustrativo del proceso SEED.

Con este método se hace menos crítico el control de la temperatura del material durante el proceso, y se dispone de un amplio rango de aleaciones que pueden ser procesadas con facilidad. Sin embargo, el drenaje del exceso de líquido puede dificultar la obtención de una aleación de composición definida [Bayle Puig, 2005].

7.3 Evaluación de las tecnologías de conformación de componentes vía SSM

Como se ha observado anteriormente los procesos de conformación en estado semisólido pueden dividirse en dos ramas: Thixoforming y Rheocasting. A modo ilustrativo, en la figura 7.24 se puede observar un esquema comparativo de dichos procesos.

Thixoforming



Rheocasting

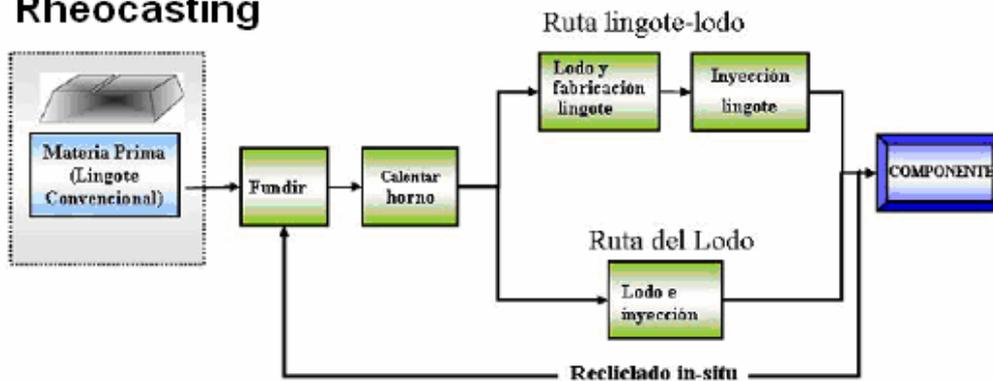


Figura 7.24. Comparación de métodos de Rheocasting y el Thixoforming

En cuanto a la microestructura de estas aleaciones (Figura 7.25), las obtenidas por los procesos de Rheocasting (Sub Liquidus Casting y New Rheocasting) difieren de las obtenidas por procesos de thixoforming en que estas últimas contienen, dentro de las dendritas de fase alfa, el microconstituyente eutéctico atrapado.

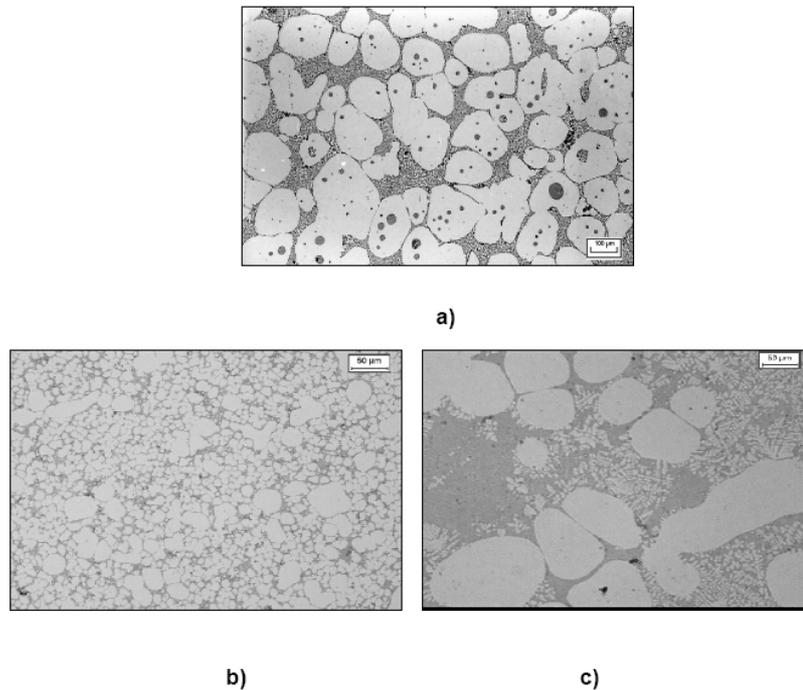


Figura 7.25. Micrografías de la aleación A357 conformada por: a) Thixocasting, b) Sub Liquidus Casting y c) New Rheocasting

Por otro lado, en la figura 7.26 [Bayle Puig, 2005] se esquematiza el ciclo térmico que tiene lugar en los diferentes procesos SSM y en los procesos convencionales. La temperatura de inyección es prácticamente constante en los procesos SSM, y el enfriamiento de las piezas es muy rápido, mientras que en los procesos de Squeeze Casting, inyección a baja presión y moldeo en arena, el enfriamiento es continuo durante la etapa de inyección. En las plantas de Thixocasting, no es necesario fundir el material; en todos los demás casos, se utilizan hornos de fusión y mantenimiento.

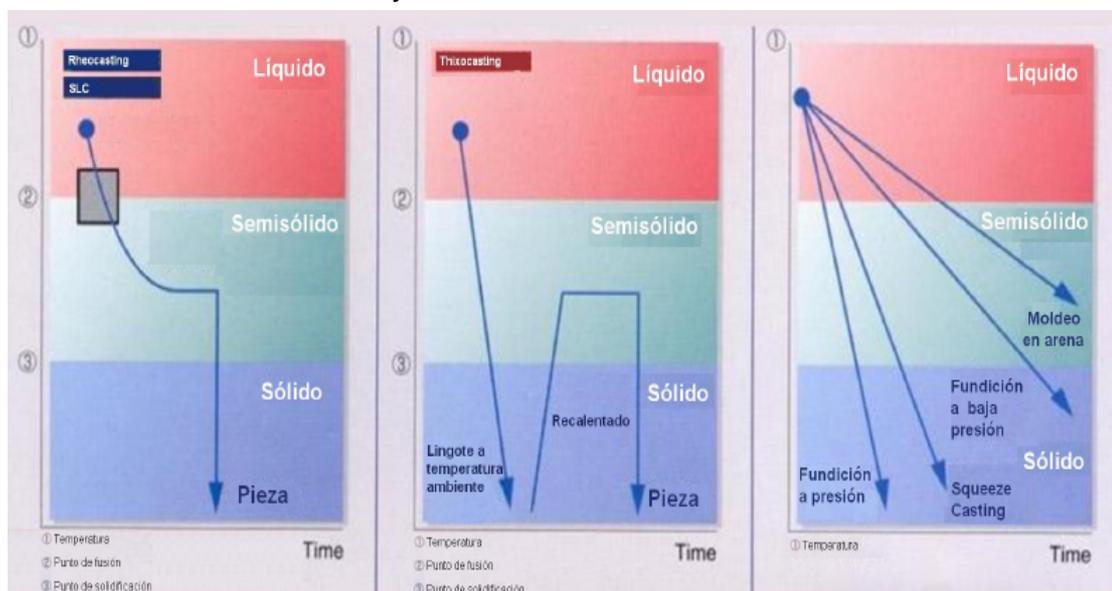


Figura 7.26. Comparación de los procesos de fundición. a) Rheocasting, b) Thixofforming, c) Fundiciones convencionales y Squeeze Casting

Cabe destacar que en apartados posteriores se realiza una evaluación de las propiedades mecánicas obtenidas por las distintas vías de conformación en estado semisólido.

A continuación, en la tabla 7.2 se muestran las ventajas que presentan los procesos de Rheocasting frente a los de Thixocasting [Bayle Puig, 2005; Basner, 2000; Fan, 2002].

Tabla 7.2

Ventajas proceso de Rheocasting
Evita el alto coste de los lingotes especiales, ya que, en este proceso, la pasta semisólida, con una estructura á globular, se puede producir directamente a partir del metal líquido mediante la fundición de lingotes convencionales.
Evita la necesidad de recurrir a un mercado donde los proveedores de lingotes SSM son escasos, y, por lo tanto, las reglas de mercado poco equilibradas.
Permite el reciclado del scrap chatarra.
Reduce la complejidad del proceso, ya que no son necesarias las estaciones múltiples de recalentamiento del lingote, ni los robots de transferencia del lingote en estado semisólido.
Incrementa la flexibilidad en el tamaño de pieza, ya que no hay restricciones relativas a la relación longitud/diámetro del lingote.
La modificación de las aleaciones puede realizarse "in situ".
Se puede preparar la fracción de fase sólida deseada para posteriormente llevar a cabo la conformación. En los lingotes se trabaja en un intervalo de fracción de fase sólida muy estrecho.

Todas estas ventajas acarrearán ahorros económicos, que serán estudiados en apartados posteriores.

La única desventaja que posee el proceso de rheocasting es que las técnicas de obtención de las microestructuras, por lo general, se encuentran fuertemente protegidas por patentes y las licencias de dichas patentes son frecuentemente muy costosas y restrictivas. Por lo que, el futuro de esta tecnología se encuentra en encontrar mercados en los que dichas patentes no están subscriptos, o en el desarrollo de nuevas técnicas de obtención de microestructuras globulares [Bayle Puig, 2005; Basner, 2000; Fan, 2002].

Cabe destacar que dentro de los diferentes procesos de rheocasting, el que presenta una mayor proyección a futuro es el SSR debido a las siguientes ventajas que se presentan a continuación en la tabla 7.3 [Yurko et al, 2003].

Tabla 7.3

Ventajas del proceso SSR dentro de los procesos de Rheocasting

La remoción del calor y la agitación son fácilmente controlados con un dispositivo separado de enfriado/agitado (las barras de grafito), en lugar de basarse en un sistema de vertido en un recipiente enfriado. Esto permite la utilización de un rango más amplio de temperaturas de aleación fundida y asegura la consistencia de temperaturas en la pasta luego de ser enfriada

El enfriamiento de la aleación fundida es realizado por las barras de grafito, asegurándose de esta manera, que dicho enfriamiento se realice de manera uniforme, a diferencia de otros procesos que basan este procedimiento en la pérdida de temperatura a través de la superficie periférica del recipiente, favoreciendo la formación de una "piel" dendrítica debido al rápido enfriamiento localizado en la superficie.

El rápido enfriamiento y agitación realizado por las barras de grafito, generan en la pasta una microestructura muy fina, difícilmente alcanzable por otros métodos, que no requiere un engrosamiento muy largo para alcanzar el estado globular, y que puede ser inmediatamente inyectado

En resumen, el SSR es el proceso de mayor simplicidad, con mayor facilidad de control de la temperatura, y por ende, de la microestructura. La calidad y consistencia de los componentes conformados por esta vía, así como su microestructura, son superiores a los obtenidos por el resto de las técnicas de rheocasting.

8. ALEACIONES DE APLICACIÓN EN PROCESOS SSM

8.1 Aleaciones de utilización actual

En la tabla 8.1 se presentan las aleaciones de aluminio más comúnmente utilizadas para los procesos SSM [Winterbottom, 2000].

Tabla 8.1

Tipo de aleación	aleación
Fundición	A356
	A357
	319
	355
	390
Forja	2XXX
	6XXX
	7XXX

8.2 Desarrollo de aleaciones para el procesamiento en estado semisólido (SSM)

Las aleaciones utilizadas en proceso de forja y adaptadas para el procesamiento en estado semisólido, son solo unas pocas. Y solo un número limitado de ensayos se han realizado sobre dichas aleaciones. Lamentablemente, las aleaciones utilizadas en procesos de forja, son de muy difícil aplicación para la conformación en estado semisólido ya que la fracción volumétrica del líquido en la pasta es altamente dependiente de la temperatura, esto quiere decir que, una pequeña variación en temperatura induce a un gran cambio en la fracción sólida, por lo tanto una pequeña disminución en temperatura conlleva un aumento importante en la fracción sólida acarreado como consecuencia una microestructura absolutamente desfavorable para el conformado SSM. En este caso, la deformación es inhomogénea y se produce segregación del líquido durante el llenado del molde. Por otro lado, cuando aumenta la temperatura, aumenta significativamente la fracción de líquido, lo que hace la manipulación del lingote muy dificultosa debido a la inestabilidad de la pasta [Fan, 2002].

Todo lo anteriormente mencionado hace del procesamiento de aleaciones de forja en estado semisólido un proceso inestable y poco robusto industrialmente.

Cabe destacar que los procesos SSM, como tecnología de conformación innovadora, no aprovechan de manera óptima sus características únicas utilizando aleaciones ya existentes y desarrolladas para procesos de fundición convencional o para procesos de forja. Por estas razones, en los últimos años, ha habido una fuerte tendencia hacia la búsqueda de nuevas aleaciones desarrolladas especialmente para su utilización en procesos SSM.

Las principales razones que hacen atractivo el desarrollo de nuevas aleaciones especialmente diseñadas para el procesamiento en estado semisólido son [Fan, 2002]:

- Mejorar las propiedades mecánicas de los componentes obtenidos por fundición y forja de aleaciones
- Aprovechar de manera completa los beneficios que ofrecen las técnicas de procesamiento en estado semisólido
- Mejorar la robustez del proceso SSM, agrandando la ventana de procesamiento y perfeccionando el llenado del molde como resultado de un progreso en las propiedades reológicas.
- Disminuir tanto los costos de producción como los costos de materia prima

8.2.1 Estado actual del desarrollo de aleaciones

El primer intento comercial de diseño de aleaciones dirigidas exclusivamente al proceso SSM, fue desarrollado por la empresa Pechiney con el fin de optimizar la dureza y ductilidad en el caso de aplicación de un tratamiento térmico T5. Una aleación de composición Al-6Si-1Cu-Mg fue desarrollada en base a una aleación A357. Las propiedades de dicha aleación luego de conformarla por medio de thixoforming, alcanzan y hasta exceden las logradas por una aleación A356 conformada por fundición en molde permanente y con el tratamiento térmico T6 [Fan, 2002].

El otro camino que se ha intentado recorrer en el diseño de aleaciones para el procesamiento SSM se basa en modificar y mejorar aleaciones ya existentes utilizadas para la forja sin modificar su buena combinación de propiedades

mecánicas. Los esfuerzos en esta dirección se han enfocado en los sistemas Al–Mg–Si con concentración creciente en silicio y magnesio, y adiciones mínimas de otros elementos de aleación. Se pudo observar que estas aleaciones tenían suficiente thixoconformabilidad y muy buenas propiedades mecánicas [Fan, 2002].

Para facilitar el procesamiento SSM, se han añadido a las aleaciones, elementos en minúsculas cantidades. Por ejemplo, se ha descubierto que en la aleación AA6082, adiciones mínimas de hierro y cromo pueden disminuir la velocidad de engrosamiento de grano. Mientras que mínimas adiciones de elementos surfactantes, como por ejemplo el bario, pueden reducir la tensión interfacial sólido-liquido obteniendo como resultado una dramática reducción en la tendencia a la aglomeración de las partículas, y por lo tanto, mejorando las características reológicas del procesamiento SSM [Fan, 2002].

A diferencia del incipiente conocimiento en el campo de aleaciones de aluminio para su aplicación en procesos en estado semisólido, el uso de aleaciones de magnesio es relativamente desconocido. A la actualidad, no ha habido intentos serios de desarrollo de aleaciones de magnesio enfocadas al procesamiento SSM.

Sin embargo, debido al rápido crecimiento de la industria del magnesio en los últimos años, y la alta demanda en la industria automotriz de componentes de este material, el procesamiento en estado semisólido de aleaciones de magnesio y el consecuente diseño de dichas aleaciones, podrá ser un área de gran atractivo para investigaciones y desarrollos futuros [Fan, 2002].

8.2.2 Consideraciones básicas para el desarrollo de aleaciones

Para alcanzar los objetivos anteriormente mencionados concernientes al desarrollo de aleaciones enfocadas al procesamiento SSM, ciertos factores científicos y tecnológicos deben ser considerados:

Rango de solidificación

El rango de solidificación se define como el rango de temperatura entre la temperatura de liquidus y la de solidus. Principalmente esta determinado por la composición de la aleación y afectado por las condiciones del proceso, como puede ser la tasa de enfriamiento (cooling rate) [Fan, 2002].

El rango de solidificación es un factor importante y necesita ser optimizado durante el desarrollo de la aleación para el procesamiento en estado semisólido, con el fin de que este sea un proceso industrialmente robusto.

Por un lado, los metales puros y las aleaciones eutécticas tienen malas características de conformación para el proceso de SSM debido a la falta de rango de solidificación. Por otro lado, un amplio rango de solidificación podría desencadenar en una pobre resistencia al desgarro en caliente y poca fluidez de la aleación líquida [Fan, 2002].

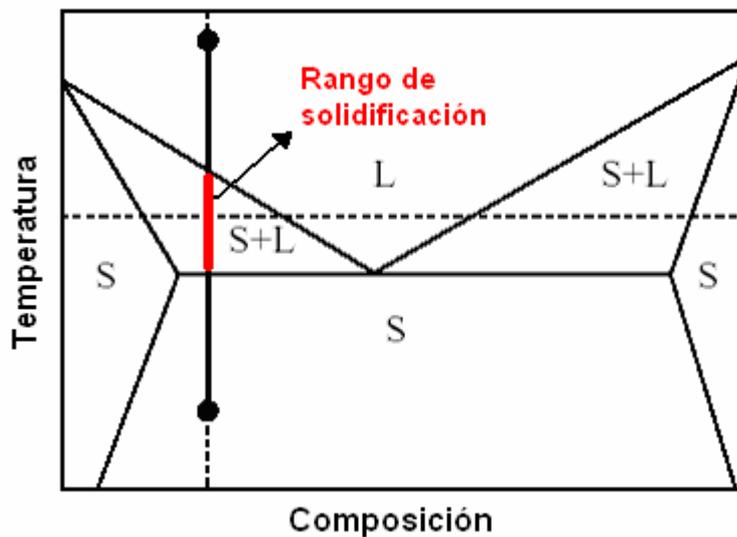


Figura 8.1. Rango de solidificación.

Sensibilidad térmica de la fracción sólida

Para una dada composición de una aleación, la fracción volumétrica de sólido en una pasta de SSM es determinada principalmente por la temperatura de procesamiento. La sensibilidad térmica puede ser definida como la pendiente de la curva f_s-T (df_s/dT). Siendo f_s la fracción volumétrica de sólido en una pasta de SSM y T la temperatura [Fan, 2002]. Dado que df_s/dT es generalmente negativa, para simplificar, el valor absoluto de df_s/dT representa sensibilidad térmica de la fracción sólida. Las aleaciones diseñadas para el procesamiento en estado semisólido deben tener una sensibilidad térmica de la fracción sólida pequeña.

Potencial envejecimiento

Para aprovechar en forma completa la ventaja que poseen las aleaciones conformadas por SSM de ser tratadas térmicamente, las aleaciones diseñadas para este proceso, necesitan tener un gran DC, que se define como la diferencia de solubilidad del sólido entre la temperatura de SSM y la temperatura del tratamiento térmico. La ventaja de estas aleaciones es la posibilidad de utilizar el tratamiento térmico T5, tratamiento térmico menos costoso que el ampliamente utilizado T6. Este factor se puede lograr con una minuciosa selección de la composición de la aleación [Fan, 2002].

Colabilidad

En SSM, el proceso de conformación se produce en estado semisólido. La pasta semisólida es inyectada en la cavidad del dado, para la posterior solidificación de la fase líquida en el dado. Por lo tanto, la porción líquida de la aleación se encuentra gobernada por las leyes de la fundición convencional. Esto lleva a que la colabilidad de la aleación juega un rol fundamental en el proceso de SSM. La composición de la fase líquida en la pasta SSM puede ser muy diferente a la de la aleación real. Por lo tanto, una buena fluidez de la fase líquida se debe asegurar en la selección de la composición durante el diseño de la aleación [Fan, 2002].

Morfología de la fase sólida

Una pasta ideal para el procesamiento en estado semisólido posee una fracción de volumen controlada de finas y esféricas partículas sólidas distribuidas uniformemente en una matriz líquida con buena fluidez. Tal pasta SSM puede asegurar un llenado suave del molde y una microestructura solidificada fina y uniforme. La facilidad de conformación de partículas finas y esferoidales depende de la composición de la aleación. Por lo tanto, la selección de la composición durante el diseño de la aleación será determinante para lograr acercarse a la pasta ideal mencionada [Fan, 2002].

Propiedades reológicas en el estado semisólido

Son las propiedades reológicas características de la pasta de SSM lo que hace a este proceso único y ventajoso comparado con otras técnicas de fundición. Las condiciones de procesamiento, la morfología, tamaño, y distribución de la

fase sólida en la matriz líquida son factores que tienen gran influencia en la viscosidad de la pasta SSM. Por otro lado, la variación de la viscosidad influiría en la factibilidad de conformación de la fundición. Una reducción en la aglomeración de las partículas facilitaría la conformación vía SSM y la manera de lograr esto es a través de la adición de elementos aleantes [Fan, 2002].

8.2.3 Direcciones para el desarrollo de nuevas aleaciones

El desarrollo convencional de aleaciones se ha basado principalmente en acercamientos experimentales y el método es generalmente la prueba y error. Sin embargo, el desarrollo de aleaciones para el conformado en estado semisólido no necesita empezar de cero, sino que puede ser utilizada la vasta información obtenida en el desarrollo de aleaciones de fundición y forja [Fan, 2002].

Los conocimientos termodinámicos correctos, pueden ser una herramienta muy poderosa que sirva como guía para el desarrollo de nuevas aleaciones. Generalmente los cálculos termodinámicos pueden ser utilizados para seleccionar los elementos base de la aleación como también para definir un rango de composiciones [Fan, 2002]. Estudios experimentales se han realizado para seleccionar los constituyentes secundarios y para determinar la composición final.

Basándose en lo anteriormente explicado, tres direcciones se pueden recorrer en el desarrollo de aleaciones para el procesamiento en estado semisólido [Fan, 2002; Basner, 2000]:

- Modificación de aleaciones existentes para aleaciones de fundición con mejora en ductilidad y dureza, manteniendo la factibilidad de conformación.
- Modificación de aleaciones de forja existentes, para mejorar la procesabilidad, como mejorar la fluidez y la sensibilidad térmica de la fracción sólida
- Aleaciones enfocadas en aplicaciones específicas. Esto puede ser de especial utilidad para componentes de la industria autopartista

8.3 Estudio de aleación 7075 para su utilización en el proceso de Thixoforming

El uso comercial del proceso de thixoforming es en la actualidad acotado solo a las aleaciones A356 y A357. Estas aleaciones ofrecen una resistencia de 220 a 260 MPa con una elongación de 8 a 13%. Por lo tanto, uno de los mayores desafíos es lograr aplicar thixoforming a las aleaciones de alta performance utilizadas en los procesos de forja, como pueden ser las series 2000, 6000 y 7000. Las dificultades en la conformación de estas aleaciones vía thixoforming, se enfocan en el amplio intervalo en el que estas aleaciones solidifican. Dicho amplio intervalo trae como consecuencia desgarro en caliente. Por otro lado, la empinada pendiente del gráfico fracción líquida en función de la temperatura (figura 8.2) [Atkinson et al, 2005] en la región de la pasta de composición de 40% líquido, hacen que la ventana del proceso se muy acotada, convirtiendo la conformación vía thixoforming en un proceso industrialmente poco robusto [Atkinson et al, 2005].

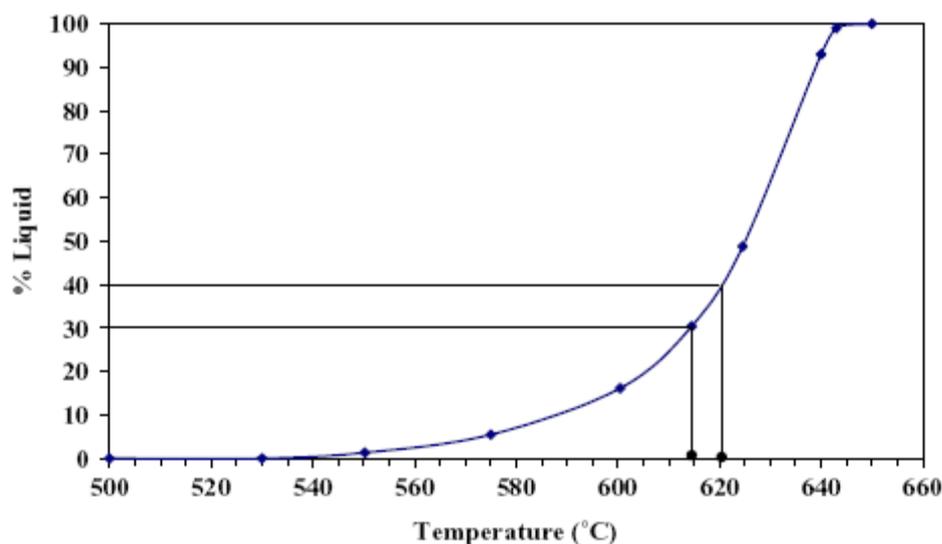


Figura 8.2. Porcentaje líquido en función de la temperatura para una aleación 7075

El presente ejemplo se enfoca en la aleación de alta resistencia 7075 utilizada fundamentalmente en el proceso de forja. Esta aleación encuentra su aplicación en la industria aeroespacial y puede ser tratada térmicamente para obtener una tensión de fluencia de 505MPa y una elongación de 11% [Atkinson et al, 2005].

Resultados obtenidos

La temperatura de thixoforming para una aleación 7075, no debe ser mayor a 620°C para prevenir la segregación de la fase líquida. Adicionalmente, para mantener la estabilidad del lingote, el rango de temperatura debe estar entre 615° y 618° C. Por otro lado, la velocidad de inyección óptima es de 750 mm/s.

En la tabla 8.2 se presentan las propiedades mecánicas obtenidas [Atkinson et al, 2005].

Tabla 8.2

Condiciones del experimento	tensión de fluencia promedio (MPa)	Elongación promedio (%)
Thixocasting en dado de grafito	225,3 ± 2,7	2,0 ± 1,4
Thixocasting en dado de acero calentado	235 ± 1,8	2,7 ± 0,6
Thixocasting en dado de grafito +T6	477,6 ± 4,7	3,0 ± 0,5
Thixocasting en dado de acero calentado +T6	467,0 ± 5,7	3,2 ± 0,8

Se puede observar que en las condiciones del experimento 3 (resaltado en la tabla 8.2) se obtienen las mejores propiedades.

Es evidente que las resistencias logradas en procesos de forja, no son posibles de lograr por medio de thixoforming, ni siquiera luego de aplicar un tratamiento térmico. Esto se debe a la gran contribución de resistencia de la estructura dislocada en el proceso de forja [Atkinson et al, 2005].

Comparando los valores obtenidos por thixoforming (478MPa y 3,0%) con los obtenidos por forja (505MPa y 11%) se puede observar que todavía hay mucho por mejorar, principalmente en el diseño del dado con el fin de optimizar los defectos que llevan a la deficiente elongación [Atkinson et al, 2005].

9. VARIABLES CRÍTICAS A CONTROLAR EN PROCESOS SSM

Los métodos de procesamiento en estado semisólido son considerados procesos para aplicaciones “High Integrity, High Performance”. Por esta razón, se considera que la estabilidad de procesamiento y el control del mismo son elementos críticos para su implementación exitosa.

Esto significa que, en el caso de los procesos de thixoforming la materia prima, los parámetros de calentamiento de los lingotes SSM, los perfiles de inyección y los tratamientos térmicos deben ser prácticas fácilmente estables, repetibles y monitoreables. Por otro lado, para el caso de los procesos de rheocasting, los factores importantes son la temperatura de la pasta, y por ende la fracción sólida, el tamaño de grano y la fluidez [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

9.1 Inspección de material prima

Para una tecnología basada en el lingote SSM como material prima, un procedimiento de inspección de la materia prima entrante en base a especificaciones puede asegurar una performance consistente del material. Los parámetros de inspección generalmente incluyen:

Química

La química no solo afecta las propiedades mecánicas alcanzables por el componente final, sino que también el comportamiento del lingote al recalentamiento y la respuesta de la fracción sólida en función de la temperatura [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

Tamaño de grano

El tamaño y forma de grano impacta en el futuro flujo de la pasta [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

Calidad superficial

La calidad superficial no es solo importante para limitar el potencial de defectos que pueden tener los componentes finales, sino que también impacta en las

perdidas por radiación durante el recalentamiento causando diferenciales significativos en la fracción sólida en el proceso de conformación [Young et al, 2000].

Contenido de inclusiones

Las inclusiones afectan la integridad de la estructura del metal actuando en detrimento de las propiedades mecánicas finales del componente

Para los procesos de Rheocasting, solo la química y el contenido de inclusiones serán parámetros relevantes para la inspección de materia prima, ya que el tamaño de grano es generado en éstas tecnologías [Winterbottom, 2000].

9.2 Sistemas de recalentamiento

El recalentamiento de los lingotes SSM dependerá del sistema empleado, pero en muchos casos incluyen frecuencia, corriente eléctrica y voltaje, combinados con tiempo de exposición para equipos de inducción; y temperaturas por zona y tiempo de transferencia para hornos de convección.

El monitoreo “In-process” para el recalentamiento de los lingotes SSM, pueden incluir mediciones parciales de temperatura en ciertas etapas del ciclo de recalentamiento (típicamente en la transición de sólido a inicio de pasta), como también temperatura final o fracción de sólido, obteniendo esta última información con sensores inductivos [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

9.3 Perfiles de inyección

Ambas ramas del procesamiento en SSM (thixoforming y rheocasting) requieren un perfil de inyección estable y repetible.

Mientras que a través de los años, se han desarrollado diferentes técnicas de control en tiempo real (real-time control), investigaciones recientes sugieren que muchos componentes de alta calidad pueden ser, de hecho, producidos utilizando un control de inyección en tres fases. Sin embargo, para la conformación de componentes con geometrías complejas, es necesario controles con retroalimentación [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

Tal vez, el factor más importante sea la necesidad de una gran fuerza de inyección y una repetibilidad de la misma para asegurar una performance consistente y las características deseadas de flujo de llenado de molde. Típicamente se utiliza una velocidad rápida de acercamiento del pistón para mover el lingote recalentado de la posición de carga a la entrada de la cavidad del dado. Una vez en la entrada, se aplica una velocidad mucho menos rápida de inyección (en el rango de 250 mm/seg a 500 mm/seg) para introducir el material en la cavidad del dado sin inducir turbulencia. Para cavidades simples, la inyección se produce a velocidad constante, utilizando maquinaria convencional. En cambio, para la conformación de componentes con geometrías más complejas, desaceleraciones y aceleraciones pueden ser necesarias con el fin de llenar correctamente la cavidad del dado. En este caso un control en tiempo real es necesario. Cabe destacar que tal vez el 50% o más de las aplicaciones actuales pueden ser producidas utilizando perfiles de velocidad de inyección simple.

Dada la baja viscosidad de la pasta obtenida por los métodos de rheocasting, comparada con los métodos de thixoforming, la velocidad de inyección debe ser menor, pero no tan significativamente menor como para impactar en los tiempos de ciclo de producción. Sin embargo, el uso de rheocasting conlleva una mayor probabilidad de utilización efectiva de un perfil de inyección en tres fases convencional, reduciendo los costos significativamente [Young et al, 2000; Winterbottom, 2000].

10. PROPIEDADES MECANICAS

En el presente capítulo se estudian las diferentes propiedades mecánicas obtenidas tanto por los procesos de conformación convencionales como por los procesos de conformación en estado semisólido.

10.1 Propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio

10.1.1 Elongación y Resistencia a la tracción

10.1.1.1 Aleaciones de fundición

En la tabla 10.1 se pueden observar las propiedades mecánicas obtenidas de procesos de fundición convencionales y de squeeze casting, conformados a partir de distintas aleaciones y con la aplicación de distintos tratamientos térmicos [Young et al, 2000; Basner, 2000; Bayle Puig, 2005; Winterbottom, 2000].

Tabla 10.1

Proceso	Aleación	Tratamiento térmico	Tensión de fluencia (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	Elongación (%)	Dureza (HB)
Molde Permanente	A356	T6	205	280	10	90
	A357	-----	103	193	6	-----
		T5	145	200	5	-----
		T6	296	359	5	100
SQC	A356	T5	186	262	5	-----
		T6	225	300	12	90
	A357	T6	250	330	8	-----
Molde de Arena	A357	-----	90	172	5	-----
	A357	T5	117	179	3	-----
	A357	T6	296	345	2	-----

Por otro lado, en la tabla 10.2 se muestran las distintas propiedades mecánicas de los distintos procesos de conformación en estado semisólido, conformados a partir de distintas aleaciones y con la aplicación de distintos tratamientos térmicos [Young et al, 2000; Basner, 2000; Bayle Puig, 2005; Winterbottom, 2000].

Tabla 10.2

Proceso	Aleación	Tratamiento térmico	Tensión de fluencia (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	Elongación (%)	Dureza (HB)	
NRC	A356	T6	300	294	12	----	
	A357	-----	114	245	16	----	
		T5	220	285	8	----	
		T6	310	360	7	----	
SSR	A356	T5	170	260	14	----	
		T6	231	297	14	----	
SLC	A356	T6	260	340	12	----	
		-----	120	235	12	----	
Thixocasting	A356	-----	110	220	14	----	
		T5	170	260	15	89	
		T6	240	320	12	105	
			T7	260	310	9	100
	A357	-----	121	254	15	----	
		T5	210	290	10	90	
		T6	300	335	7	110	
T7		290	330	7	110		

En la tabla 10.3 se observan las mejores combinaciones en cuanto a uso de aleaciones y aplicación de tratamientos térmicos para cada uno de los procesos presentes en las tablas 10.1 y 10.2.

Tabla 10.3

Proceso	Aleación	Tratamiento térmico	Tensión de fluencia (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	Elongación (%)	Dureza (HB)
Molde Permanente	A357	T6	296	359	5	100
SQC	A357	T6	250	330	8	-----
Molde de Arena	A357	T6	296	345	2	-----
NRC	A357	T6	310	360	7	-----
SSR	A356	T6	231	297	14	-----
SLC	A356	T6	260	340	12	-----
Thixocasting	A357	T6	300	335	7	110

Observando la tabla 10.3 se puede concluir que, a pesar de que entre procesos las propiedades no difieren significativamente, la técnica que ofrece las mejores propiedades mecánicas es el proceso NRC (New Rheocasting) en las siguientes condiciones:

- Aleación: A357(AISi₇Mg_{0.6})
- Tratamiento térmico: T6

Es notable la superioridad obtenida en la ductilidad de las muestras de los procesos SSM, tanto de thixocasting como de rheocasting.

Por último, cabe destacar que las propiedades mecánicas obtenidas por los distintos procesos de Rheocasting son similares. Esto quiere decir que la elección del NRC por encima de otros procesos de Rheocasting como es el caso del método SSR, no es determinante.

10.1.1.2 Aleaciones de forja

En la tabla 10.4 se muestran las propiedades mecánicas de algunas aleaciones conformadas por forja y por thixoforging. En la tabla 10.5 se observan las mejores combinaciones en cuanto a uso de aleaciones y aplicación de tratamientos térmicos para cada uno de los procesos [Young et al, 2000; Basner, 2000; Bayle Puig, 2005; Winterbottom, 2000].

Tabla 10.4

Proceso	Aleación	Tratamiento térmico	Tensión de fluencia (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	Elongación (%)	Dureza (HB)
Forja	2014	T6	410	480	13	----
	2017	T4	275	427	5,3	105
	2024	T4	324	769	19	120
	----	T6	393	476	10	----
	2219	T6	260	400	8	----
	6061	T6	275	310	12	95
	6082	T6	280	320	7	----
	A2024	T6	393	476	10	----
	A7075	T6	505	570	11	150
Thixoforging	206	T7	317	386	6	103
	356	T5	172	234	11	89
	----	T6	193	296	12	90
	357	T5	207	296	11	90
	2017	T4	276	386	8,8	89
	2024	T6	277	366	9,2	----
	2219	T8	310	352	5	89
	6061	T6	290	330	8,2	104
	6262	T6	330	365	10	82
	A2024	T6	277	366	9	----
	A356	T6	220-270	280-320	8-13%	----
	A357	T6	260-300	300-350	8-13%	----
	A6061	T6	290	330	8	----
	A7075	T6	421	496	7	135

Tabla 10.5

Proceso	Aleación	Tratamiento térmico	Tensión de fluencia (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	Elongación (%)	Dureza (HB)
Forja	A7075	T6	505	570	11	150
Thixoforging	A7075	T6	421	496	7	135

De las tablas anteriores se puede concluir que el proceso de thixoforging no está tan desarrollado como los procesos de inyección en estado semisólido (thixocasting) o los procesos de Rheocasting. La presencia de porosidad, óxido atrapado etc. provoca que las propiedades mecánicas aún no alcancen los valores óptimos que se le prevén [Bayle Puig, 2005]. O sea, a pesar de alcanzar excelentes propiedades mecánicas, son inferiores a las obtenidas por forja convencional.

Esta es una de las razones principales que impulsan el desarrollo de aleaciones especialmente diseñadas para el procesamiento en estado

semisólido, con el fin de aprovechar de manera completa sus características únicas.

10.1.2 Análisis de tensiones y elongaciones para aleaciones de aluminio en función del perfil de inyección

La figura 10.1 [Basner, 2000] muestra la tensión de rotura, la tensión de fluencia, y la elongación como función del perfil de inyección, sin la aplicación de ningún tratamiento térmico (condición as-cast).

La tensión de rotura aparenta ser independiente del perfil de inyección. La tensión de fluencia y la elongación posiblemente presenten algún tipo de sensibilidad al porcentaje de sólido, con la tensión de fluencia aumentando y la elongación disminuyendo a medida que el porcentaje de sólido aumenta. Sin embargo, esta tendencia no es lo suficientemente fuerte como para ser considerada.

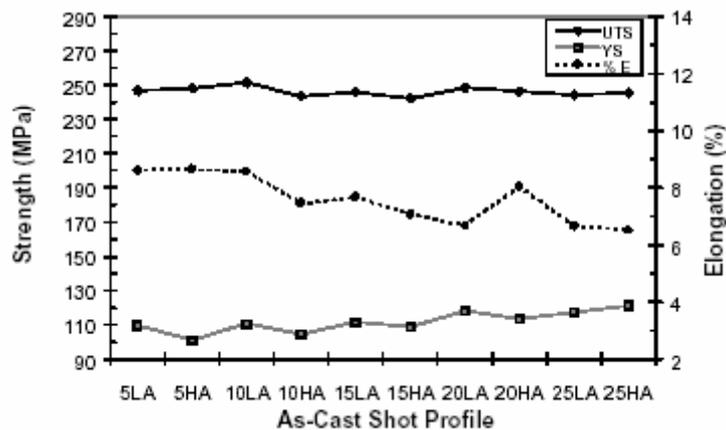


Figura 10.1. Tensión de rotura (UTS), tensión de fluencia, (YS) y elongación (% E) como función del perfil de inyección para una condición as-cast

Por otro lado, en la figura 10.2 [Basner, 2000] se puede observar que la tensión de rotura, la tensión de fluencia y la elongación aparentan ser independientes del perfil de inyección cuando es sometido al tratamiento térmico T5

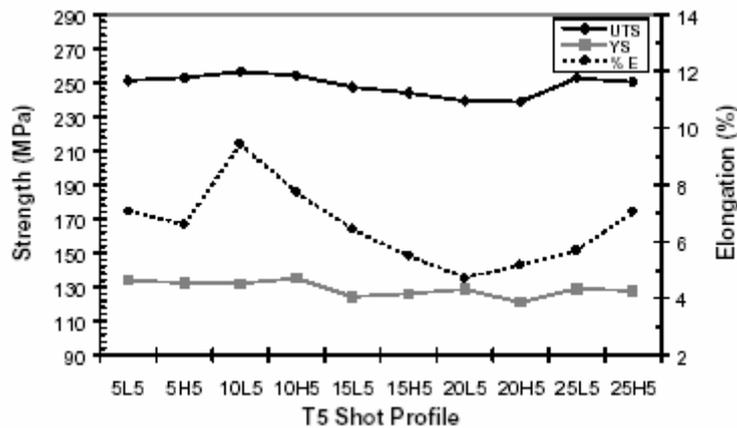


Figure 10.2. Tensión de rotura (UTS), tensión de fluencia, (YS) y elongación (% E) como función del perfil de inyección para una condición T5.

En la figura 10.3 [Basner, 2000] se puede observar que la tensión de rotura y la tensión de fluencia son independientes del perfil de inyección. Sin embargo la elongación decrece significativamente para un contenido sólido igual o mayor a 15%. Esta disminución esta relacionada con la densidad de las muestras en la condición T6.

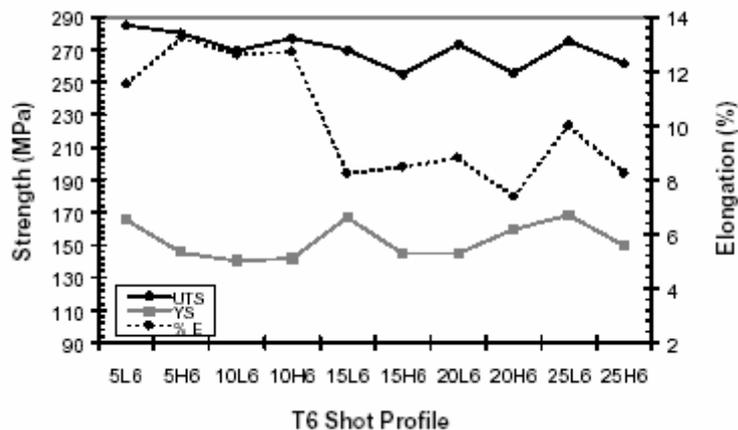


Figure 10.3. Tensión de rotura (UTS), tensión de fluencia, (YS) y elongación (% E) como función del perfil de inyección para una condición T6

Por todo lo observado en los gráficos 10.1, 10.2 y 10.3, se podría decir que la consistencia de las propiedades mecánicas a través de todas las muestras modificando las condiciones del perfil de inyección y los tratamientos térmicos, definen al SSM como un proceso robusto de manufactura [Basner, 2000].

En las figuras 10.4 y 10.5 [Fan, 2002] se puede observar la relación de la elongación con la tensión de fluencia para una aleación A356 y A357 respectivamente, conformada por los procesos de thixoforming, squeeze casting (SQC), fundición con molde permanente (PMC) y molde de arena.

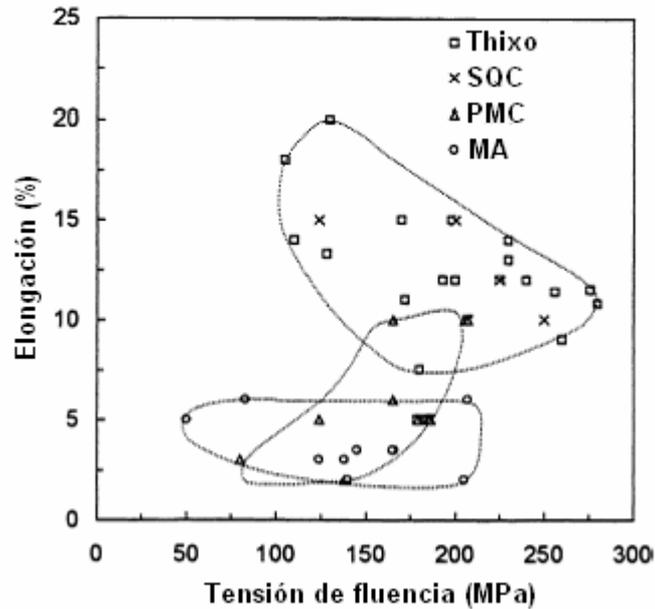


Figura 10.4. Relación entre la elongación y la tensión de fluencia para una aleación A356

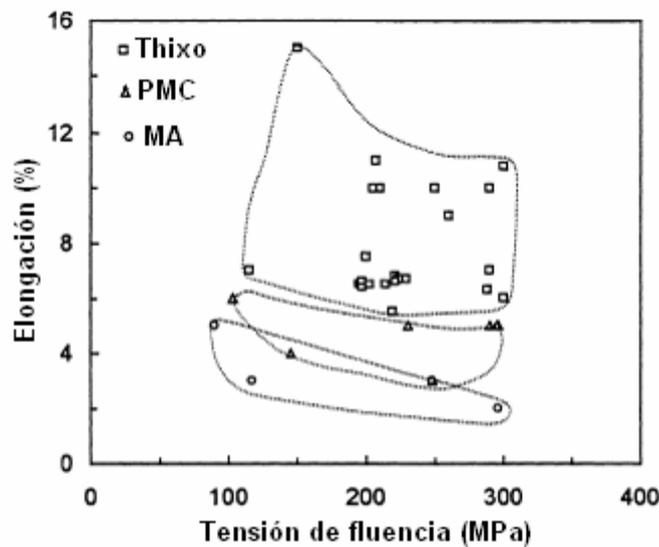


Figura 10.5. Relación entre la elongación y la tensión de fluencia para una aleación A357

De las figuras 10.4 y 10.5 se desprende que las propiedades mecánicas de la aleación conformada por thixoforming, son comparables a las de SQC, pero superiores al resto de los métodos. Cabe destacar la notable superioridad en la ductilidad de las muestras de thixoforming, Dichas mejoras pueden atribuirse principalmente a dos factores [Fan, 2002]:

- La reducción y, en algunos casos, eliminación de la porosidad

- La microestructura refinada complementada con la homogeneidad química

10.1.3 Índice de calidad

Se ha definido un índice de calidad que permite interpretar mejor la relación de parámetros tales como la composición, la microestructura o el proceso de fundición, con las propiedades mecánicas. Así, el índice de calidad (Q) para la aleación A357 (AlSi7Mg) se define como [Bayle Puig, 2005]:

$$Q = R_m + 150 \log (\% A)$$

Donde R_m es la tensión de fluencia (MPa) y %A es el alargamiento en porcentaje.

Se ha utilizado el índice de calidad para evaluar las propiedades de la aleación A357 conformada por Thixocasting y tratada con T6 [Bayle Puig, 2005]:

Una muestra en estas condiciones para dicha aleación posee la siguiente tensión de fluencia y la siguiente elongación:

- Tensión de fluencia: 300 Mpa
- Elongación: 7%

Por lo tanto su índice de calidad es:

$$Q = 300 + 150 \text{ Log } 7$$

$Q = 454,4$

10.1.4 Fatiga

En la figura 10.6 [Bayle Puig, 2005] se puede observar una medida de la resistencia a la fatiga de una aleación A356 sometida a un tratamiento térmico T6. Se observa una notable superioridad en la resistencia a la fatiga de los componentes conformados por la vía semisólida frente a otras técnicas convencionales, lo cual se atribuye a su microestructura fina y uniforme. El proceso de inyección muestra los valores más medios de resistencia a la fatiga, mientras que el moldeo en arena, con una microestructura más grosera, da los valores más bajos.

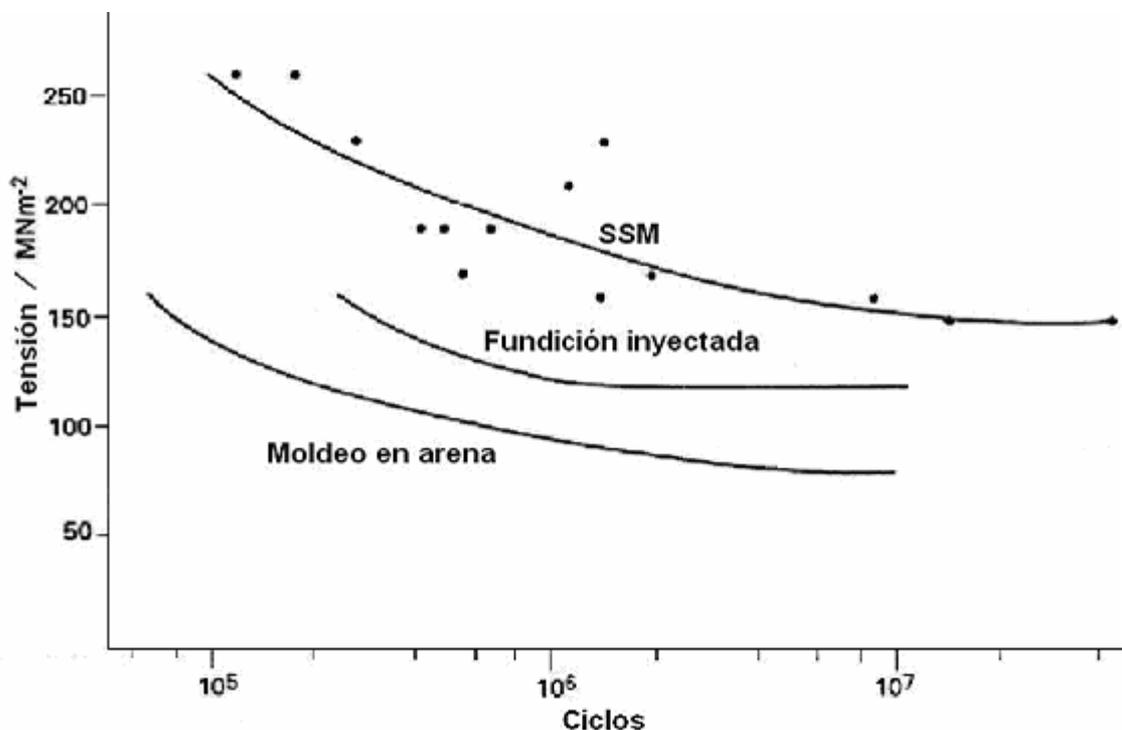


Figura 10.6. Comportamiento a fatiga de la aleación A356 conformada por Thixocasting, comparada con otros procesos.

Se ha estudiado la resistencia a la fatiga de muestras de las aleaciones A356, A357 y A319 modificada, conformadas por SSM. Los resultados indican que a altos ciclos ($N > 10^6$), la resistencia a la fatiga obtenida en las muestras conformadas por este proceso es significativamente superior a la obtenida de muestras de procesos como fundición inyectada y fundición con molde de arena [Basner, 2000].

10.2 Propiedades mecánicas en aleaciones de magnesio

Comparado con las aleaciones de aluminio, la información concerniente a las propiedades mecánicas de las aleaciones de magnesio, son escasas.

La información disponible sobre dichas propiedades muestra que la resistencia de las aleaciones de magnesio procesadas vía SSM es ligeramente superior a las de los procesos de inyección convencional, pero los valores de ductilidad son superiores por un mayor margen. En la figura 10.7 [Basner, 2000] se presentan valores de tensión de rotura en función de la fracción sólida, y en la figura 10.8 [Basner, 2000] se presentan valores de elongación en función de la fracción sólida. Ambos grafico son para una aleación AZ91D conformada por thixomoulding

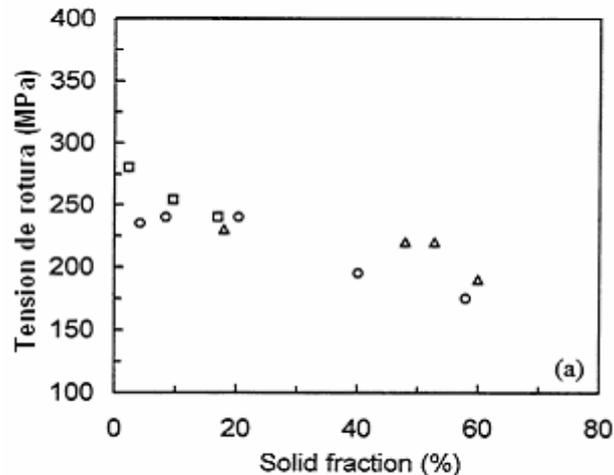


Figura 10.7. Tensión de rotura en función de la fracción sólida para una aleación AZ91D

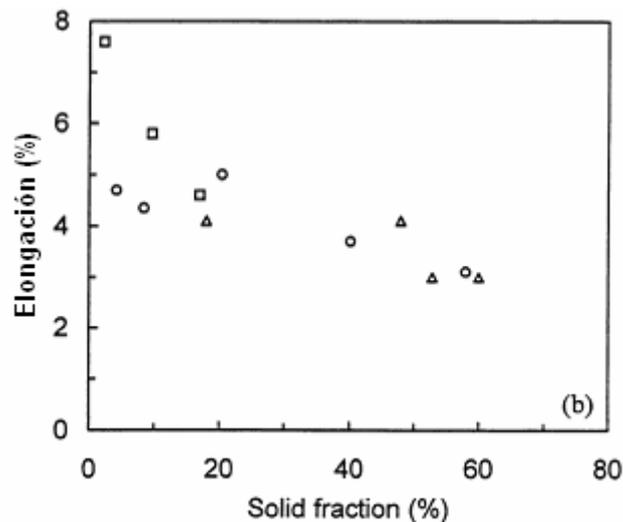


Figura 10.8. Elongación en función de la fracción sólida para una aleación AZ91D

Es interesante observar que tanto la tensión de rotura como la elongación de la muestra decrecen con el aumento de la fracción sólida, teniendo la elongación una dependencia de la fracción sólida mucho más fuerte.

Según los estándares ASTM para la aleación AZ19D las propiedades mecánicas son:

- Tensión de rotura ≈ 230 Mpa
- Elongación = 3%

La ductilidad mejorada de las muestras procesadas vía SSM en comparación con las muestras producidas por fundición a inyección, se atribuye a la menor cantidad de aire atrapado durante el llenado del dado, y a la disminución de la porosidad producida por la contracción en la solidificación, debido a menores temperaturas de conformación [Fan, 2002].

10.3 Evaluación de las propiedades mecánicas

Cabe destacar que las propiedades mecánicas ofrecidas por los componentes conformados por la vía semisólida son, por lo general, superiores.

En el caso de las aleaciones de aluminio utilizadas para procesos de fundición, se puede observar una ligera superioridad de las tensiones de fluencia y rotura en las muestras obtenidas de los procesos SSM. En cuanto a la ductilidad, es notable la superioridad por este método.

En el caso de las aleaciones de aluminio utilizadas para procesos de forja, a pesar de alcanzar excelentes propiedades mecánicas utilizando tecnologías SSM, son inferiores a las obtenidas por forja convencional. Esta razón hace importante el desarrollo de aleaciones especialmente diseñadas para el procesamiento en estado semisólido con el fin de aprovechar de manera completa sus características únicas.

Por otro lado, los resultados de ensayos a la fatiga indican que a altos ciclos ($N > 10^6$), la resistencia a la fatiga obtenida en las muestras conformadas por este proceso es significativamente superior a la obtenida de muestras de procesos como fundición inyectada y fundición con molde de arena.

Por último, en el análisis de las propiedades mecánicas obtenidas en aleaciones de magnesio se pudo observar una mejora importante en la ductilidad de las muestras procesadas vía SSM en comparación con las muestras producidas por fundición a inyección.

11. EVALUACION DE VENTAJAS Y DESVENTAJAS DE LOS PROCESOS SSM

Luego de realizar un estudio comparativo de las características de los distintos procesos convencionales de conformación de componentes y los procesos SSM, se puede resaltar las siguientes ventajas y desventajas.

11.1 Ventajas

11.1.1 Flujo laminar

Las aleaciones en estado líquido cuando son inyectados al dado, se caracterizan por tener flujo turbulento, acarreado como consecuencia porosidades en la estructura del componente final debido al aire atrapado en este flujo [Czerwinski, 2006]. En contraste, las aleaciones cuando son conformadas en estado semisólido (debido a su alta y controlable viscosidad) el llenado del dado se produce con flujo laminar, disminuyendo críticamente y hasta eliminando la porosidad. De esta manera se logran productos con gran integridad estructural [Atkinson, 2005; Fuganti & Cupito, 2000; Flemings, 2000].

11.1.2 Capacidad de realización tratamientos térmico

En los componentes conformados por fundición convencional, al poseer porosidades, la aplicación de tratamientos térmicos producirá el fenómeno de blistering o empollado explicado anteriormente. Debido a la propiedad de no porosidad inherente de los componentes conformados en estado semisólido, la posibilidad de ser tratados térmicamente sin tensiones residuales ni pérdida de ductilidad, es una importante ventaja [Jorstad et al, 2003; Bayle Puig, 2005]. Los tratamiento posibles son desde el T0 al T7 [Govender & Ivanchev, 2004], siendo los T5, T6 y T7 los mas comúnmente aplicados [Jorstad et al, 2003]. Las propiedades mecánicas alcanzadas luego de la aplicación de tratamientos térmicos son significativamente superiores a las conseguidas por componentes que no han sido sometidos a este tipo de tratamientos [Jorstad et al, 2003].

11.1.3 Larga vida útil del dado

Debido a que el procesamiento en estado semisólido utiliza una temperatura de llenado del dado significativamente menor comparado con otros procesos de

fundición y forja (hasta 100°C menos), se reduce críticamente el shock térmico y la fatiga, incrementando la vida útil de la herramienta en un alto porcentaje (hasta un 25% mas de vida útil), con el consecuente ahorro en costos de producción [Buynacek & Winterbottom, 2000; Flemings, 2000; Yurko et al, 2003; Fuganti & Cupito, 2000]. Adicionalmente, permite tanto confeccionar el dado utilizando materiales no tradicionales, como también admite el procesamiento de aleaciones con alto punto de fusión y dificultosas de procesar por otros medios, como pueden ser los aceros para herramientas y las aleaciones de cobalto (Co-Cr-W-C) tipo stellites. [Atkinson, 2005; Atkinson & Ward, 2006]

11.1.4 Excelente Control dimensional y Near net shape

Una de las principales ventajas de utilizar el proceso de conformación en estado semisólido, en lugar de una fundición o forja tradicional, son las mejoradas capacidades de control dimensional [Buynacek & Winterbottom, 2000; Fredriksson & Akerlind, 2006].

El procesamiento en estado semisólido es realizado con un porcentaje de fracción de sólido mucho mayor a los procesos donde se involucra la aleación fundida (el SSM implica una fracción de sólido de entre 50% y 80%, mientras que la fracción de sólido en el resto de los procesos no supera el 35%). Debido a esto, el porcentaje de la pasta a solidificar es mucho menor logrando menores tiempos de conformación y menores contracciones por solidificación. [Buynacek & Winterbottom, 2000; Jorstad et al, 2003]. Las consecuencias de lo anteriormente explicado se pueden ver en la tabla 10.1 [Fuganti & Cupito, 2000; Atkinson, 2005; Jorstad et al, 2003; Fan, 2002; Atkinson & Ward, 2006].

Tabla 10.1

Consecuencias del excelente Control dimensional
Capacidad de lograr productos con geometrías complejas debido al estrecho control dimensional
Capacidad de lograr productos con tolerancias dimensionales muy ajustadas
Capacidad de lograr productos “cercanos a la forma neta” (near net shape) lo que conduce a la disminución y hasta la eliminación de posterior mecanizado y pérdida de material. La consecuencia de esto, es un importante ahorro en el ciclo productivo total
Capacidad de lograr productos con secciones delgadas dificultosas de lograr por otros medios
Productos finales con excelente acabado superficial
Debido a las excelentes propiedades mecánicas combinadas con la capacidad de obtener productos con secciones delgadas, importantes ahorros de material pueden ser logrados mediante la optimización del diseño del componente

11.1.5 Eficiencia energética

La conformación en estado semisólido, es un proceso de alta eficiencia energética ya la aleación no es mantenida en el estado líquido por grandes periodos de tiempo [Atkinson, 2005]. Los costos energéticos pueden llegar a representar un 70% de la energía consumida con fundición convencional [Fuganti & Cupito, 2000].

11.1.6 Tasas de producción mejoradas

Como se explico anteriormente, el procesamiento en estado semisólido es realizado a una temperatura mucho menor y con un porcentaje de fracción de sólido mucho mayor a los procesos donde se involucran la aleaciones fundidas en estado líquido. Por esto, el porcentaje de la pasta a solidificar es mucho menor logrando de esta manera menores tiempos de solidificación, con la consecuente mejora en los tiempos de producción [Bayle Puig, 2005; Flemings, 2000; Atkinson, 2005; Fan, 2002].

11.1.7 Propiedades mecánicas únicas

Las piezas obtenidas por procesamiento en estado semisólido poseen excelentes propiedades mecánicas, mejores que las de cualquier otro proceso de fundición [Jorstad et al, 2003]. Dichas propiedades son independientes del

grosor de la sección de la pieza [Bayle Puig, 2005]. Mediante este proceso se obtienen microestructuras no dendríticas finas y uniformes otorgándole a los componentes propiedades mecánicas únicas [Atkinson & Ward, 2006; Atkinson, 2005]. Los componentes obtenidos por este proceso contienen menos del 0,1% de porosidad [Jorstad et al, 2003].

11.1.8 Posibilidad de utilización de maquinaria ya instalada

Ciertas técnicas de procesamiento SSM, tales como el SSR entre otros, comparten similitudes con los procesos de fundición convencional. Por lo tanto, para lograr la transición de tecnologías, no son necesarias grandes modificaciones ni inversiones. El material de los dados es otro factor común de ambos procesos [Rice & Mendez, 2001].

11.1.9 Otras ventajas

A su vez, el procesamiento en estado semisólido presenta también las ventajas mencionadas en la tabla 10.2 [Govender & Ivanchev, 2004; Fredriksson & Akerlind, 2006; Atkinson & Ward, 2006; Bayle Puig, 2005].

Tabla 10.2

Otras ventajas
El proceso SSM ofrece la posibilidad de unión por soldadura por láser, MIG o WIG
Se puede lograr disminuir la corrosión mediante la utilización de un atmósfera de Argón
Es un proceso poco contaminante, "Environment friendly", comparado con los procesos de fundición convencional.
El proceso puede ser fácilmente automatizado
El proceso otorga condiciones laborales más seguras ya que disminuye notablemente el contacto con aleaciones fundidas. Adicionalmente, la mayor automatización del proceso, hace que el operario tenga poco contacto directo con el material semisólido.
SSM ofrece excelente repetibilidad de procesamiento.

11.2 Desventajas

11.2.1 Procesos de thixoforming

11.2.1.1 Alto costo de lingote SSM

La gran desventaja de los procesos SSM basados en el recalentamiento de lingotes con estructura globular (procesos de thixoforming), es el alto costo de dichos lingotes y la poca cantidad de proveedores de los mismos [Jorstad, 2003; Atkinson, 2005; Govender & Ivanchev, 2004].

Esta ha sido la principal razón del lento crecimiento de esta tecnología y el desencadenante que hizo en los últimos años enfocar todos los esfuerzos en el desarrollo de procesos de rheocasting [Yurko et al, 2003].

11.2.1.2 Imposibilidad de reciclaje de scrap

De la misma manera que en la anterior punto, el reciclaje de scrap en procesos de Thixoforming es una gran limitación ya que los lingotes SSM se reciben en tamaños estandarizados, y el consecuente scrap no puede ser reprocesado ya que la tecnología para reprocesar dichos lingotes con la estructura particular, es de propiedad de los proveedores [Govender & Ivanchev, 2004; Yurko et al, 2003] Esta es otra razón para considerar la superioridad del proceso de rheocasting en comparación con el de thixoforming.

11.2.1.3 Múltiples estaciones de recalentamiento inductivo

En los procesos de thixoforming, con el fin de alcanzar las tasas de producción deseadas, es necesario la instalación de múltiples estaciones de recalentamiento inductivo. Esto acarrea la necesidad de una importante inversión [Govender & Ivanchev, 2004].

11.2.1.4 Oxidación

En los procesos de thixoforming, durante el recalentamiento del lingote, hay probabilidad de formación de óxido superficial, por lo que es necesario que el diseño del dado involucre la remoción del óxido en el proceso de conformación [Govender & Ivanchev, 2004; Fredriksson & Akerlind, 2006].

11.2.1.5 Pérdida de metal líquido

De la misma manera que en las limitaciones anteriores, la pérdida de metal líquido esta asociada a los procesos de thixoforming. Durante el recalentamiento del lingote SSM pueden ocurrir pérdidas de metal líquido debido a calentamiento no uniforme, resultando en composiciones no uniforme del componente en detrimento de sus propiedades mecánicas [Govender & Ivanchev, 2004; Atkinson, 2005].

11.2.2 Procesos de thixoforming y Rheocasting

11.2.2.1 Entrenamiento de personal y alto costo de maquinarias

El proceso de conformación en estado semisólido, al ser una tecnología altamente innovativa, requiere de conocimientos y habilidades especiales. Por esta razón, los operarios deben poseer un nivel de entrenamiento superior en comparación a los procesos de fundición convencional [Atkinson, 2005].

Por otro lado, las maquinarias necesarias para el desarrollo de estos procesos requieren, por lo general, un alto valor de inversión inicial [Atkinson & Ward, 2006].

11.2.2.2 Control de la temperatura

En el estado semisólido la fracción de sólido, y por ende la viscosidad, se encuentra altamente relacionada con la temperatura. Por lo que en el caso de las aleaciones que posean en el estado semisólido un rango de temperaturas estrecho, deberán ser cuidadosamente controladas en orden de lograr las características microestructurales deseadas [Atkinson, 2005].

11.3 Evaluación de los distintos procesos de conformación

A continuación se presenta la tabla 11.3 en donde se evalúan las distintas alternativas tecnológicas para el conformado de componentes mediante procesos de inyección. La sumatoria obtenida es la suma de los valores obtenidos en factores considerados importantes para la performance del componente [Govender & Ivanchev, 2004].

Tabla 11.3

Propiedades	RC	TC	SQC	HPDC	LPDC
Porosidad por contracción	3	3	2	1	2
Segregación	2	2	1	2	2
Propiedades mecánicas	3	3	2	0	1
Aplicación de aleaciones de forja	3	2	1	0	2
Desgarro en caliente	3	3	1	0	2
Fluidez del metal	2	2	3	3	2
Tiempo de ciclo de producción	2	2	1	3	2
Vida útil del dado	3	3	1	2	0
Costo de materia prima	2	0	1	3	3
Total	23	20	13	14	16

Referencias:

(3) Excelente	RC=Rheocasting
(2) Bueno	TC=Thixoforming
(1) Regular	SQC=Squeeze Casting
(0) Pobre	HPDC =High Pressure Die Casting
	LPDC= Low Pressure Die Casting

De la tabla 11.3 se desprende que para la conformación de componentes de seguridad crítica y componentes de relativamente alta sollicitación, el procesamiento en estado semisólido es la opción óptima.

Por ultimo, cabe destacar que todas las ventajas presentadas en los procesos SSM no solo agregan valor en cuanto a las capacidades técnicas de los componentes a conformar, sino que también impactan directamente en los costos de procesamiento como se estudia en el capítulo 15.

12. IMPORTANCIA DE TECNOLOGIAS SSM EN EL MERCADO AUTOPARTISTA

El consumo de las fuentes de energía no renovables, como el petróleo; y la contaminación ambiental, son problemáticas no menores en el mundo actual.

En un automóvil, el consumo de combustible y las emisiones contaminantes dependen directamente del peso del mismo y de la eficiencia del motor. Los motores ya han alcanzado una eficiencia notable, por lo que las posibilidades de mejora, en lo que a este tema concierne, se ven limitadas. Por esto, en la actualidad, con el fin de resolver esta problemática, se han enfocado todos los esfuerzos en la reducción del peso de los automóviles, en donde las posibilidades de mejora son aun bastante amplias.

Para lograr la reducción de peso, existen dos caminos:

- Optimización del diseño del componente utilizando el mismo material
- Reemplazo de materiales tradicionales por algunos materiales mas livianos

En relación al reemplazo de materiales, la industria automotriz, se encuentra en la búsqueda de tecnologías innovadoras que satisfagan las necesidades de disminuir el peso de los componentes pero igualando o mejorando las propiedades mecánicas de los materiales existentes y, no menos importante, a bajo costo [Fuganti & Cupito, 2000].

En la última década, el mercado de mayor aplicación y fuerza impulsora de nuevos desarrollos y avances tecnológicos concernientes al procesamiento en estado semisólido, fue el mercado autopartista.

La utilización de aluminio en dicho mercado, principalmente proveniente de procesos de inyección, se ha incrementado dramáticamente y con dicho incremento, han crecido paralelamente las necesidades de partes más livianas con mayores resistencias y mayor confiabilidad. Aquí es donde el procesamiento en estado semisólido se convierte en una alternativa tecnológica más que interesante [Flemings, 2000].

13. HISTORIA COMERCIAL DEL PROCESAMIENTO EN ESTADO SEMISOLIDO

En el presente capítulo se describe la historia y evolución comercial de los procesos de conformación en estado semisólido.

Una vez descubierto el proceso de conformación de la microestructura típica de los lingotes SSM, el MIT se aseguró de resguardar dicho descubrimiento con una serie de patentes.

La primer empresa con fines de lucro en utilizar esta tecnología fue formada en el año 1975 por el mismo MIT bajo el nombre de “Rheocast Corp.”, contando con el capital inversor de empresas como Sun Oil, NIBCO, Fall River Foundry y Dow Chemicals [Kapranos, 2003].

Paralelamente, a fines del mismo año, la empresa ITT obtuvo la licencia de Rheocast Corp. iniciando sus actividades con un proceso SSM de forja vertical, adquiriendo en el año 1981 todos los derechos del proceso SSM. De esta manera Rhocast Corp, cedió todos los derechos de dicha patente, redireccionando sus actividades a la fundición por inyección de cobre. Por otro lado, el profesor Fleming continuaba sus estudios en el MIT, intentando construir las bases científicas de esta tecnología [Kapranos, 2003].

Aparentemente, la empresa ITT fracasa en sus actividades debido a que realizó sus inversiones sin una visión clara del mercado meta, considerando la adquisición de esta tecnología como una ventaja competitiva en sus productos, pero careciendo de una estrategia clara de aplicación de esta innovativa tecnología [Kapranos, 2003].

En el año 1984, el manager técnico de ITT deja la empresa para sumarse a Alumax Inc., una empresa con una larga trayectoria en la producción de aluminio. En su nuevo trabajo, logra adquirir en el mismo año la licencia para utilizar el proceso de thixoforming, y luego, en el año 1985, Alumax expande sus inversiones en el proceso adquiriendo los activos de ITT [Kapranos, 2003].

A diferencia de ITT, Alumax, que era una empresa productora de aluminio, le otorga a sus inversiones un enfoque totalmente distinto al empleado por ITT. Su estrategia era la siguiente: “Adquirimos esta tecnología prometedora que,

en caso de tener éxito, promoverá el uso de aluminio en distintas industrias y mercados que, a fin de cuentas, es lo que vendemos”.

En el año 1990, se realiza en Sophia-Antipolis, Francia, la primer conferencia internacional de esta tecnología (the 1st International Conference on ‘Semi Solid Processing of Alloys and Composites’). Esta cita atrajo alrededor de 100 empresas, además de académicos e investigadores de alrededor del mundo. Además de compartir información, la conferencia sirvió para saber quién, cómo, donde y qué se estaba haciendo alrededor de esta tecnología [Kapranos, 2003].

Un gran numero de empresas Europeas, principalmente automotrices, se interesaron en obtener la licencia, en ese momento propiedad de Alumax. Pero gran parte de los intentos se vieron frustrados debido a que dicha licencia era no solo restrictiva, sino también costosa. Por otro lado, Alumax necesitaba recuperar la importante inversión que había realizado en el proceso, por lo que requería que los potenciales clientes acepten la compra el “paquete” completo o nada. Esta situación desencadeno en la creación de un gran numero de unidades de investigación y desarrollo, tanto industriales como académicas, diseminadas en todo el mundo para encontrar nuevas maneras de obtener la microestructura no dendrítica con el fin de evitar lograr un proceso industrial robusto que permita la comercialización en masa de componentes evitando dicha patente [Kapranos, 2003].

La agitación pasiva, Osprey process, Deformation routes (SIMA & RAP), Near Liquidus Casting, Grain refining, Ultrasonic stirring, etc., fueron algunas de las técnicas que se desarrollaron. Cabe destacar que la técnica de SIMA ha sido patentada en el año 1991 por la universidad de Sheffield en Europa, Estados Unidos y Japón. Este hecho hizo que dicha universidad se convierta en un actor importante en el mercado del procesamiento SSM. En el mismo año la empresa Buhler (empresa productora de maquinas para la fundición por inyección), obtiene una licencia de la patente de la universidad de Sheffield [Kapranos, 2003].

Por otro lado, entre el año 1991 y 1992, la empresa italiana Magneti - Marelli adapta el procesamiento en estado semisólido a sus necesidades para la producción de conductos comunes de inyección (fuel rails) [Kapranos, 2003].

Las patentes estadounidenses clave expiraban en los años 1991/1992, por lo que dos empresas europeas productoras de aluminio, Pechiney y Alusuisse, ingresaran al mercado en el año 1992 [Kapranos, 2003].

El primer cliente estadounidense de la empresa Buhler fue, en el año 1994, la empresa autopartista Hot Metal Moulding Inc. (HMM). En reacción a esto, Alumax intentando defender sus intereses, demanda en el año 1996 a HMM [Kapranos, 2003].

En el año 1999 Alumax se fusiona con la empresa Alcoa, continuando sus actividades hasta el año 2001, donde por problemas financieros la empresa pasa a manos de los empleados creándose AEMP [Kapranos, 2003].

En el año 2000, el MIT desarrolla y patenta el proceso conocido como Semi-Solid Rheocasting (SSR). Dicho proceso es discutido en el congreso del NADCA del año 2001, y luego la empresa italiana Idra Casting Machines adquiere la licencia exclusiva en el año 2002.

Paralelamente en el año 2001, la empresa THT Presses desarrolló y patentó en los Estados Unidos la técnica del Sub Liquidus Casting (SLC-THT).

Por otro lado, en Europa, a través de los años noventa el procesamiento en estado semisólido siguió creciendo principalmente por el interés del mercado automotriz. Sin embargo, el mercado autopartista es un mercado ampliamente conocido por sus bajos márgenes de rentabilidad, por lo que las partes conformadas por la vía semisólida debían competir a un muy bajo costo, apoyándose en sus propiedades mecánicas y calidad del producto final [Kapranos, 2003].

En el año 2001, la empresa italiana Stampal, proveedora de autopartes de Fiat entre otras, invirtió fuertemente en máquinas horizontales de thixoforming producidas por Buhler. De esta manera, Fiat, se convirtió en un importante consumidor del proceso desarrollando componentes innovativos para su Fiat Punto, Panda y demás modelos de Alfa Romeo [Kapranos, 2003].

Cabe destacar que además de alto costo del lingote SSM, existe la imposibilidad de reciclar el scrap, teniendo que enviarlo al proveedor de los lingotes (que en ese momento el único productor de gran escala en toda Europa era Pechiney, utilizando el método MHD). Esto, junto al hecho de que el

mercado era “rehén” de la producción monopólica de lingotes por parte de Pechiney, marcó una gran desventaja que acoto el crecimiento de esta tecnología [Kapranos, 2003].

La situación mejora cuando en el año 2002 la empresa austriaca SAG (Saltzburger Aluminium Geshellshaft), se convierte en el segundo productor de lingotes SSM con la misma calidad de Pechiney, pero a un costo inferior. También, en el mismo año en los Estados Unidos, la empresa Buhler crea Formcast Inc. resucitando el mercado norteamericano [Kapranos, 2003].

Paralelamente a estos acontecimientos, la empresa suiza Alusuisse, se mantiene activa en el proceso de thixoforming, pero a una escala menor.

En Japón, la empresa de capitales privados y públicos, Rheotec Ltd. realiza desde mediados de la década del ochenta hasta mediados de la década del noventa, investigaciones y desarrollos en el área del procesamiento en estado semisólido. Para el año 2000, la empresa japonesa UBE, hasta ese momento dedicada a la fabricación de maquinarias para la industria de la fundición, desarrolla y patenta el proceso de New Rheocasting (NRC). Aquí aparece, como se explica en apartados anteriores, la gran ventaja de no tener que comprar el lingote SSM, sino que ofrece la posibilidad conformar la pieza a partir de una aleación fundida convencional, generando en la misma maquina la microestructura deseada y luego inyectándola en el molde obteniendo así el producto final. También ofrece la posibilidad de reciclar el scrap [Kapranos, 2003].

En la figura 13.1 se puede observar una línea de tiempo con los hitos comercialmente históricos de la tecnología SSM.

En la tabla 13.1 se presentan las patentes importantes vigentes a la fecha [Govender & Ivanchev, 2004].

Tabla 13.1

Proceso	Propietario de la patente
Semi-Solid Rheocasting (SSR)	MIT
Slurry on Demand (SoD)	AEMP
Sub-Liquidus Casting (SLC-THT)	THT Presses
New Rheocasting (NRC)	UBE

A continuación se resumen los desarrollos más recientes [Kapranos, 2003]:

- Un gran número de empresas estadounidenses que utilizaban la tecnología de Squeeze casting, mutan al proceso NRC patentado por la japonesa UBE. Entre estas empresas se encuentran SPX Contech, Intermet, Citation y Hot Metal Moulding.
- La empresa italiana Stampal adquiere el sistema NRC de UBE, que se suma a los procesos de thixocasting, provenientes de la empresa Buhler, que ya tenía en funcionamiento
- La empresa Pechiney, el mayor productor europeo de lingotes SSM obtenidos por MHD, cesa sus actividades. De esta manera, Ormet Primary Aluminum Corporation continúa con esta tarea proveyendo al Mercado mundial de estos productos luego de adquirir la licencia de la empresa Pechiney.
- La empresa Formcast, Inc. discontinúa su producción, concentrándose en el negocio de consultaría, desarrollo de componentes y actividades de soporte técnico.
- La empresa Gibbs Die Casting produce con éxito desde el año 2000 conductos comunes de inyección o “fuel rails” para el motor Zetec utilizado en el Ford Focus.
- Ken Young, ex directivo de Formcast Inc., funda la compañía V-Forge, utilizando el proceso SSM para la producción de componentes no pertenecientes a la industria autopartista
- La empresa Hot Metal Moulding en el año 2001 instala una maquina adicional de thixoforming, y en el año 2002 instala dos celdas de producción NRC para la conformación de componentes para el mercado autopartista.
- En el año 2003, la Empresa Alcan, a través de la adquisición de Alusuisse, entra en la industria del procesamiento en estado semisólido, concentrando sus esfuerzos en la conformación de componentes para el mercado autopartista europeo.

Es notable, con solo observar la línea de tiempo de la figura 13.1, que la gran mayoría de los desarrollos son, en términos industriales, realmente muy recientes. De esta manera queda en evidencia que la tecnología SSM se posiciona como un proceso innovador de incipiente interés en la industria autopartista mundial y con un futuro prominente.

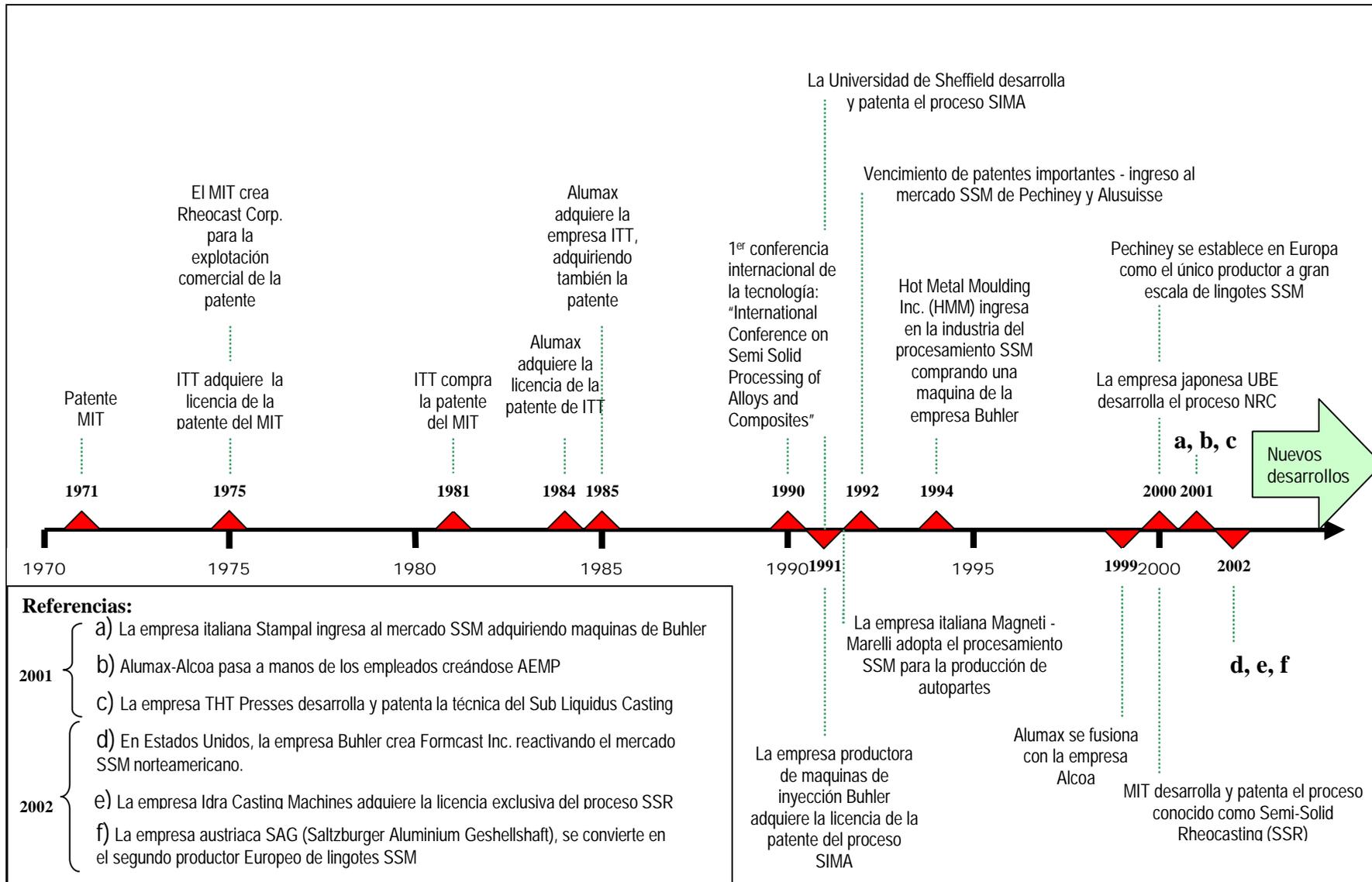


Figura 13.1. Línea de tiempo comercial de la tecnología SSM.

14. IMPLEMENTACIONES EXITOSAS DE PROCESOS SSM PARA LA PRODUCCION DE AUTOPARTES

Con el fin de demostrar tanto la factibilidad técnica, o sea la capacidad del proceso SSM de responder de manera exitosa y robusta en su producción a escala industrial, como la factibilidad económica y comercial, o sea la existencia de un mercado consumidor del producto emergente de estos procesos a un costo competitivo, es importante mostrar implementaciones exitosas de dicha tecnología.

A continuación se muestran ejemplos concretos de utilización de la tecnología para la conformación de componentes de la industria autopartista.

14.1 Componentes de potencial conformación por procesos SSM

A continuación se muestran algunos ejemplos de componentes de la industria automotriz conformados en aleaciones de aluminio por procesos de inferior performance al SSM, lo cual los hace potenciales productos a conformar por este último proceso.

En la figura 14.1, se puede observar un pilar B (B-Post) para un automóvil Mercedes-Benz es un ejemplo de un vacuum die casting realizado en aluminio pero originalmente concebido en acero. Sus dimensiones son: 1,2m de longitud, 2 a 3mm de sección. Sometido a un tratamiento térmico T6, alcanza una tensión de rotura de 250 MPa, una tensión de fluencia de 150 MPa y una elongación mayor al 15% [Foti, 2000].

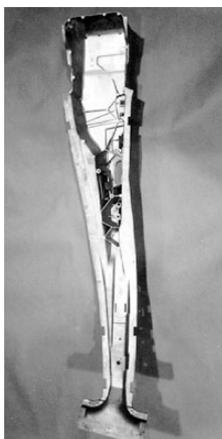


Figura 14.1 Pilar B (B-Post) para un automóvil Mercedes-Benz

El soporte múltiple de suspensión o “araña” (crossmember) de la figura 14.3 es un ejemplo de la utilización de un proceso de inyección a baja presión, originalmente realizado en acero. El material es una aleación de aluminio F356 que no requiere de tratamiento térmico alcanzando una tensión de rotura de 180 MPa, una tensión de fluencia de 95 MPa y una elongación de 16% [Foti, 2000].

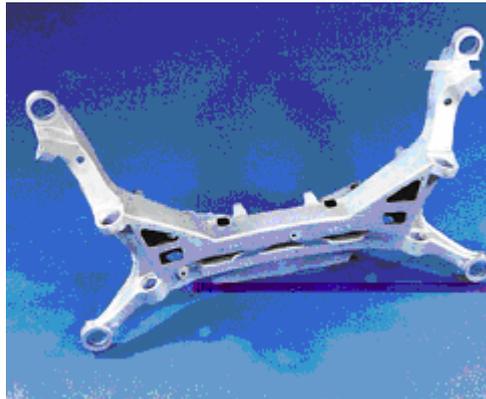


Figura 14.2 Múltiple de suspensión o “araña” conformado por inyección a baja presión

14.2 Modelo para el proceso de diseño de nuevas piezas

Es importante destacar que en el proceso de diseño u optimización de componentes para la industria automotriz, la elección tanto del proceso, como del material del componente a conformar no son azarosas. Existen múltiples variables que son tomadas en consideración, y la correcta interrelación entre ellas, desencadenara en la elección del material y el proceso de conformación óptimos para el componente deseado.

En la actualidad, el competitivo mercado automotriz se encuentra permanentemente en la búsqueda de alternativas que agreguen valor a sus productos a costos competitivos, por lo que la metodología que se describe a continuación, es de amplia utilización para la búsqueda de la combinación óptima de procesos y materiales innovadores para la conformación de productos de mayor valor agregado.

En la figura 14.3 [Fuganti & Cupito, 2000] se puede observar un diagrama de flujo para el desarrollo/optimización de componentes.

Los principales pasos son [Fuganti & Cupito, 2000]:

- Verificación del diseño original
- elección del material y el proceso
- optimización del diseño
- Análisis experimental
- Análisis de costo

Los requerimientos de los componentes son evaluados en términos de costos y performance.

Las características geométricas y mecánicas que necesitan los componentes señalan los límites para la elección de los materiales y el rango de procesos. Utilizando una base de datos, y resultados de pruebas experimentales, el material correcto y su tratamiento térmico asociado son elegidos. Paralelamente, las capacidades y limitaciones de los proceso son evaluadas para la definición final del proceso óptimo [Fuganti & Cupito, 2000].

La geometría del componente es entonces optimizada basada en las propiedades mecánicas emergentes donde los parámetros del proceso son definidos con la ayuda de simulación numérica del proceso [Fuganti & Cupito, 2000].

El próximo paso es la manufactura del prototipo, tomando especial atención en los aspectos metalúrgicos para reducir los posibles defectos con el fin de simular las reales condiciones de producción. Finalmente se testea el componente bajo las condiciones de régimen de proceso [Fuganti & Cupito, 2000].

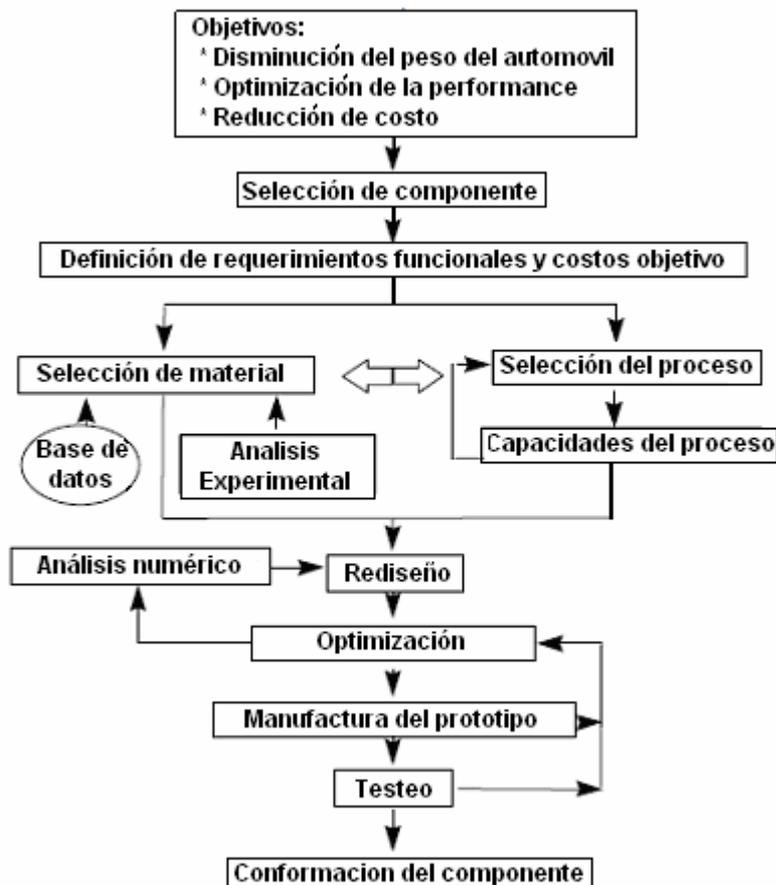


Figura 14.3. Diagrama de flujo de desarrollo de un componente

14.2.1 Ejemplo: desarrollo de una “masa” o steering knuckle de aleación de aluminio para suspensión delantera

En la figura 14.4 se puede ver el diagrama de flujo para el desarrollo del componente en cuestión. En este caso el objetivo era la reducción del peso asociado a un incremento de la performance a un costo sostenible.

Se puede observar en el diagrama, que el componente se encuentra solicitado a cargas de fatiga e impacto, por lo que es muy importante garantizar propiedades mecánicas mínimas con una alta confiabilidad.

En la figura 14.5 se puede observar una fotografía de un steering knuckle instalado pudiéndose observar de esta manera su función estructural en el sistema de suspensión del automóvil.

En base a las características geométricas, se definió el proceso de thixoforming como candidato para la conformación de dicha pieza, ya que por esta vía se

obtienen componentes de gran resistencia y dureza, como es solicitado por la aplicación. La aleación A357 complementada por el tratamiento térmico T5 fue escogida como el material óptimo debido a las propiedades térmicas ofrecidas.

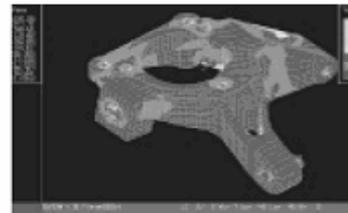
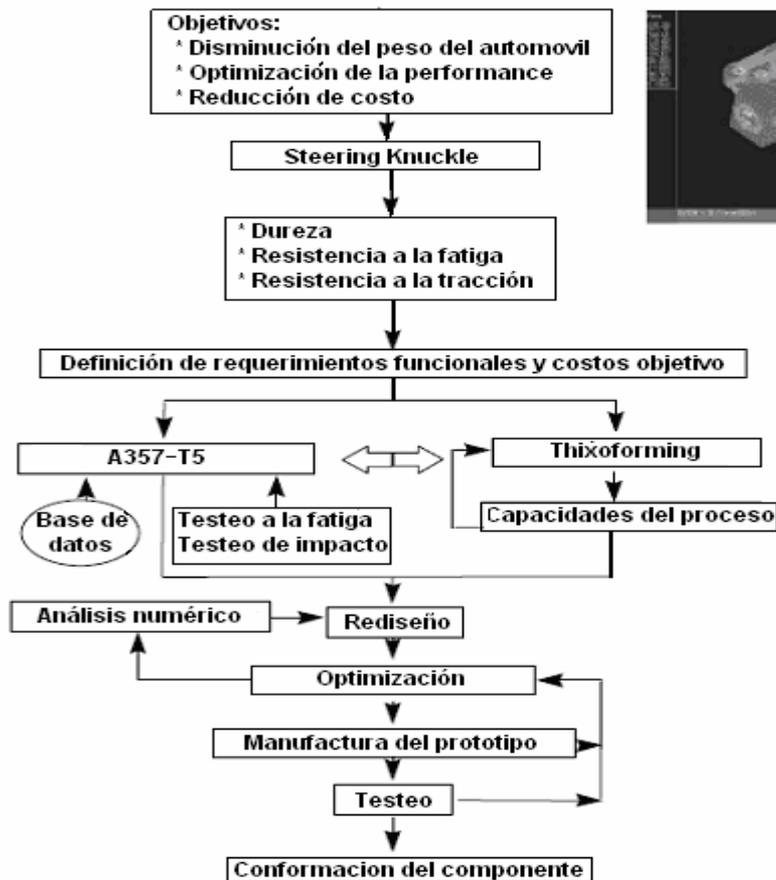


Figura 14.4. Diagrama de flujo de desarrollo de un steering knuckle

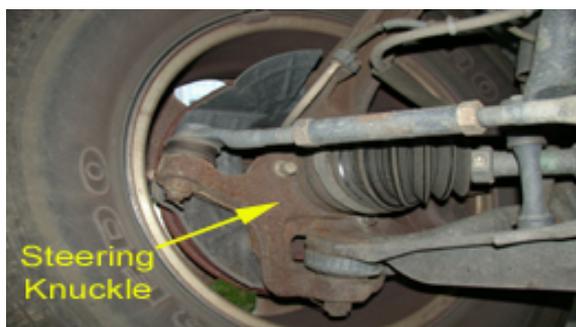


Figura 14.5. Steering Knuckle instalado en un automóvil

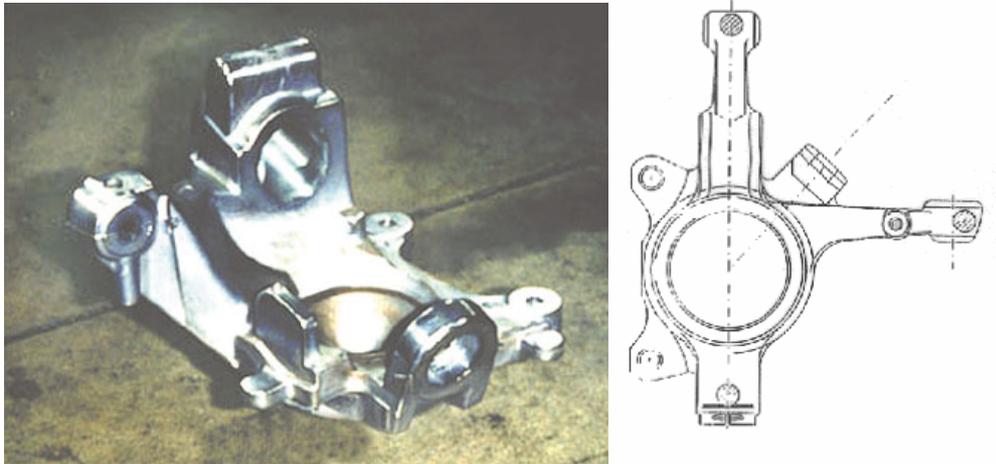


Figura 14.6. Esquema y foto de un steering knuckle

El rediseño y optimización del componente sugirió una modificación en la geometría con el fin de explotar sus capacidades en forma completa.

Por esta vía se logró un ahorro en peso del alrededor del 30% comparado con el steering knuckle de hierro fundido utilizado anteriormente [Fuganti & Cupito, 2000].

La capacidad de obtener piezas cercanas a la forma neta (near-net-shape) ofrecida por el proceso de SSM, y de esta manera en un solo paso obtener el producto final listo para el ensamblaje, significó un importante ahorro en costos, ya que fue eliminado el posterior maquinado de la pieza.

14.3 Ejemplo de componentes conformados en estado semisólido

La habilidad de procesar componentes cercanos a la forma neta (near-net-shape) reduce tanto los requerimientos en cuanto a peso, como el tiempo y hasta la necesidad de maquinado. Cuando la alta tasa de producción se agrega a estas otras ventajas, el proceso se convierte rentable para muchas aplicaciones [Kenney et al, 1998].

Las ventajas que proporcionan los procesos de SSM, les han permitido competir efectivamente con una amplia variedad de procesos convencionales en un número de diferentes aplicaciones. Además del ejemplo anteriormente presentado del steering knuckle, a continuación se explican una serie de aplicaciones de este proceso en la industria automotriz, aeroespacial e industrial

14.3.1 Terminal de eje trasero

En la figura 14.7 se puede observar un terminal de eje trasero (rear axle end) de Alfa Romeo, originalmente realizado de hierro de fundición dúctil, conformado por thixocasting en aleación de aluminio A357 con tratamiento térmico T6, logrando notables ahorros en peso sin comprometer las propiedades mecánicas [Foti, 2000].



Figura 14.7. Terminal de eje trasero (rear axle end) de Alfa Romeo

14.3.2 Cilindro maestro de freno

El presente es un ejemplo de la aplicación de un proceso de thixoforging para la conformación de un cilindro maestro de freno (master cylinder).

La tarea del cilindro maestro de freno es convertir la fuerza del pedal del freno en presión hidráulica para operar los frenos de las ruedas.

Un cilindro maestro de freno típicamente conformado por molde permanente se realiza a partir de una aleación de aluminio A356 con un tratamiento térmico T6 para alcanzar las propiedades mecánicas necesarias, y con la necesidad de maquinado del cuerpo del cilindro maestro de freno.

Con el proceso de thixoforging, el componente es conformado con una aleación de aluminio A357, alcanzando las propiedades mecánicas necesarias con un tratamiento térmico T5, y el maquinado posterior es críticamente disminuido debido al alto control dimensional inherente a este proceso.

AL disminuir el maquinado necesario se logra el consecuente ahorro en costos, ya que se eliminan pasos del proceso original y se disminuye tanto el tiempo de ciclo como el número de operarios [Winterbottom, 2000; Kenney et al,1998].

Una comparación del proceso convencional y el de thixoforging se puede observar en la tabla 14.1 [Kenney et al,1998].

Tabla 14.1

Proceso		Thixoforging	Molde permanente
Características	Aleación	357	356
	Peso luego de conformado (Kg)	0,45	0,76
	Pasos de maquinado	5	18
	Ancho mínimo de sección (mm)	3,2	6,3
	Peso luego de maquinado (Kg)	0,39	0,45
	Tasas de producción (piezas/hora)	150	24
	Tratamiento térmico	T5	T6
	Tensión de rotura (Mpa)	303	290
	Tensión de fluencia (Mpa)	228	214
	Elongación (%)	8	8



Figura 14.8 Cilindros maestros de freno conformados por thixoforging a partir de una aleación de aluminio A357.

La conformación de este componente por thixoforging arrojó las siguientes conclusiones [Buynacek & Winterbottom, 2000]:

- Mejora en la capacidad de control dimensional (near-net-shape), lo que conlleva a una reducción en masa y maquinado posterior, con el consecuente ahorro en costos.
- El flujo laminar con el que se llena el molde utilizando esta tecnología, resulta en piezas finales con porosidad virtualmente nula, lo que resulta en un producto final de mayor calidad y tratable térmicamente.
- Disminución de grosor de pared, con el consecuente ahorro en masa, sin perder propiedades mecánicas

14.3.3 Llantas de aluminio

En la figura 14.9 se pueden ver llantas de aluminio que han sido conformadas por molde permanente, squeeze casting, y mas recientemente, por thixoforging.

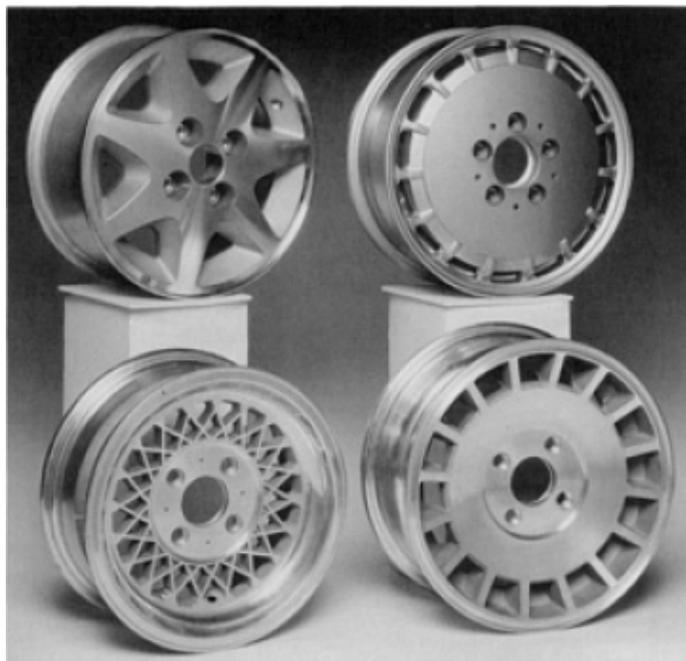


Figura 14.9. Llantas de aluminio A357 conformada por thixoforging

En la tabla 14.2 [Kenney et al, 1998] se puede observar una comparación de las características de las llantas obtenidas por los procesos de thixoforging y molde permanente.

Tabla 14.2

Proceso		Thixoforging	Molde permanente
Características	Aleación	357	356
	Peso luego de conformado (Kg)	7,5	11,1
	Peso luego de maquinado (Kg)	6,1	8,6
	Tasas de producción (piezas/hora)	90	12
	Tratamiento térmico	T5	T6
	Tensión de rotura (Mpa)	290	221
	Tensión de fluencia (Mpa)	214	152
	Elongación (%)	10	8

Adicionalmente a las ventajas económicas de la implementación del procesamiento en estado semisólido, se pueden nombrar las siguientes [Kenney et al, 1998]:

Componentes más livianos

La capacidad de conformar secciones más delgadas cercanas a la forma neta resulta en un producto hasta 30% más liviano comparado con otros métodos de conformado, como puede ser el molde permanente.

Calidad consistente

El proceso de thixoforging utiliza un lingote obtenido por MHD especialmente preparado, de alta calidad, con una estructura metalúrgica especialmente diseñada, control químico minucioso y variables consistentes de procesamiento. A su vez, la conformación se encuentra automatizada y controlada por computadoras, logrando un preciso control del calentamiento y de las variables de forja, haciendo de esta tecnología en conjunto, un proceso adaptable al control estadístico de procesos.

Estructura y propiedades

La llanta conformada en estado semisólido tiene una estructura globular de grano fino, en donde la temperatura es controlada para proveer excelentes condiciones de forja. Esto provee consistencia en las dimensiones del componente y en las propiedades metalúrgicas.

La forja en el estado semisólido evita que quede aire atrapado en el proceso de conformación, y la alta fracción de sólido junto con la alta presión aplicada, reduce la microporosidad debida a la contracción por solidificación. A diferencia de la forja convencional, las propiedades de la llanta son isotropitas reflejando la estructura no dendrítica.

Versatilidad de diseño

La capacidad de conformar secciones delgadas (desde $\frac{1}{4}$ a $\frac{1}{2}$ del grosor logrado por fundición convencional) permite no solo la reducción en peso, sino que también otorga al diseñador la posibilidad de lograr llantas con rayos más finos o mejor nivel de detalle. Adicionalmente, si la conformación en estado semisólido se la utiliza con muy alta presión, permite reflejar en la superficie del componente, la superficie del dado de una excelente precisión

14.3.4 Conectores eléctricos

Los conectores eléctricos (figura 14.10) [Kenney et al, 1998] utilizados en la industria militar o aeroespacial, son elementos con un muy alto nivel de stress en servicio. Como resultado de esto, estas partes deben someterse a extensos y severos testeos funcionales bajo diferentes condiciones ambientales. Los procedimientos de control de calidad de producción son idénticamente rigurosos para asegurar conformidad a especificaciones y performance bajo carga.

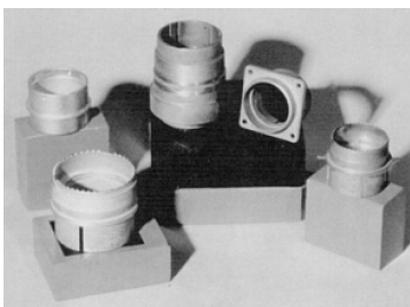


Figura 14.10. Conectores eléctricos de aleación de aluminio (SIMA 6262) producidos por thixoforging

En la actualidad, un gran porcentaje de estas partes son forjadas en el estado semisólido a partir de barras SIMA 6262, que son maquinadas luego de ser tratadas térmicamente (tratamiento térmico T6). Las características de estas partes conformadas por la vía de thixoforging se muestran en la tabla 14.3.

Tabla 14.3

Proceso		Thixoforging
Características	Aleación	SIMA 6262
	Peso del componente terminado (g)	23
	Tasas de producción (piezas/hora)	300
	Tratamiento térmico	T6
	Tensión de rotura (Mpa)	345
	Tensión de fluencia (Mpa)	276
	Elongación (%)	10

El ahorro en material sumado a la alta tasa de producción, hacen de la conformación en estado semisólido una opción rentable para la producción de estos componentes.

Luego de ser sometidos al tratamiento térmico T6 los componentes son mecanizados, anodinados y testeados por MIL-C-38999 alcanzando todos los criterios específicos de performance. Estos tests incluyen flexión, torsión, vibración, durabilidad, shock térmico e impacto [Kenney et al, 1998].

14.3.5 Cuerpos de válvulas

Las válvulas de uso industrial, aeroespacial y en la industria automotriz, son frecuentemente conformadas por maquinado de un perfil de aluminio extrudido. En la figura 14.11 se pueden observar las típicas válvulas producidas por esta vía.

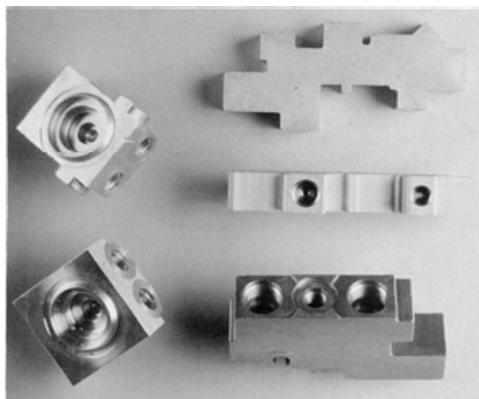


Figura 14.11. Cuerpos de válvulas de aluminio maquinados a partir de perfiles extrudados

La forja en estado semisólido es un proceso competitivo comparado con los procesos de conformación convencionales debido a que mediante esta vía se

requiere menos de la mitad del tiempo de maquinado que por la vía convencional, o sea maquinando el perfil extrudado. Esto acarrea el consecuente ahorro en tiempo de producción y, por ende, en costos [Kenney et al,1998].

14.3.6 Conducto común de inyección

Otro ejemplo de transición de una tecnología convencional (forja), a una de las variantes del procesamiento en estado semisólido, es el del conformado del conducto común de inyección o “fuel rail” mediante thixoforging (figura 14.12).



Figura 14.12. Conducto común de inyección.

En la figura 14.13 se puede observar un esquema explicativo del conducto común de inyección. Su función es principalmente alimentar los inyectores de combustible, por lo que esta sometido a presiones extremadamente altas y su correcto funcionamiento y precisión es altamente crítico

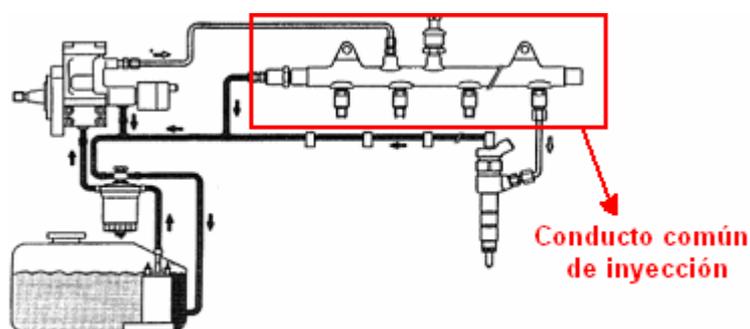


Figura 14.13. Esquema de funcionamiento del conducto común de inyección.

A través de la colaboración cliente/proveedor se logró el diseño de este proceso de conformación de fuel rails que recibió en el año 1997 el premio a la excelencia en calidad (Ford's Quality Excellence Award) que entrega Ford, y en el año 1998 el premio al diseño de fundición otorgado por la NADCA (NADCA's Die Casting Design Award).

Una comparación del proceso convencional y el de thixoforging se puede observar en la tabla 14.4 [Winterbottom, 2000].

Tabla 14.4

Proceso	Thixoforging	Forja convencional
Pasos de maquinado	26	82
Ancho mínimo de sección (mm)	3,8	5,1
Peso del componente terminado (Kg)	0,333	0,68

La conformación de este componente por thixoforging arrojó las siguientes conclusiones [Winterbottom, 2000]:

- Mejora en la capacidad de control dimensional (near-net-shape), lo que conlleva a una reducción en masa y maquinado posterior, con el consecuente ahorro en costos.
- El flujo laminar con el que se llena el molde utilizando esta tecnología, resulta en piezas finales con porosidad virtualmente nula, lo que resulta en un producto final de mayor calidad y tratable térmicamente.
- Disminución de grosor de pared, con el consecuente ahorro en masa, sin perder propiedades mecánicas

14.4 Ejemplos de producción a escala industrial

A continuación se describen implementaciones exitosas a escala comercial de componentes del mercado automotriz conformados por la vía semisólida.

14.4.1 Caso Hitachi Metals

La empresa Hitachi Metals en la actualidad desarrolla componentes de suspensión por la vía semisólida utilizando sistemas integrados de diseño (Integrated Design In System (IDIS™-S)). Empleando aleaciones de aluminio, por la vía semisólida se logran propiedades mecánicas similares y hasta superiores a los de forja convencional. En la figura 14.14 se puede observar brazos de suspensión conformados por la empresa vía SSM.



Figura 14.14. Brazos de suspensión conformados en aleaciones aluminio conformados mediante procesos SSM por la empresa Hitachi Metals.

14.4.2 Caso Gibbs Die Casting Corp.

Los procesos de conformación en estado semisólido han probado su alta eficacia en la formación de componentes de aluminio sometidos a altas solicitaciones mecánicas debido a su habilidad de proveer componentes cercanos a la forma neta (near-net-shape) con propiedades que exceden ampliamente a los conformados por otros procesos de fundición, forja o inyección [Rice & Mendez, 2001].

Sin embargo, en aplicaciones de gran volumen, como puede ser la industria autopartista, existe una presión constante hacia la reducción de costos. Los procesos de conformación en estado semisólido, involucran la utilización de lingotes recalentados, requiriendo distintas fases de procesamiento y equipamiento adicional no asociado generalmente a procesos de inyección o fundición convencional. Un proceso alternativo de procesamiento en estado semisólido en donde no son necesarios los lingotes SSM, sino que en el mismo lugar donde se produce la microestructura se conforma la pieza final, eliminara estos costos extra asociados al proceso [Rice & Mendez, 2001].

La solución de Gibbs

Gibbs Die Casting Corp., empresa líder en la producción de autopartes de aluminio inyectado, se encontraba en la búsqueda de un proceso que provea las ventajas de los componentes conformados en estado semisólido, pero a un costo reducido, cercano al de inyección convencional. Por otro lado, se consideraba necesaria la compatibilidad del proceso con el equipamiento de

inyección existente, con el fin de reducir la inversión al mínimo. Adicionalmente, debido a los altos volúmenes de producción presentes en la industria autopartista, el rendimiento del procesamiento era un factor vital, por lo que se fijó una tasa mínima de producción de 550 Kg/h [Rice & Mendez, 2001].

El proceso desarrollado en respuesta a estos requerimientos se puede separar en 3 fases:

1. Formación de la aleación en estado semisólido
2. Mantenimiento de la pasta SSM
3. Transporte de la pasta SSM a la máquina de inyección

Las operaciones de inyección típicamente poseen hornos para la fundición de los lingotes, para luego transportar la aleación fundida a hornos de mantenimiento y luego a la inyectora. La aleación puede llegar a estar a 650° C en los hornos de mantenimiento. La producción de 550Kg/h de pasta parcialmente solidificada es una cuestión de termodinámica. El metal fundido debe ser enfriado y agitado lo suficientemente rápido como para retirar el calor suficiente para alcanzar una temperatura cercana a los 600°C [Rice & Mendez, 2001].

Existen dos factores que poseen una importante influencia en el diseño del horno de producción de la pasta: La tasa requerida de remoción de calor, y la necesidad de mantener la pasta a una temperatura constante.

Basándose en la tasa de producción y en la diferencia de temperatura, se encontró que se necesitaba una extracción de calor de 20KW. Adicionalmente, se comprobó que con una adición promedio de 90kg de aluminio fundido cada 10 minutos la temperatura del baño no varía en más de $\pm 1^{\circ}\text{C}$. Cada uno de estos requerimientos llevó a la elección de un horno con un gran volumen y una gran área superficial. Un horno cilíndrico de 1 metro de diámetro y 1 metro de altura, conteniendo 900kg de pasta y removiendo 7KW/m² [Rice & Mendez, 2001].

La segunda fase del proceso es mantener la pasta en un estado isotérmico y homogéneo mientras espera para conformar la pieza final. Adicionalmente a los requerimientos térmicos para la creación de la pasta, es necesario proveer las fuerzas de agitación necesarias para la creación de la microestructura globular y prevenir la aglomeración de los sólidos. En el proceso descrito, donde el calor es removido a través de las paredes del horno, las aleaciones de aluminio formaran dendritas en la periferia de la pasta en contacto con las paredes del horno, que se expandirán, paralelamente con la solidificación, hacia el núcleo de la pasta. Si la pasta es mantenida a temperatura constante, el resultado será completamente segregado: una capa sólida de aluminio alrededor de un centro líquido. Sin embargo, el resultado deseado es una mezcla de partículas granulares finas en una matriz de líquido. Este resultado se puede lograr raspando las paredes del horno durante la solidificación, rompiendo las dendritas en formación e incorporándolas al núcleo de la pasta. Con suficiente acción de agitación, estas estructuras dendríticas son movidas a través de la fundición formando las estructuras globulares deseadas [Rice & Mendez, 2001].

Implementación Industrial

Este proceso ya se encuentra en producción en la empresa Gibbs Die Casting con éxito desde el año 2000. Actualmente se producen conductos comunes de inyección o “fuel rails” (figura 14.15) para el motor Zetec utilizado en el Ford Focus.

En la actualidad existen infinidad de componentes que han sido prototipados y se proyecta su producción en masa (figura 14.16).

Las características de dichas partes varían, utilizándose para componentes con paredes delgadas o gruesas, con altas o bajas sollicitaciones mecánicas, con cavidades simples o múltiples, etc.

El proceso implementado en Gibbs Die Casting ofrece grandes ventajas en comparación a procesos de fundición convencional, desde la mejora en las propiedades mecánicas de los componentes finales, hasta ahorros significativos en los costos de producción debido a menores temperaturas de producción, disminución y hasta eliminación de maquinado posterior, etc. [Rice & Mendez, 2001].



Figura 14.15. Conducto común de inyección producido por la empresa Gibbs Die Casting con éxito desde el año 2000.



Figura 14.16. Componentes prototipados por Gibbs Die Casting

14.4.3 Caso Stampal

La empresa italiana Stampal, ha implementado en el año 2001 el proceso New Rheocasting (NRC), patentado por UBE, para la producción de soportes de motor para el Fiat Punto en las variantes de motor de 8 y 16 válvulas. Estos soportes fueron diseñados para el procesamiento en estado semisólido inicialmente en la modalidad tecnológica de thixocasting. Pero luego de una comparación integral de estos dos procesos, thixocasting y NRC, se pudo observar que el NRC ofrecía una reducción en las pérdidas de material, mejores tiempos de ciclos productivos, posibilidad de reciclaje de scrap y hasta reducción del mismo [Govender & Ivanchev, 2004].

14.4.4 Caso CSIR

El centro sudafricano de investigación y desarrollo CSIR inicio una programa de investigación y desarrollo en tecnologías de conformado en estado semisólido en Sudáfrica. El objetivo del proyecto era introducir nuevas tecnologías en la industria de la fundición Sudafricana y paralelamente establecer los conocimientos necesarios para la implementación de esta tecnología en dicho país.

Una exhaustiva examinación de la industria de la fundición local arrojó que, en general, el equipamiento utilizado era obsoleto y la implementación de este novedoso proceso no iba a ser factible sin la necesidad de un gran capital inversor. De esta manera, el objetivo principal del proyecto de investigación se dirigió al desarrollo del proceso de rheocasting utilizando equipamiento acorde al nivel de inversiones de dicho mercado y lo suficientemente versátil como para aprovechar instalaciones ya existentes de fundición a inyección. El proyecto culminó en el desarrollo de una nueva patente del proceso de rheocasting y en la utilización de equipamiento con la capacidad de ser instalado en la mayoría de las fundiciones locales sin modificaciones significativas de las instalaciones existentes.

Un prototipo del equipo generador de la pasta SSM (figura 14.17) fue diseñado y ensamblado para ser probado en inyecciones de piezas de aluminio. El proceso de conformado de la pasta se basó en el principio de enfriamiento controlado con agitación. Todos los experimentos fueron realizados con una aleación de aluminio A356. Se produjeron lingotes desde 50mm hasta 90mm de diámetro con un peso máximo de 4,5Kg. Se logró una tasa de producción de 1 lingote por minuto. Esta tasa podría ser modificada de acuerdo a requerimientos del cliente alterando la configuración del sistema y los parámetros del proceso [Govender & Ivanchev, 2004].

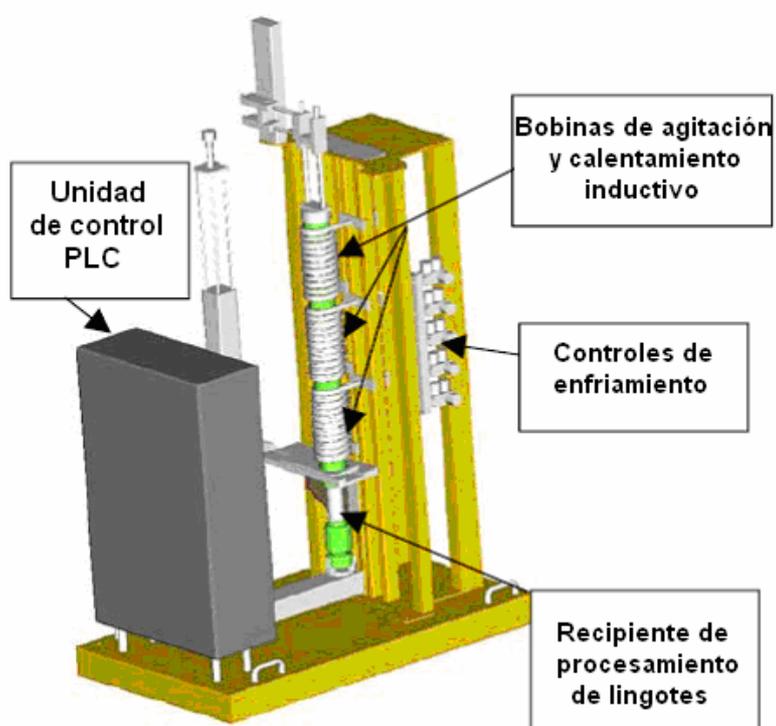


Figura 14.17. Ilustración esquemática del sistema de rheocasting CSIR

14.4.5 Caso Magneti - Marelli

A principio de los años 90, la empresa italiana Magneti - Marelli ha adaptado el procesamiento en estado semisólido a sus necesidades para la producción de conductos comunes de inyección (fuel rails). Dicho proceso se caracteriza por la utilización de hornos de convección para el calentamiento de los lingotes SSM hasta lograr una fracción de sólido relativamente baja para facilitar el llenado de dado y de esta manera conformar partes con geometrías complejas y secciones delgadas sin perder propiedades mecánicas [Young et al, 2000].

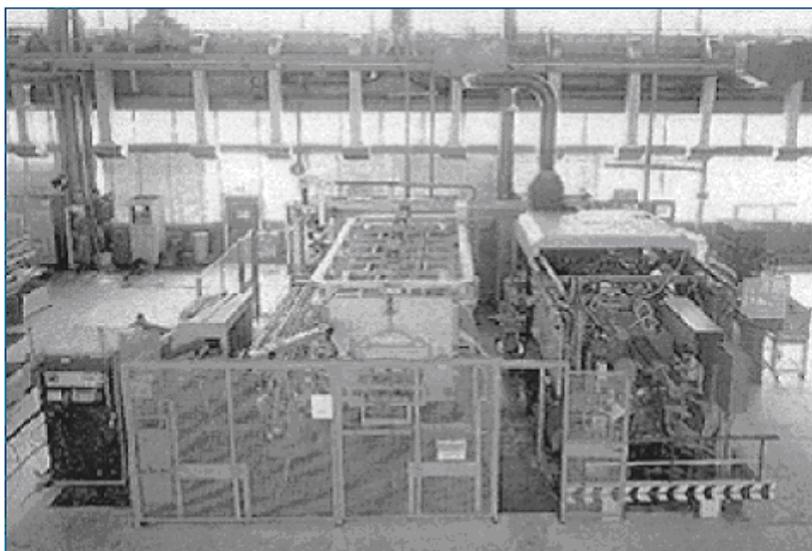


Figura 14.18. Instalación SSM en la planta italiana de Magneti - Marelli

El proceso utilizado se basa en el abastecimiento de los lingotes SSM (con microestructura no dendrítica) y el recalentado de los mismos hasta el rango de temperaturas semisólido [Young et al, 2000].

Típicamente, este proceso se realiza utilizando inyección horizontal continua y cortado en frío a la dimensión requerida, controlando el peso del lingote o pieza. Los lingotes, son transferidos por robot en una celda automatizada hacia lingoteras de acero con recubrimiento para facilitar el desmoldeo, en donde el lingote es transportado horizontalmente a través de una zona de calentamiento triple por convección [Young et al, 2000].

En el sistema del proceso, además del horno que puede mantener la pasta en un rango de temperaturas desde 580 a 615°C, representando un rango de fracción sólida para la aleación de aluminio A356 de aproximadamente 55 a 40%, existe un robot cuya función es transportar el lingote en estado semisólido

del horno de convección a la manga de inyección. Dado que el material se encuentra en estado semisólido, no es necesaria la utilización de una gran fuerza y de un control en tiempo real para conformar partes de gran calidad [Young et al, 2000].

Desde la implementación del proceso, la empresa Magnetti-Marelli ha producido exitosamente hasta 9000 conductos comunes de inyección por día en 5 maquinas localizadas en Brasil e Italia [Young et al, 2000].

Estas partes son utilizadas sin posterior maquinado exhibiendo un alto nivel de ductilidad. Las propiedades mecánicas alcanzadas se pueden observar en la tabla 14.5 [Young et al, 2000].

Tabla 14.5

aleación	Proceso	tensión de rotura (Mpa)	tensión de fluencia (Mpa)	elongación (%)	Dureza BHN
A356 T6	Thixocasting	300	225	12	90
A356 T5	Thixocasting	260	170	15	80
A356 T6	Squeeze casting	300	225	12	90
A356 T6	Molde permanente	280	205	10	90

La utilización de calentamiento por convección mejora la eficiencia total del proceso de calentamiento y ofrece la posibilidad de utilizar un amplio rango de combustibles. Sin embargo, el calentamiento por convección no ofrece el mismo grado de control que el calentamiento por inducción, pero para este proceso en particular dicho control no es necesario.

La alta fluidez del material en este proceso permite la conformación de secciones largas y delgadas sin porosidad [Young et al, 2000].

14.5 Evaluación de implementaciones del proceso SSM en el mercado autopartista

A la actualidad, se pueden encontrar un gran número de aplicaciones exitosas de las tecnologías de procesamiento en estado semisólido en la industria autopartista. En Europa, las principales aplicaciones han sido en el campo de los componentes de suspensión, soportes de motor y conductos comunes de inyección, entre otros.

Desde 1998, La automotriz Mercedes Benz, ha producido en Alusuisse Singen, los triángulos y brazos de suspensión para sus automóviles. Por otro lado, la empresa Stampal ya produce las componentes del multilink para el Alfa Romeo Spider, y esta iniciando la producción en masa de componentes de suspensión para el Alfa Romeo156. Paralelamente, como se ha dicho la empresa Stampal produce soportes de motor para el Fiat Punto en sus variantes de 8 y 16 válvulas a una tasa de alrededor de 2000 componentes por día. A su vez, Florence Peillon realiza también soportes de motor para el Peugeot 206 y se encuentra en la actualidad en el desarrollo de otros componentes para conformar por esta vía.

En Europa y Brasil, Magnetti-Marelli produce un gran número de conductos comunes de inyección.

Por ultimo, en Asia la gran aplicación del procesamiento SSM se enfoca principalmente en componentes electrónicos, como pueden ser las carcasas de celulares, maquinas de fotos o notebooks, utilizando el proceso de thixomoulding con aleaciones de magnesio.

Como conclusión podemos observar que por todo lo expresado anteriormente la aplicación del proceso en cuestión parece no encontrar aun su techo, y su creciente implementación se enfoca, pero no se acota, a los componentes estructurales críticos de un automóvil.

15. COSTOS E INVERSIONES

En el presente capítulo se estudian y evalúan los costos de los distintos procesos de fundición convencionales y por la vía semisólida, así como también las inversiones necesarias para lograr la transición tecnológica.

15.1 Costos

A continuación se estudian los costos asociados a los procesos SSM en función de los costos de procesamiento convencional.

15.1.1 Factores que disminuyen el costo de procesamiento de autopartes

A pesar de los grandes beneficios económicos mostrados en apartados anteriores por el procesamiento en estado semisólido por la vía de thixoforming, su penetración en el mercado de la fundición ha sido severamente limitada debido al alto costo del lingote SSM. En forma estimada, el costo supera desde un 35 a un 50% el valor de los lingotes convencionales. En el año 2000, la utilización mundial de estos lingotes fue de aproximadamente 25.000 toneladas representando solo una pequeña fracción del uso global de las fundiciones de aluminio [Jorstad et al, 2003].

Si el costo del lingote SSM fuera similar al de los lingotes utilizados en la fundición convencional, la rentabilidad y, por ende la utilización de procesos en estado semisólido para la conformación de componentes a partir de aleaciones livianas, aumentaría dramáticamente.

Sin embargo, los procesos de thixoforming poseen características que pueden ayudar a las fundiciones a reducir sus costos de producción. A continuación se citan algunos.

Ahorro energético

Debido a la disminución en la temperatura de operación, la energía necesaria para el procesamiento en estado semisólido disminuye considerablemente (tabla 15.1)

Vida útil de la herramienta

De la misma manera que en el ahorro energético, debido a la disminución en la temperatura de operación, se disminuye el shock térmico prolongando la vida útil tanto del dado como del resto de las herramientas que toman contacto con la pasta semisólida [Atkinson, 2005].

Mejoradas Tasas de producción

Como se explico anteriormente, el procesamiento en estado semisólido es realizado a una temperatura mucho menor y con un porcentaje de fracción de sólido mucho mayor a los procesos donde se involucran la aleaciones fundidas. Por esto, el porcentaje de la pasta a solidificar es mucho menor logrando de esta manera menores tiempos de solidificación, con la consecuente mejora en los tiempos de producción [Fan, 2002].

Secciones delgadas

La posibilidad que ofrece el procesamiento SSM de lograr secciones delgadas, gran detalle y control dimensional en comparación con otros procesos de fundición, ofrece la ventaja de minimizar el material a utilizar con el mínimo peso posible. De esta manera el costo de material es minimizado, y en aplicaciones automotrices, se logra economizar el uso del combustible [Jorstad et al, 2003].

Componentes cercanos a la forma neta (near-net-shape)

El procesamiento en estado semisólido posee la habilidad de conformar componentes cercanos a la forma neta, disminuyendo considerablemente el posterior maquinado, y hasta eliminándolo [Jorstad et al, 2003].

Tratamientos térmicos

La capacidad de soportar tratamientos térmicos en todas las versiones del proceso SSM, es una importante ventaja que presenta esta tecnología frente a las técnicas de fundiciones convencionales [Jorstad et al, 2003].

Las fundiciones convencionales realizadas a partir de aleaciones A356 y A357 poseen una buena ductilidad, pero al aplicarles un tratamiento térmico T5 pierden dichas propiedades. Para alcanzar niveles razonables de ductilidad y resistencia, dichas fundiciones deben ser sometidas al tratamiento térmico T6, pero aun así, como se ha explicado en apartados anteriores, sufren deformaciones, tensiones residuales y el fenómeno de “blistering” perdiendo integridad y propiedades en el producto final [Jorstad et al, 2003].

Debido a la microestructura única que poseen los componentes conformados por la vía semisólida, poseen la capacidad de ser sometidos a una amplia gama de tratamientos térmicos (desde el T0 al T7), sin perder su ductilidad. Por lo que la capacidad de ser sometidos a un tratamiento térmico T5, provee una ventaja importante en cuanto a costos debido al ahorro en requerimientos energéticos que provee este tratamiento térmico [Jorstad et al, 2003].

15.1.2 Costos de procesamiento SSM relativo a otros procesos

La empresa Stampal, productora de soportes de motor utilizando aluminio mediante el proceso de New Rheocasting (NRC) realizó un estudio comparativo de los costos de producción (\$/kg) para dicho componente. [Govender & Ivanchev, 2004]. Para el presente estudio fueron considerados los costos de maquinado y la optimización geométrica.

En la figura 15.1 [Govender & Ivanchev, 2004] se puede observar dicho estudio donde se comparan los procesos de thixoforming, NRC, fundición convencional(FC), squeeze casting(SQC) y high pressure die casting (HPDC). Se considera como base al proceso de NRC a 100% el costo en \$/kg, y el resto en costos relativos respecto a este.

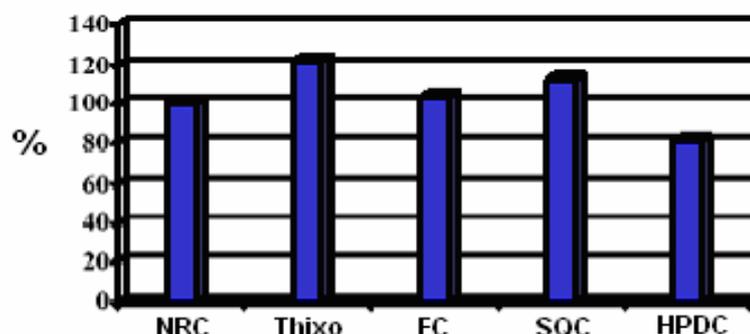


Figura 15.1. Comparación de costos de proceso realizada por Stampal

Resulta evidente que el menor costo de producción, alrededor de un 20% menos, se encuentra representado en el proceso de fundición por inyección a alta presión (HPDC), pero en detrimento de la performance del producto final. El proceso de thixocasting resulto ser el menos económico, con un agregado de un 22%, debido al alto costo del lingote SSM, y a la imposibilidad de reciclar el scrap resultante. Por otro lado, el proceso de squeeze casting resulto un 13% más oneroso debido a su baja productividad. Finalmente, el proceso de fundición convencional, que no presenta la misma calidad de producto final que el obtenido por NRC, resulto ligeramente más costoso debido a la necesidad de un importante maquinado posterior.

Paralelamente otro autores han realizado estudios [Fan, 2002; Bayle Puig, 2005] para comparar los costos de los procesos SSM con los costos de procesamiento convencional. En la tabla 15.1 se puede observar una comparación del consumo energético para la conformación de aleaciones de aluminio utilizando distinto procesos.

Por otro lado, en la tabla 15.2 [Fan, 2002; Bayle Puig, 2005] se puede observar una comparación entre los procesos de thixofoming y rheocasting, fundición por inyección, squeeze casting y molde permanente. Los costos son tomados en función del costo más bajo (1).

Tabla 15.1

	fundición de gravedad	fundición por inyección	Thixofoming
Temperatura de colada °C	740	700	580
energía térmica utilizada J/g	637	595	288

De la tabla 15.1 se desprende un ahorro energético de hasta un 55% por la utilización de un proceso SSM como es el thixofoming

Tabla 15.2

Elemento de costo	Thixoforming	inyección	SQC	Molde permanente	Rheocasting
Materia Prima	2,5	1	1,25	1,25	1,25
Herramental	1	2	3	1,5	1
Capital	1,45	1,25	1,45	1,25	1
Proceso	1,2	1,1	1,3	1	1
Tratamiento térmico	1	N/A	3	3	1,1
Maquinado	1	1	1,2	2	1
Terminado	1	1,5	1	2	1
Costo Total	2,05	1,1	2,3	2,6	1

De la tabla 15.2, resulta evidente que los procesos de rheocasting, en todas sus variantes, resultan altamente económicos en comparación con el resto de las tecnologías en lo que respecta a costos de procesamiento.

Estas comparaciones muestran que el proceso de thixoforming no está en condiciones de competir en costo con el proceso de fundición por inyección. Esto se debe principalmente al alto costo del lingote SSM y a la imposibilidad de reciclar el scrap resultante. Sin embargo, la calidad de los productos finales obtenidos por las vías de conformación semisólida no es comparable, por lo que dependerá de la aplicación y las solicitudes del producto final para la elección de una u otra tecnología.

Finalmente, se puede también observar que el proceso de thixoforming, comparado con procesos en los que se obtienen productos de calidad similares (squeeze casting y molde permanente), resulta más rentable.

Para ilustrar de mejor manera la relación calidad-costos, en la figura 15.2 se muestra una comparación de estos factores en los distintos procesos evaluados [Bayle Puig, 2005].

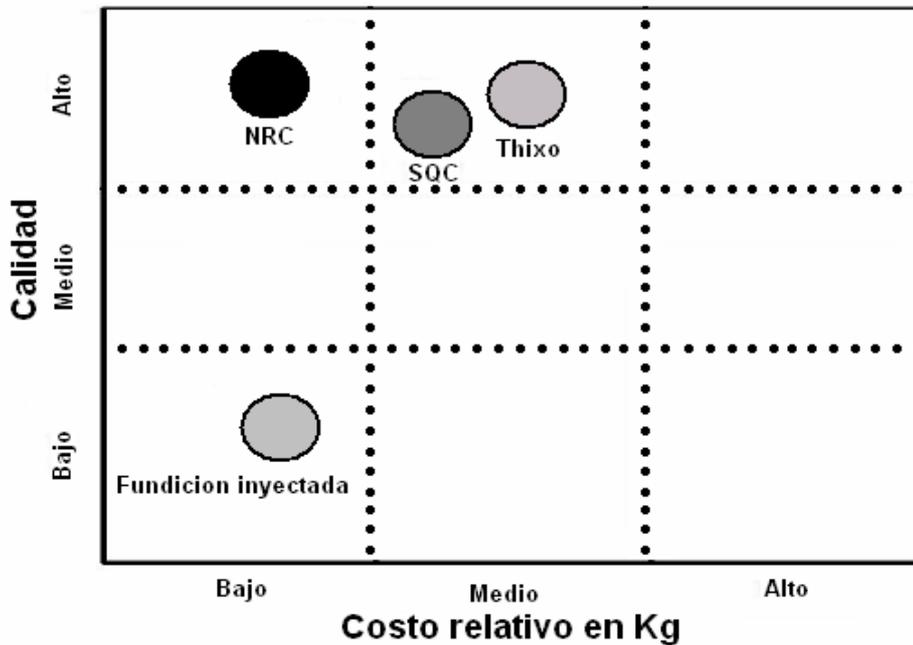


Figura 15.2. Relación calidad-precio en los procesos Thixoforming, SQC, NRC y fundición inyectada

15.1.3 Ejemplo Mecca Castelar: costos de procesamiento de una empresa de inyección argentina

Para la realización del presente estudio se cuenta con la colaboración de la empresa Mecca Castelar. Dicha empresa cuenta con diez máquinas inyectoras del tipo CDC a cámara fría, conformando componentes principalmente para la industria autopartista. Dichos componentes van desde los 300 gramos (pequeños soportes de motor) hasta los 6kg (cajas de cambios).



Figura 15.3. Cilindros maestros de freno

Los costos brutos aproximados del proceso productivo para la conformación de un componente de pequeñas dimensiones (alrededor de 300g como puede ser un cilindro maestro de freno de la figura 15.3), son:

Materia prima

Aleación de aluminio Alcoa 380: 2,5 U\$S/Kg

Mano de obra

La mano de obra utilizada tanto para el proceso de inyección, como de fusión tiene un costo total de 0,82 \$/Kg (0,273 U\$S/Kg).

Costo de utilización de maquinaria

Con una maquina inyectora a cámara fría de 470 toneladas y un horno de 1 tonelada se obtiene un costo de 110 \$/hora, con una tasa de producción de 80 golpes/hora. Cada golpe son 4 piezas de 300g cada una, por ende son 1,2kg por golpe. Finalmente a 110 \$/hora y a 96 kg/hora, se concluye un costo de 1.14 \$/Kg (0,38 U\$S/Kg)

Amortización de matriz

La matriz tiene un costo aproximado de \$60.000, y una vida útil aproximada de 150.000 golpes (600.000 piezas). Por ende, la amortización de la matriz es de 0,1 \$/pieza. En base a la masa (a razón de 0,3 Kg/pieza), la amortización de la matriz es de 0,33 \$/Kg (0,11 U\$S/Kg).

Mecanizado

El mecanizado es tercerizado a un costo aproximado de 50\$/hora. Cabe destacar que el tiempo de mecanizado depende exclusivamente del tipo de trabajo y del tamaño y geometría de la pieza, por lo que para este caso se considera un ponderado de productividad de 1 minuto por pieza (60 piezas/hora). Por lo tanto, a 0,3 Kg/pieza, en 18 Kg/hora. Concluyendo en un costo de 2,7 \$/Kg. (0,9 U\$S/Kg).

Finalmente, en la tabla 15.3 se observa un resumen de los costos brutos aproximados de producción:

Tabla 15.3

inyección convencional a cámara fría	Costos (U\$S / Kg)
Materia prima	2,50
Mano de obra	0,27
Costo de utilización de maquinaria	0,38
Amortización de matriz	0,11
Mecanizado	0,90
Total por Kg	4,16
Peso del componente (Kg)	0,30
Total por componente (U\$S)	1,25

Para el presente ejemplo de conformación de una pieza de 300g, aplicando la relación de la tabla 15.2 donde el costo de producción total de un componente por la vía de inyección convencional es 10% mas costoso que mediante procesos de Rheocasting, obtenemos el costo de producción en un componentes es de **U\$S 1,13**, con un **ahorro de U\$S 0,125** por componente

Como fue mencionado anteriormente la maquina inyectora de Mecca Castelar es capaz de producir a 80 golpes/hora, o mejor dicho a 320 componentes por hora. Con el ahorro mencionado por pieza, en la tabla 15.4 se pueden ver los distintos ahorros anuales para distintas políticas de producción.

Tabla 15.4

	Producción anual (unidades)	Ahorro anual (U\$S)
1 Turno	645.120	80.640
2 Turnos	1.290.240	161.280
3 Turnos	1.935.360	241.920

(Nota: Se toman 21 días hábiles por mes, 12 meses enteros de producción)

15.2 Inversiones en maquinaria SSR

15.2.1 Descripción y características de la maquinaria SSR

El proceso Semi-Solid Rheocasting (SSR), como se mencionó anteriormente, fue desarrollado y patentado por el MIT en el año 2000, y posteriormente en el año 2002, la empresa italiana Idracasting machines adquiere la licencia exclusiva.

Dicho proceso consta principalmente de un horno para fundir la aleación, una estación SSR que es la encargada de fabricar la pasta, un robot manipula el recipiente donde es fabricada la pasta y una prensa o maquina inyectora para la fabricación del producto final. Lo explicado puede observarse en la figura 15.4.

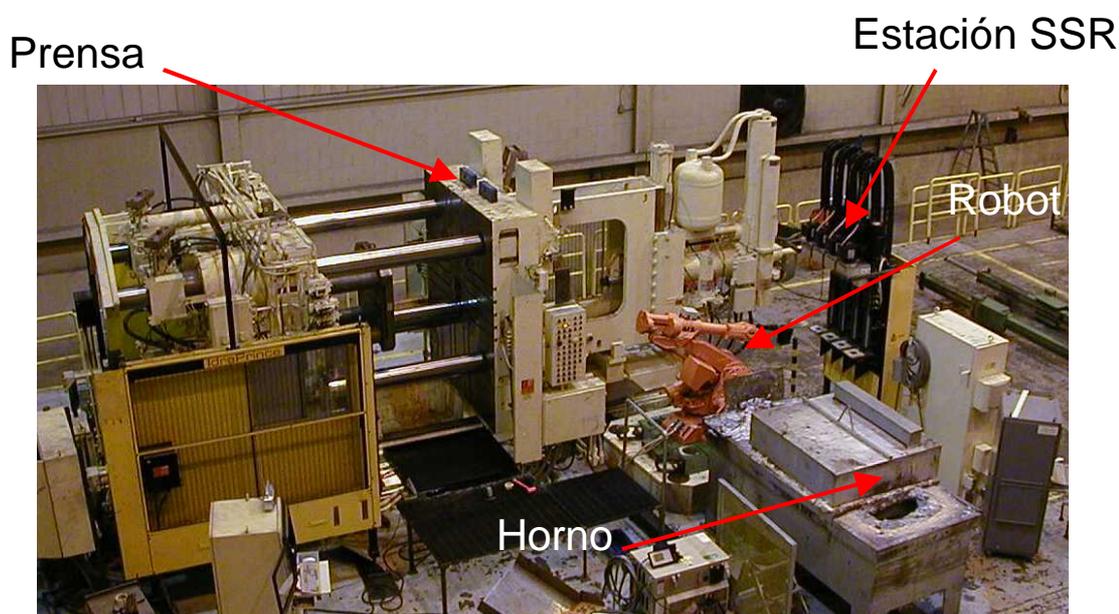


Figura 15.4. Layout de la Isla SSR (gentileza Idracasting Machines).

En la figura 15.5 se pueden observar componentes conformados por este proceso



Figura 15.5. Componentes conformados por procesos SSR (gentileza Idra Casting Machines)

En la figura 15.6 se puede observar la estación SSR que consta de 4 barras de grafito cuya función es agitar y enfriar la aleación para la conformación de la pasta semisólida con la microestructura globular.

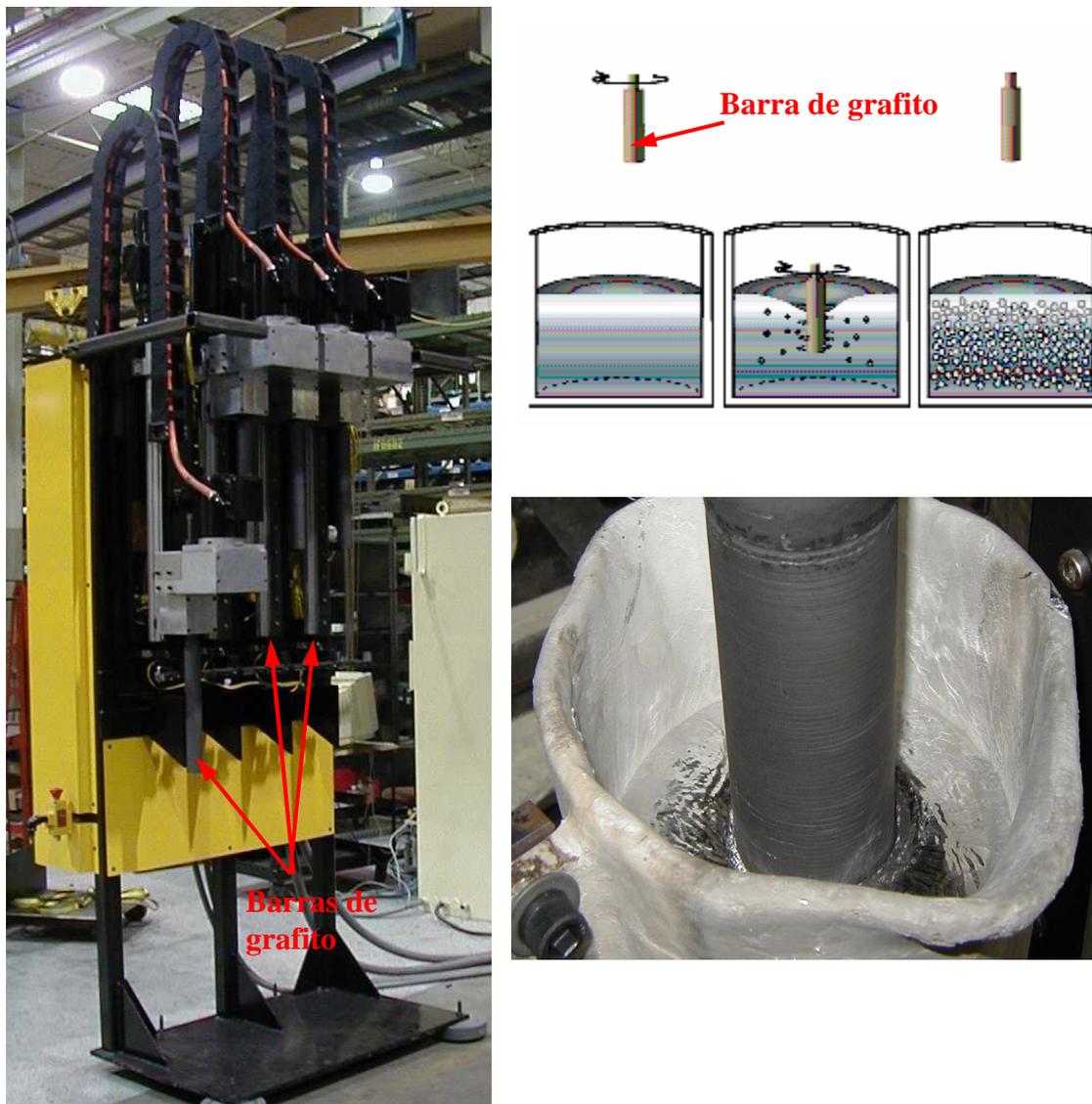


Figura 15.6. Estación SSR (gentileza Idra Casting Machines)

Por otro lado, en la tabla 15.5 se puede observar una comparación de un proceso SSR y un proceso de high pressure die casting (HPDC) para la conformación del componente de la figura 15.7.

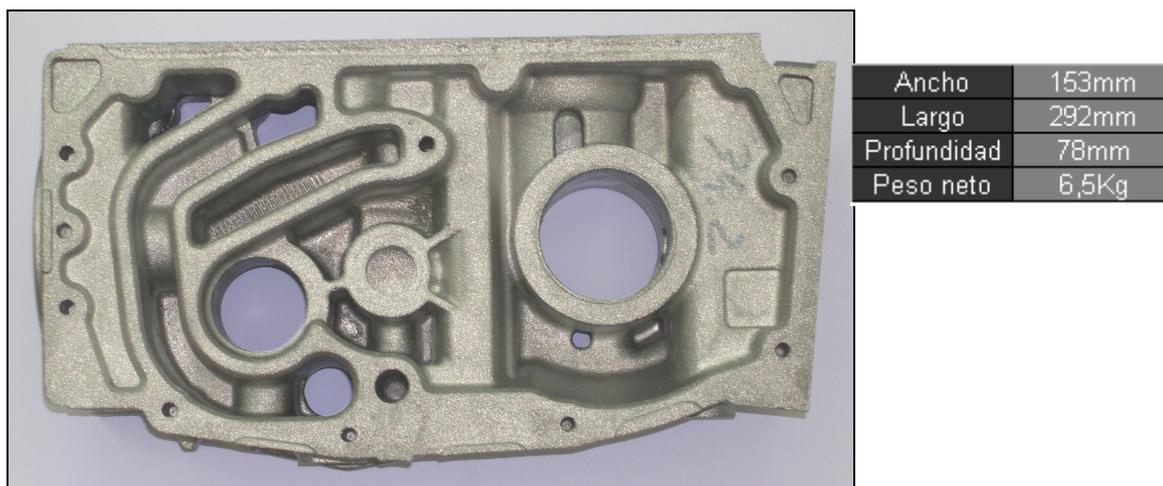


Figura 15.7. Componente conformado por SSR y por HPDC (gentileza Idra Casting Machines).

Tabla 15.5

	HPDC	SSR
Maquina (Ton)	1.100	1.100
Tiempo de ciclo (seg)	120	86
Aleación	A365	A366
Temperatura del horno (°C)	720	640
Velocidad de fase 1 (m/seg)	0,30	0,25
Velocidad de fase 2 (m/seg)	2,50	0,40
Presión final (Bar)	1.050	808

Fuente: Idra Casting Machines

15.2.2 Valores de Maquinaria SSR

A continuación se muestran valores de inversión necesarios para realizar la conformación de un componente por la vía semisólida mediante el proceso SSR. En la figura 15.4 se pueden observar los elementos necesarios para la realización del proceso. Dichos elementos son un horno mantenedor, que hace las veces también de fundidor, un robot para manipular el metal fundido y en estado semisólido, la estación SSR, la máquina de inyección, y demás accesorios necesarios.

Es importante destacar que las características, y por ende, el valor de los distintos elementos del proceso recientemente mencionados, varían sensiblemente en función de las características de la pieza a conformar. Así,

por ejemplo, el valor de la maquina inyectora y de la estación SSR para conformar el componente de la figura 15.7 será muy distinto al de una maquina inyectora y una estación SSR para la conformación de un componente como el cilindro maestro de freno donde el peso y el volumen puede llegar a ser veinte veces menor, y consecuentemente las maquinas del proceso también.

Se ha tomado como referencia la conformación de un cilindro maestro de freno (figura 15.3). De esta manera, por las características de dicho componente, se necesita una matriz de una boca en una maquina IDRA de 500 toneladas modelo OLK 502. Los costos son expuestos en la tabla 15.6.

Tabla 15.6

	Euros*	Dólares**
Maquina OLK 502 Base	€305.000	U\$S 406.666
Estación SSR	€230.000	U\$S 306.666
Robot ABB 4400	€80.000	U\$S 106.666
Horno Mantenedor	€40.000	U\$S 53.333
Lubricador automático	€60.000	U\$S 80.000
Extractor automático de piezas	€35.000	U\$S 46.666
Total estimativo	€750.000	U\$S 1.000.000

Fuente: Idra Casting Machines; *1 Euro = 4 Pesos; **1Dólar =3 Pesos

Es importante destacar que el único elemento diferencial del proceso es la estación SSR. Por lo que la empresa Idra Casting Machines, conciente de este hecho, basa su estrategia comercial en lograr la venta del paquete productivo completo.

15.3 Análisis de costos e inversiones

Del estudio de costos se desprende que el procesamiento SSM debido a factores como el ahorro energético, la prolongación de la vida útil de la herramienta, la capacidad de conformar secciones delgadas con el consecuente ahorro en masa, la posibilidad de sometimiento a tratamientos térmicos mas baratos, etc., se posiciona como un proceso altamente competitivo y con cualidades únicas para la conformación de componentes para el mercado autopartista.

Por otro lado, observando las inversiones en maquinaria, y considerando solo el diferencial, o sea, el agregado único de la estación SSR a un proceso de inyección en funcionamiento, se precisa de una inversión de U\$S 307.000.

Finalmente considerando el ahorro en costo por utilizar esta tecnología (tabla 15.4), en donde trabajando en 3 turnos se logra un ahorro anual U\$S 242.000, resulta evidente que solo con el ahorro mencionado, en 15 meses se recupera la inversión. Adicionalmente, es importante volver a destacar que la calidad de los componentes obtenidos por esta tecnología es ampliamente superior a la obtenida por los métodos convencionales.

16. MERCADO SSM

Con el fin de poder definir un estimado del volumen de mercado meta, se estudia la evolución del mercado automotor argentino, y paralelamente se evalúa la producción de aluminio destinada a la industria autopartista. De esta manera se intenta trazar un mercado de autopartes conformadas en aluminio, y a partir de ahí definir un mercado potencial de autopartes de aluminio conformadas vía SSM

16.1 Mercado automotor

En la tabla 16.1 se puede apreciar la evolución de la producción de automóviles desde el año 1981 al año 2006.

Tabla 16.1

Produccion nacional		Produccion a octubre 2006	
Año	Unidades	Mes	Unidades
1981	172.363	Enero	12.343
1982	132.117	Febrero	29.271
1983	159.876	Marzo	35.589
1984	167.323	Abril	33.522
1985	137.675	Mayo	31.736
1986	170.490	Junio	35.940
1987	193.315	Julio	37.735
1988	164.160	Agosto	41.476
1989	127.823	Septiembre	44.271
1990	99.639	Octubre	42.346
1991	138.958	Noviembre	44.000
1992	262.022	Diciembre	46.000
1993	342.344	Total 2006	434.229
1994	408.777		
1995	285.435		
1996	313.152		
1997	446.306		
1998	457.956		
1999	304.834		
2000	339.246		
2001	235.577		
2002	159.356		
2003	169.621		
2004	260.402		
2005	319.755		
2006*	434.299		

Fuente: A.D.E.F.A. Asociación de Fábricas de Automotores de Argentina

(*) Los valores disponibles para el año 2006 son hasta octubre inclusive, por lo que se estima la producción de los meses de noviembre y diciembre se llega a la cifra anual.

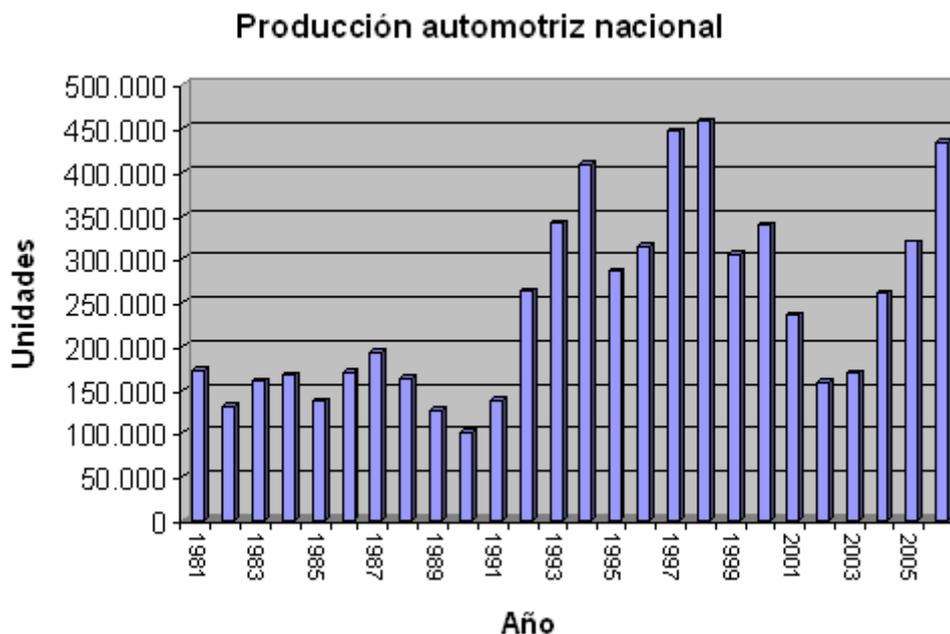


Figura 16.1. Evolución de la producción automotriz argentina comprendida entre los años 1981 y 2006. (Fuente: A.D.E.F.A. Asociación de Fábricas de Automotores de Argentina)

De la observación de la figura 16.1 se puede concluir que la industria automotriz se encuentra en franco crecimiento acompañando la actual reactivación de la industria argentina en general.

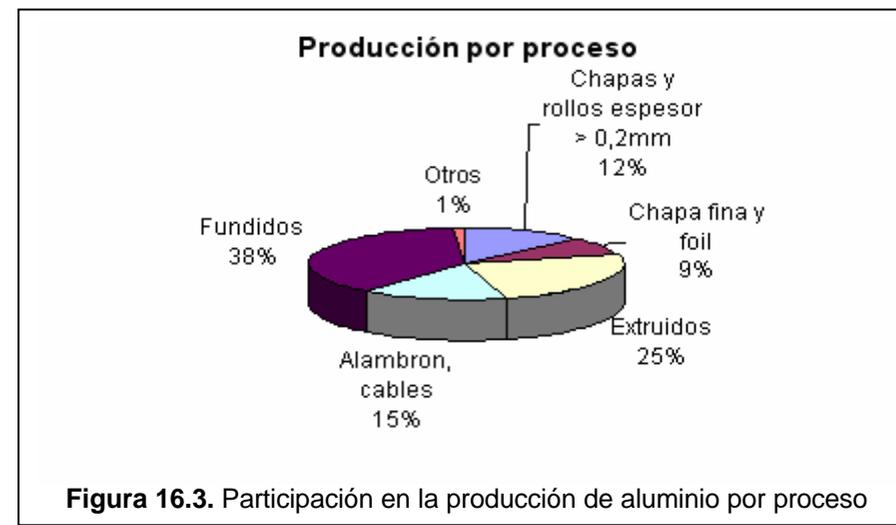
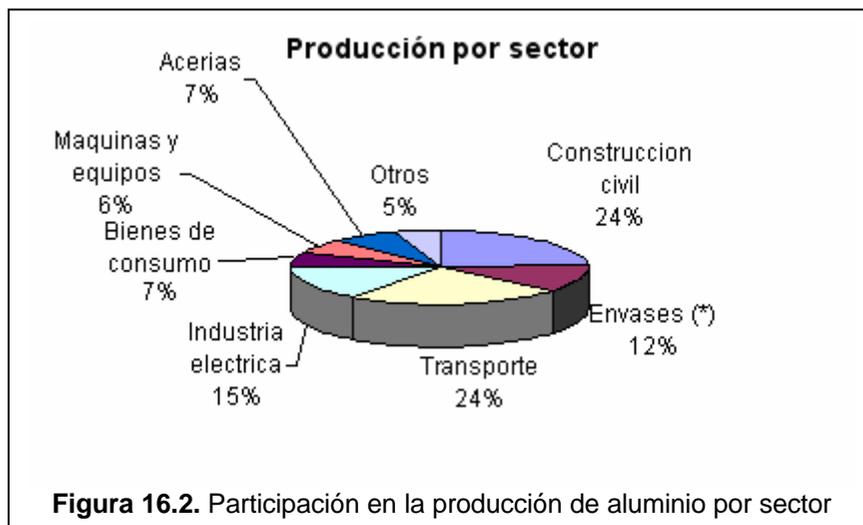
16.2 Mercado del aluminio

Consultando a la *Cámara Argentina de la Industria del Aluminio y Metales Afines*, C.A.I.A.M.A., se pudo obtener información del mercado del aluminio para el período comprendido entre los años 2000 y 2004. En la tabla 16.2 se puede observar la producción de aluminio en toneladas del año 2004, discriminado por sector y por proceso de conformación.

Tabla 16.2

Sector	Construcción civil	Envases (*)	Transporte	Industria eléctrica	Bienes de consumo	Maquinas y equipos	Acerías	Otros	Total
Proceso									
Chapas y rollos espesor > 0,2mm	606	6.080	734	35	3.584	1.963	0	455	13.457
Chapa fina y foil	876	7.005	976	0	412	156	0	80	9.505
Extruídos	19.226	0	809	445	1.933	2.681	0	2.040	27.134
Alambron, cables	0	0	0	15.966	0	0	599	0	16.565
Fundidos	5.245	0	24.065	470	2.159	1.282	7.373	930	41.524
Otros	0	0	0	0	0	0	0	1.374	1.374
Totales	25.953	13.085	26.584	16.916	8.088	6.082	7.972	4.879	109.559

Fuente: C.A.I.A.M.A (*) No incluye latas para gaseosas y cervezas



De las figuras 16.2 y 16.3 se puede concluir que el proceso de mas utilizado para conformar elementos de aluminio es la fundición, y que los sectores de mayor utilización de aluminio son el sector del transporte y el sector de la construcción.

Para una mayor comprensión de la nomenclatura utilizada, en la tabla 16.3 se describen los productos comprendidos en cada nicho, siendo los de interés para el proyecto los *fundidos* para el sector de *transporte*.

Tabla 16.3

	Laminados	Extruidos	Fundidos
Construcción civil	Flejes para cielorrasos, chapas para techos, membranas para techos, chapas para cubrir frentes, chapas de uso arquitectónico, chapa antideslizante, panel compuesto	Perfiles para puertas y ventanas, para aplicaciones arquitectónicas, para cielorrasos y para carteles. Piel de vidrio.	Chapas aluminizadas, radiadores fundidos para calefacción.
Envases	Hoja delgada (foil) desnuda y compuesta para encajes de alimentos, cigarrillos, etc., tejos para aerosoles y pomos, envases de gaseosas, cervezas y jugos, tapas de envases y botellas.	-----	-----
Transporte	Chapa para camiones tanque, chapa para carrocería, flejes para calefactores y radiadores de vehículos, señales viales	Tubos para radiadores, perfiles para puertas y ventanillas de ómnibus y carrocerías. Pisos para camiones.	Llantas de automóviles, pistones, blocks y tapas de motor. Autopartes fundidas. Chapas aluminizadas
Industria eléctrica	Chapas para transformadores, compuestos para telefonía, hoja delgada (foil) para capacitores, chapa para artefactos y luminaria.	Carcasa de motores eléctricos, disipadores para electrónica, bus bars. Perfiles para luminarias.	Cables a partir de colada continua, piezas fundidas para industria eléctrica.
Bienes de consumo	Chapa para heladeras y artículos para el hogar, bandejas descartables, foil hogareño, antenas parabólicas de tv, ojallitos para calzado	Antenas de televisión, tubos para heladeras, mástiles de veleros, caños y llantas de bicicleta, caños para muebles y sillas, escaleras de aluminio, etc.	Mesas y sillas de aluminio fundido, menaje fundido. Piezas para decoración
Maquinas y equipos	Flejes para tubos de riego, flejes para intercambiadores de calor, chapas para tanques de almacenamiento, bandejas, etc.	Tubos para riego, perfiles de uso industrial.	Piezas fundidas para maquinaria industrial, moldes fundidos, placas modelos.
Acerías	-----	-----	Posta, granalla, conos, estrellas, lingotes, alambros.
Otros	-----	Barras para tornaría, tubos para remaches rápidos	Alambre de soldadura, polvo para pintura y explosivos, fabricación de productos químicos, todo producto no incluido entre los anteriores

Producción de aluminio



Figura 16.4. Participación del mercado autopartista en la industria del aluminio. Cabe destacar que esta participación se mantiene relativamente constante a través de los años.

Es evidente, por todo lo anteriormente expuesto, que el mercado autopartista representa un alto porcentaje de la industria del aluminio, y en la figura 16.4 se puede observar gráficamente dicha importancia, comparando las fundiciones utilizadas en el sector del transporte (autopartes) con el resto de la industria del aluminio.

16.3 Evolución del mercado de autopartes de aluminio

Como se explica anteriormente, se obtuvo de la C.A.I.A.M.A. información del mercado del aluminio para el período comprendido entre los años 2000 y 2004. En la tabla 16.4 se expone la evolución del mercado de autopartes de aluminio para el período en cuestión

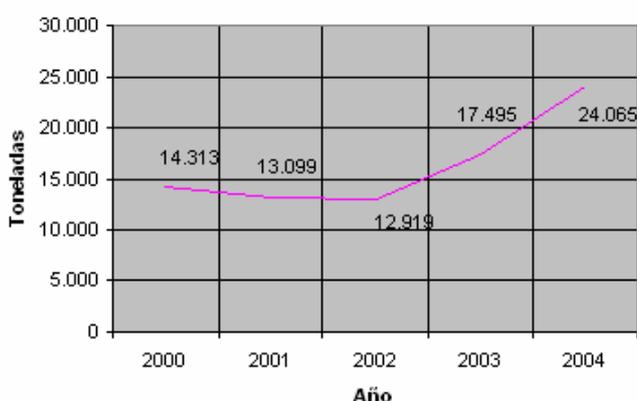


Tabla 16.4

Año	Autopartes de aluminio
2000	14.313
2001	13.099
2002	12.919
2003	17.495
2004	24.065

Figura 16.5. Evolución del mercado de autopartes de aluminio.

Al carecer de información de los últimos años del mercado del aluminio, se busca establecer una relación entre el mercado automotriz (del que si se dispone información) y el mercado de autopartes conformadas en aluminio. Con este fin, en la figura 16.6 se comparan los mercados mencionados para el periodo 2000-2006.

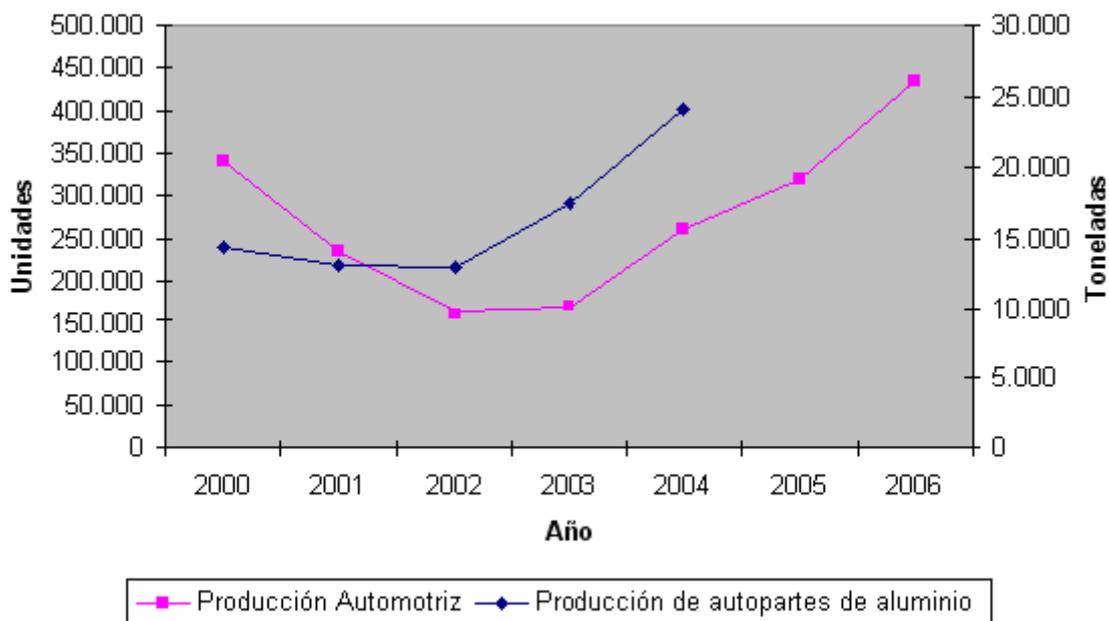


Figura 16.6. Evolución del mercado autopartista y automotriz

En el grafico de la figura 16.6 se expone la fuerte interrelación entre los mercados en cuestión, por lo que se puede tomar la evolución del mercado automotriz como representativa para el mercado autopartista. De esta manera tomando la tasa de crecimiento del mercado automotriz (23% para 2004-2005 y 36% para 2005-2006; tabla 16.5), y aplicándola en el mercado autopartista, se obtienen los volúmenes de producción descriptos en la tabla 16.6

Tabla 16.5

Mercado Automotriz	
Año	Unidades
2000	339.246
2001	235.577
2002	159.356
2003	169.621
2004	260.402
2005	319.755
2006	434.299



Tabla 16.6

Autopartes de Aluminio	
Año	Toneladas
2000	14.313
2001	13.099
2002	12.919
2003	17.495
2004	24.065
2005	29.550
2006	40.136

Finalmente, tomando en cuenta los ciclos económicos de la industria automotriz (y tomando nuevamente dichos ciclos como representativos para el mercado autopartista), en la figura 16.7 se puede observar que luego de 3 o 4 años de crecimiento, sobreviene una involución.

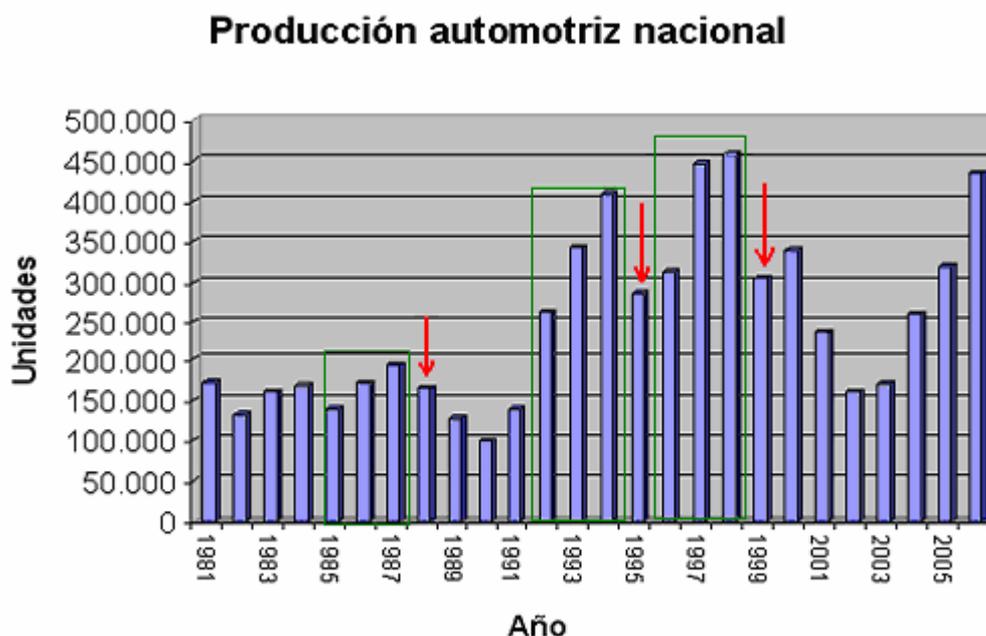


Figura 16.7. Ciclos del mercado automotriz

Para el presente estudio se considera que luego del crecimiento experimentado en el periodo 2003 – 2006, el mercado experimentará un crecimiento por un año más, y luego se establecerá una meseta de 3 años. De esta manera, la proyección del mercado autopartista de aluminio al año 2010 se expone en a tabla 16.7 y en la figura 16.8.

Tabla 16.7

Autopartes de Aluminio	
Año	Toneladas
2000	14.313
2001	13.099
2002	12.919
2003	17.495
2004	24.065
2005	29.550
2006	40.136
2007	48.163
2008	50.571
2009	52.088
2010	53.130

↩ 20%
↩ 5%
↩ 3%
↩ 2%

Producción de autopartes (2000 - 2010)

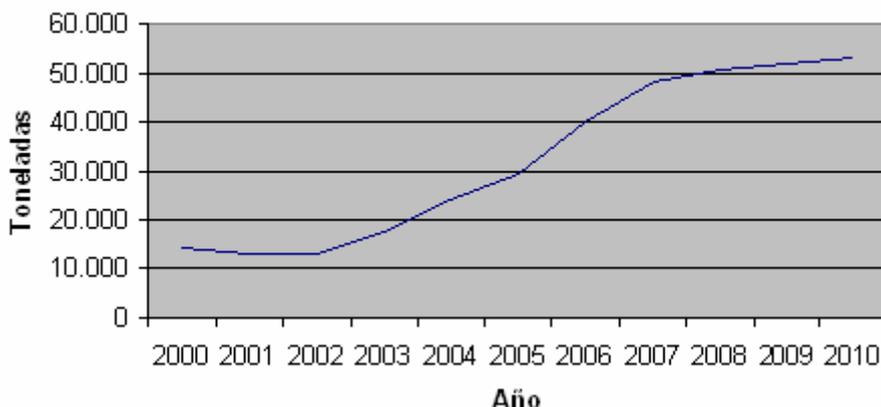


Figura 16.8. Proyección del mercado autopartista

16.4 Definición del Market Share de los componentes conformados por procesos SSM

En principio, los procesos SSM son capaces de sustituir cualquier tecnología de fundición en lo referente a propiedades mecánicas del producto final conformado. De esta manera se considera al mercado de autopartes conformadas en aleaciones de aluminio como el 100% del mercado.

Considerando la dificultad de inserción de una tecnología novedosa en un mercado tan reacio al cambio como es el mercado argentino, se definen porcentajes de mercado cautelosos, pero crecientes, para los primeros 4 años de implementación de la tecnología.

De esta manera el Market Share del proceso en cuestión queda definido por la tabla 16.8.

Tabla 16.8

Año	2007	2008	2009	2010
Market Share	5%	8%	12%	25%

16.5 Volumen del mercado SSM

De todos los estudios y definiciones anteriores el volumen en toneladas del mercado SSM queda definido por la tabla 16.9 de la siguiente manera:

Tabla 16.9

Año	2007	2008	2009	2010
Toneladas	2.408	4.046	6.251	13.282

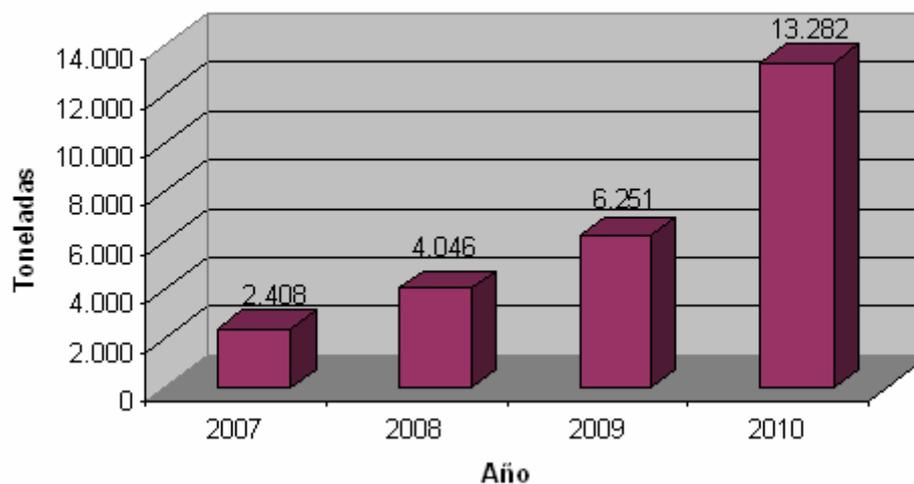


Figura 16.9. Volúmenes de mercado SSM

De la figura 16.9 se puede observar un notable crecimiento del mercado debido a que se proyecta una superación del temor a la implementación de una tecnología completamente innovadora y logran demostrarse tanto las bondades del proceso como del producto final obtenido.

Es importante destacar que el presente proyecto no pretende definir volúmenes de ventas o producción exactos, sino que el estudio del mercado SSM pretende definir valores aproximados con el fin de exponer un mercado atractivo y una oportunidad cierta y concreta de negocio.

17. FUTURO DE LAS TECNOLOGÍAS SSM

El futuro inmediato de estas tecnologías SSM se desarrollará de acuerdo con las siguientes previsiones [Flemings, 2000; Bayle Puig, 2005]:

- La investigación de procesos continuará, con especial énfasis en aquellos donde se produzca directamente la pasta semisólida a partir del líquido, (como Slurry on demand, SSR o New Rheocasting). Se necesitan vías más económicas de producción para producir la pasta original y transferirlo a la máquina de inyección.
- Se diseñarán aleaciones específicas para los procesos SSM que permitirán la conformación de piezas utilizando mayores fracciones sólidas a mayores velocidades, con mayor robustez de procesamiento.
- Se seguirá investigando en el conocimiento del mecanismo que se denomina “Rheocasting” y se seguirán desarrollando modelos matemáticos que permitan simular la producción.

18. CONCLUSIONES

Mediante el presente estudio se pretendió contrastar las características de los procesos SSM con las características del resto de los procesos de conformación de componentes para el mercado autopartista.

Se concluye que las ventajas de los procesos de conformación en estado semisólido incluyen: Flujo laminar de llenado de molde logrando productos con gran integridad estructural y excelente control dimensional. Por otro lado, debido a la propiedad de no porosidad, existe la posibilidad de realizar tratamientos térmicos sobre los componentes conformados. También, debido a la disminución de la temperatura de operación se obtienen mayores valores de vida útil del dado y una mejor eficiencia energética. Sin embargo, los procesos SSM también poseen desventajas, como puede ser la necesidad de entrenamiento especial a los operarios, el alto costo de las maquinarias y la necesidad de un estrecho control de la temperatura.

En cuanto a las propiedades mecánicas ofrecidas por los componentes conformados por la vía semisólida, se puede concluir que son, por lo general, superiores. En el caso de las aleaciones de aluminio utilizadas para procesos de fundición, se puede observar una ligera superioridad de las tensiones de fluencia y rotura en las muestras obtenidas de los procesos SSM. En cuanto a la ductilidad, es notable la superioridad por este método. En el caso de las aleaciones de aluminio utilizadas para procesos de forja, a pesar de alcanzar excelentes propiedades mecánicas utilizando tecnologías SSM, son inferiores a las obtenidas por forja convencional. Esta razón hace importante el desarrollo de aleaciones especialmente diseñadas para el procesamiento en estado semisólido con el fin de aprovechar de manera completa sus características únicas.

Una vez demostradas las capacidades superiores de los procesos SSM, se estudia dentro de sus variantes, cual es la óptima para la aplicación deseada. De esta manera se concluye que los procesos de Rheocasting son superiores a los de Thixoforming, principalmente debido a que se evita el alto costo de los lingotes SSM y se posibilita el reciclaje del scrap.

Dentro de los procesos de Rheocasting, se escoge al proceso de Semi-Solid Rheocasting (SSR) por encima del resto debido a que es la técnica de mayor simplicidad, con mayor facilidad de control de la temperatura (la remoción del calor y la agitación son fácilmente controlados con un dispositivo separado de

enfriado/agitado) y por ende, de la microestructura, lo que lo convierte en un proceso más sencillo e industrialmente robusto. La calidad y consistencia de los componentes conformados por esta vía, así como su microestructura, son superiores a los obtenidos por el resto de las técnicas de Rheocasting. Adicionalmente, otorga la posibilidad de utilizar maquinaria ya instalada, disminuyendo sensiblemente la inversión necesaria.

Del estudio de costos se desprende que el procesamiento SSM debido a factores como el ahorro energético, la prolongación de la vida útil de la herramienta, la capacidad de conformar secciones delgadas con el consecuente ahorro en masa, la posibilidad de sometimiento a tratamientos térmicos más baratos, etc., se posiciona como un proceso altamente competitivo y con cualidades únicas para la conformación de componentes para el mercado autopartista.

Por otro lado, en el campo de las inversiones, considerando el agregado de una estación SSR a un proceso de inyección en funcionamiento, se precisa de una inversión de U\$S 307.000, recuperables en 15 meses con los ahorros de procesamiento mencionados y las condiciones de producción propuestas en el capítulo 15.

En cuanto al mercado mundial, se pueden encontrar un gran número de aplicaciones exitosas de las tecnologías de procesamiento en estado semisólido en la industria autopartista. En Europa, las principales aplicaciones han sido en el campo de los componentes de suspensión, soportes de motor y conductos comunes de inyección, entre otros.

Cabe destacar que la producción argentina de autopartes de aleaciones de aluminio representa alrededor del 20% del consumo de aluminio total, exponiendo un mercado atractivo y una oportunidad cierta y concreta de negocio. Puntualmente los procesos SSM apuntan en su primer año de implementación a satisfacer un 5% del mercado de autopartes de aluminio (2.400 toneladas), hasta alcanzar, en un horizonte de 4 años, volúmenes de mercado que superen las 13.000 toneladas con una participación del 25% del mercado de autopartes de aluminio.

Por todo lo antes mencionado, se concluye que la implementación de las tecnologías SSM, más precisamente en su variante SSR, brindará a la empresa que la realice una ventaja competitiva en cuanto a costos de

procesamiento y un representará un valor agregado en la calidad de los componentes conformados.

19. BIBLIOGRAFIA

- Fuganti, A. y Cupito, G. 2000. *Thixoforming of aluminium alloy for weight saving of a suspension steering knuckle*. Metallurgical Science and Technology. Volúmen 18. Número 1. Páginas 19-23.
- Flemings, M. C. 2000. *Semi solid forming: The process and the path forward*. Metallurgical Science and Technology. Volúmen 18. Número 2. Páginas 3-4.
- Buynacek, C. J. & Winterbottom, W. L. 2000. *High Volume Semi-Solid Forming*. SAE 2000 World Congress. Detroit, Michigan, Estados Unidos.
- Jorstad, J. L. 2003. *High Integrity Die casting Process Variations*. International Conference on Structural Aluminum Casting. Orlando, Florida, Estados Unidos.
- Rice, C. S. & Mendez P. F. 2001. *Slurry-Based Semi-Solid Die Casting*. Advanced Materials and Processes. Volúmen 159. Número 10.
- Govender, G. & Ivanchev, L. 2004. *Near Net Shape Forming Using Semi-Solid Metal Forming*. International Conference on Competitive Manufacturing, Pretoria, South Africa.
- Fredriksson, H. & Akerlind U. 2006. *Materials Processing During Casting*. Páginas 1-14. ISBN: 0-470-01514-4
- Basner, T. 2000. *Rheocasting of Semi-Solid A357 Aluminum*. SAE 2000 World Congress. Detroit, Michigan, Estados Unidos (congreso)
- Vinarcik, E. J. 2002. *High Integrity Die Casting Processes*. Páginas 1-12. ISBN: 0-471-20131-6
- Yurko, J. et al. 2003. *Commercial development of the Semi-Solid Rheocasting process*. Metallurgical Science and Technology. Volumen 21. Número 2. Páginas 10-15.
- Young, K. et al. 2000. *SSM (Semi-solid metal) technological alternatives for different applications*. Metallurgical Science and Technology. Volumen 18. Número 2. Páginas 11-15.
- Atkinson, H. V. et al. 2005. *Thixoforming 7075 aluminum alloys*. Materials Science and Engineering.
- Winterbottom, W. L. 2000. *Semisolid forming applications: high volume automotive products*. Metallurgical Science and Technology. Volumen 18. Número 2. Páginas 5-10.

- Atkinson, H.V.2005. *Modeling the semisolid processing of metallic alloys*. Progress in Materials Science. Volumen 50. Páginas 341-412
- Fan, Z. 2002. *Semisolid metal processing*. International Materials Reviews. Volumen 47. Número 2. Páginas 1-39.
- Atkinson, H. V. & Ward, P. J. 2006. *Flow visualization of SSM*. Journal of material. Junio 2006. Páginas 21-23.
- Czerwinski, F. 2006. *The Basics of Modern semisolid metal processing*. Journal of material. Junio 2006. Páginas 17-20.
- Kenney, P. et al. 1998. *Semisolid Metal Casting and Forging*. Metals Handbook. Volumen 15, Páginas 327-338.
- Bayle Puig, T. 2005. *Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido*
http://www.tdx.cesca.es/TESIS_UPC/AVAILABLE/TDX-0725105-155028//06Mtp06de29.pdf
Pagina vigente al 10/11/06
- Foti, R. 2000. *Steering the Market Toward Automotive Casting Opportunities*.
http://www.castolutions.com/archive/04_03_feature_article.html.
Página vigente al 10/11/06
- Jorstad J. L. et al. 2003. *Bringing SSM casting to the masses*.
<http://www.jobwerx.com/news/Archives/SSM-casting-processes.html>
Página vigente al 10/11/06
- Kapranos, P. 2003. *The Birth and Long Childhood of Thixoforming*.
http://www.wrce.org.uk/material/ell.php?display_page=1&sort_by=date&select=product%20development
Página vigente al 10/11/06
- Groover, M. P. 2002. *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*. 2^{da} Edición. Wiley
- Brook, G.B. 1998. *Smithells Light Metals Handbook*. Butterworth-Heinemann.
- Flemings; M.C. 1974. *Solidification Processing*. Mc Graw Hill.

20. ANEXO

20.1 Anexo I: Actualización de la patente SSR



US006645323B2

(12) **United States Patent**
Flemings et al.

(10) **Patent No.:** **US 6,645,323 B2**
(45) **Date of Patent:** **Nov. 11, 2003**

(54) **METAL ALLOY COMPOSITIONS AND PROCESS**

(75) Inventors: **Merton C. Flemings**, Cambridge, MA (US); **Raul A. Martinez-Ayers**, Somerville, MA (US); **Anacleto M. de Figueredo**, Newton, MA (US); **James A. Yurko**, Boston, MA (US)

(73) Assignee: **Massachusetts Institute of Technology**, Cambridge, MA (US)

(*) Notice: Subject to any disclaimer, the term of this patent is extended or adjusted under 35 U.S.C. 154(b) by 0 days.

(21) Appl. No.: **10/104,536**

(22) Filed: **Mar. 25, 2002**

(65) **Prior Publication Data**

US 2002/0096231 A1 Jul. 25, 2002

Related U.S. Application Data

(62) Division of application No. 09/666,700, filed on Sep. 21, 2000, now abandoned.

(51) **Int. Cl.**⁷ **B22D 27/08**

(52) **U.S. Cl.** **148/538**; 148/549; 164/122

(58) **Field of Search** 148/538, 549; 164/113, 122

(56) **References Cited**

U.S. PATENT DOCUMENTS

3,902,544 A * 9/1975 Flemings et al. 164/122

4,397,687 A * 8/1983 Bye 164/437
4,565,241 A * 1/1986 Young 164/122
4,771,818 A * 9/1988 Kenney 164/113
5,555,926 A 9/1996 Uchimura et al. 164/468
5,865,240 A 2/1999 Asuke 164/133
5,901,778 A 5/1999 Ichikawa et al. 164/480
5,979,534 A 11/1999 Shibata et al. 164/113
2001/0037868 A1 * 11/2001 Flemings et al. 164/113

FOREIGN PATENT DOCUMENTS

WO WO-98/03686 * 1/1998

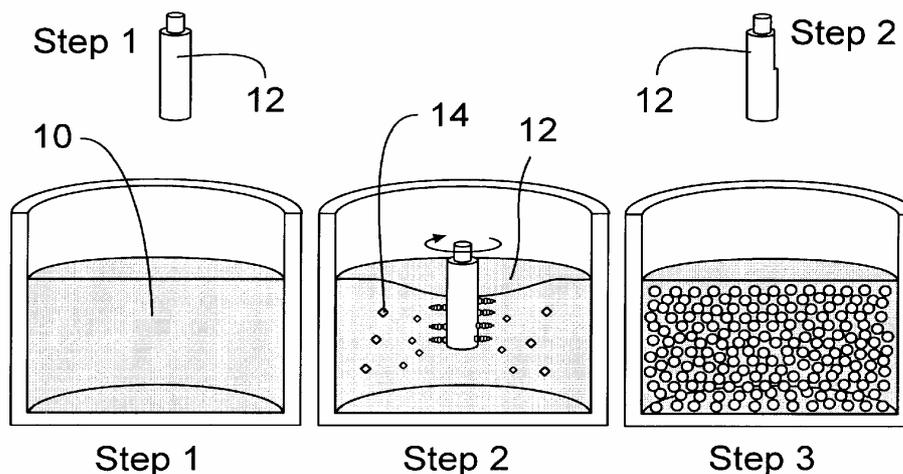
* cited by examiner

Primary Examiner—George Wyszomierski
(74) *Attorney, Agent, or Firm*—Paul J. Cook

(57) **ABSTRACT**

A skinless metal alloy composition free of entrapped gas and comprising primary solid discrete degenerate dendrites homogeneously dispersed within a secondary phase is formed by a process wherein the metal alloy is heated in a vessel to render it a liquid. The liquid is then rapidly cooled while vigorously agitating it under conditions to avoid entrapment of gas while forming solid nuclei homogeneously distributed in the liquid. Agitation then is ceased when the liquid contains a small fraction solid or the liquid-solid alloy is removed from the source of agitation while cooling is continued to form the primary solid discrete degenerate dendrites in liquid secondary phase. The solid-liquid mixture then can be formed such as by casting.

22 Claims, 10 Drawing Sheets



U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 1 of 10

US 6,645,323 B2

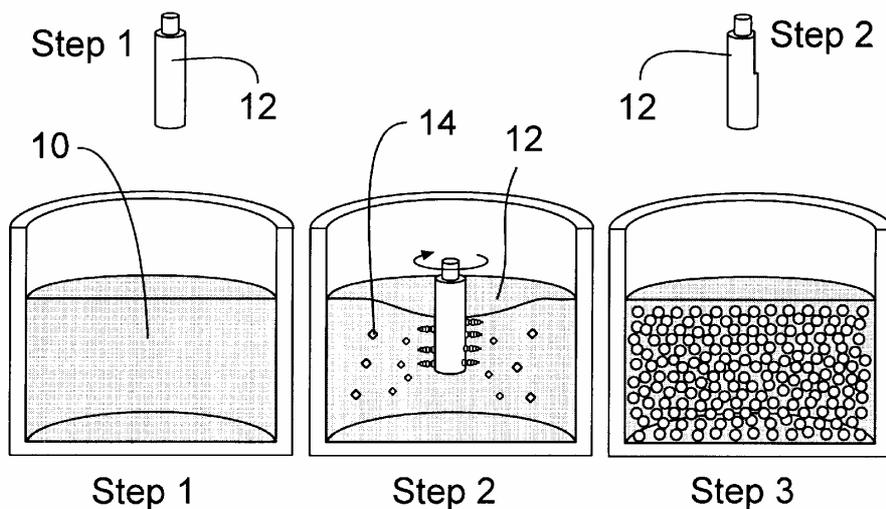


Fig. 1a

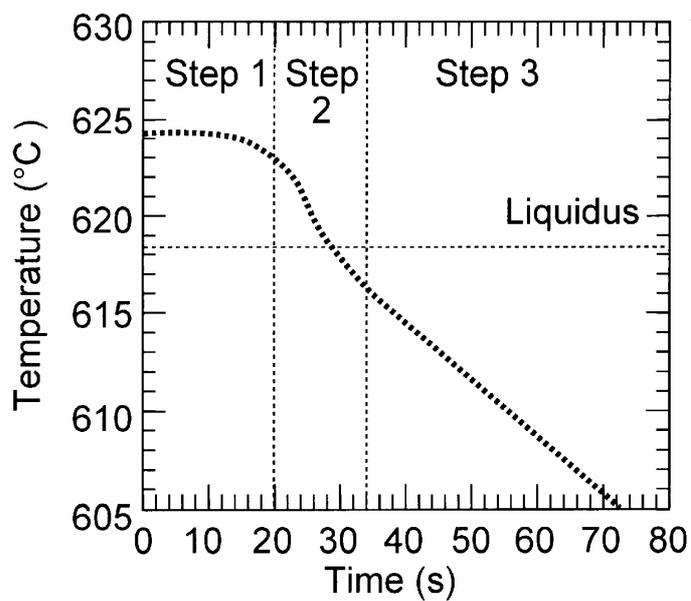


Fig. 1b

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 2 of 10

US 6,645,323 B2

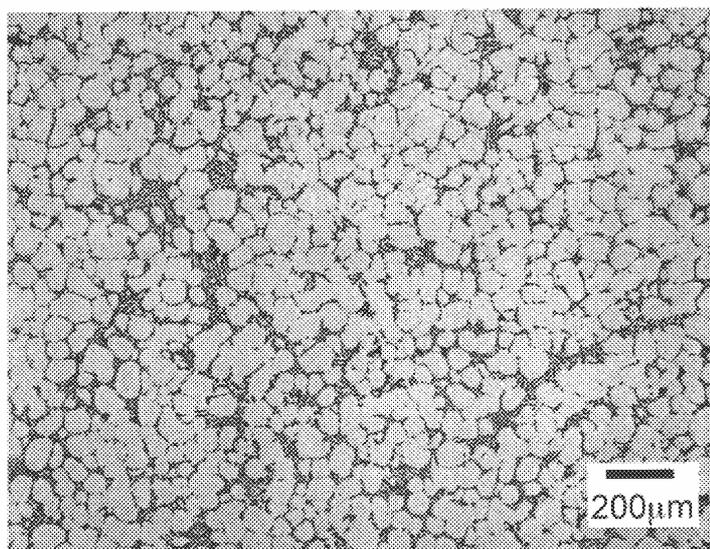


Fig. 2 (a)

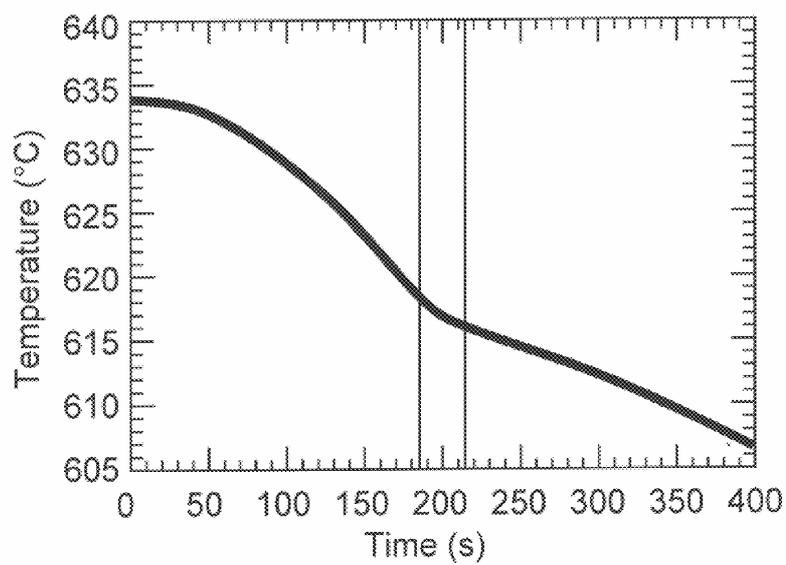


Fig. 2 (b)

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 3 of 10

US 6,645,323 B2

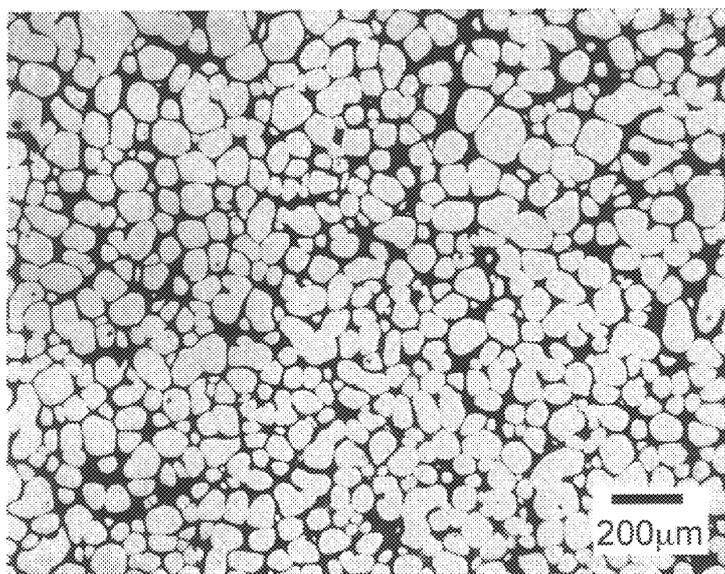


Fig. 3 (a)

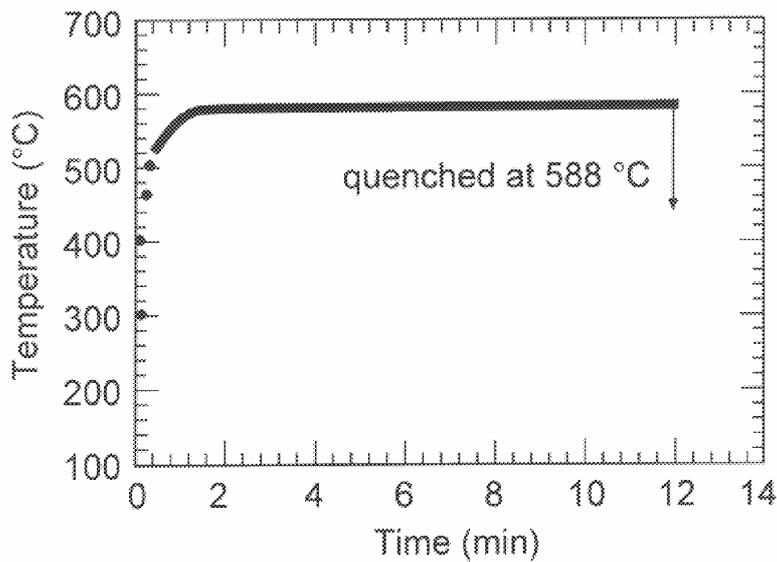


Fig. 3 (b)

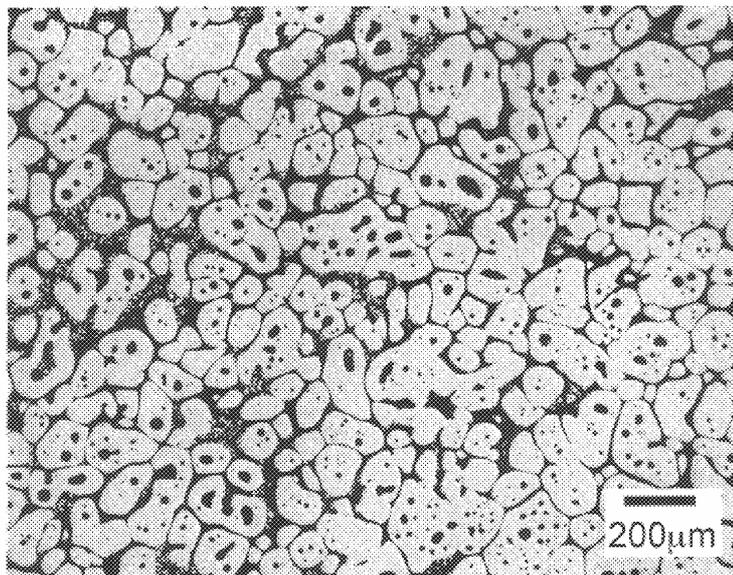


Fig. 4 (a)

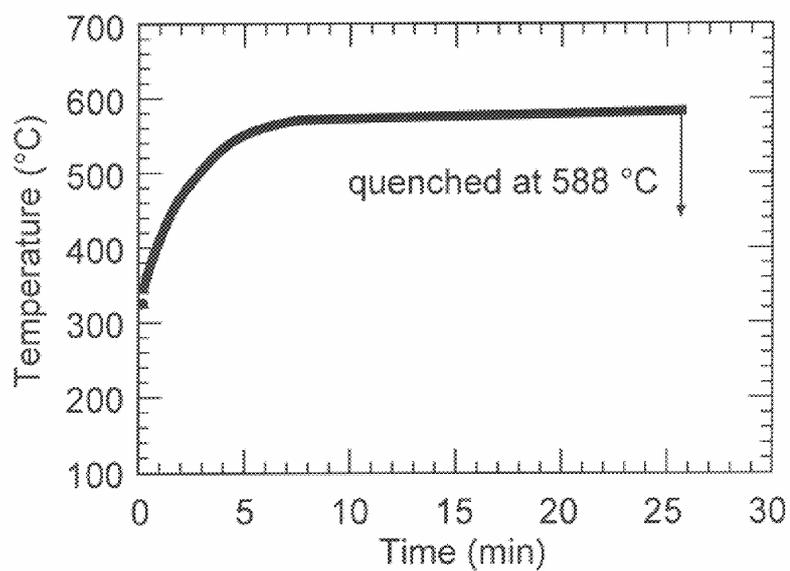


Fig. 4 (b)

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 5 of 10

US 6,645,323 B2

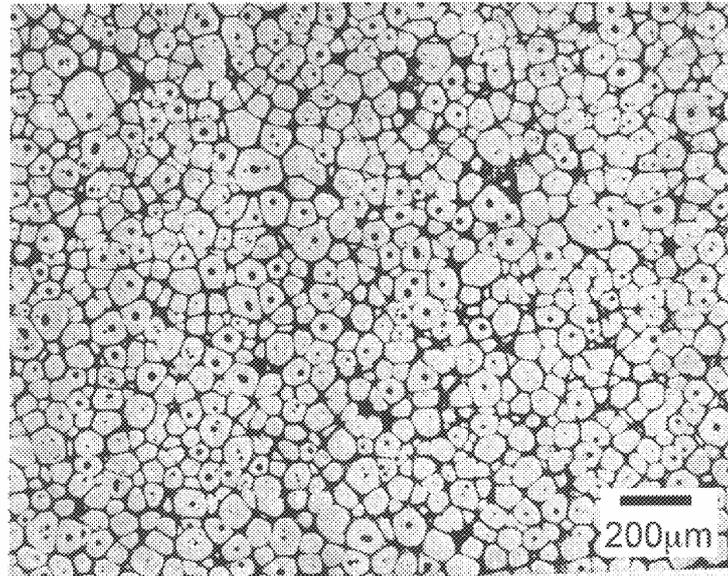


Fig. 5 (a)

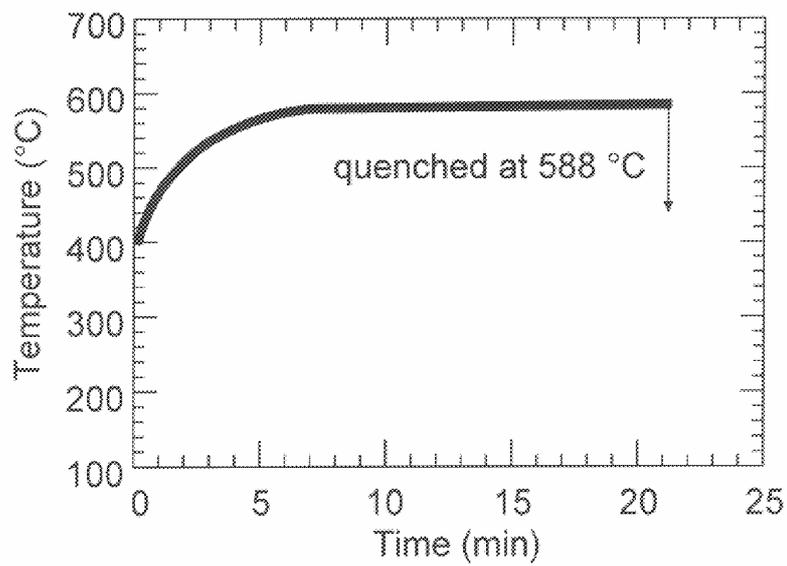


Fig. 5 (b)

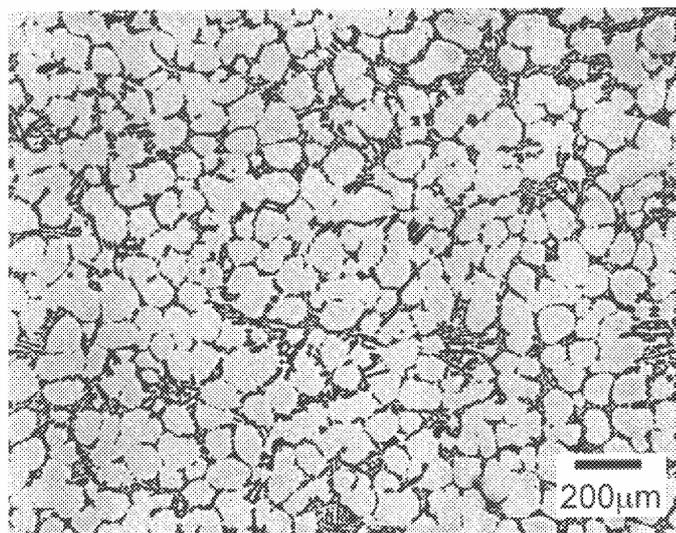


Fig. 6 (a)

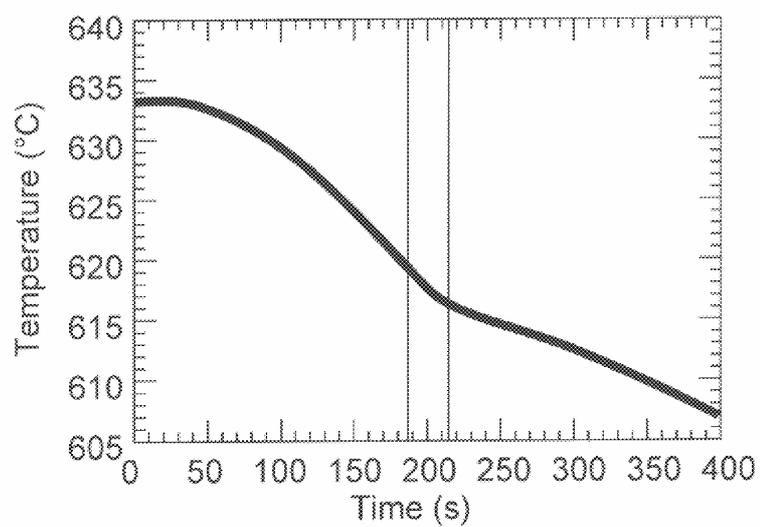


Fig. 6 (b)

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 7 of 10

US 6,645,323 B2

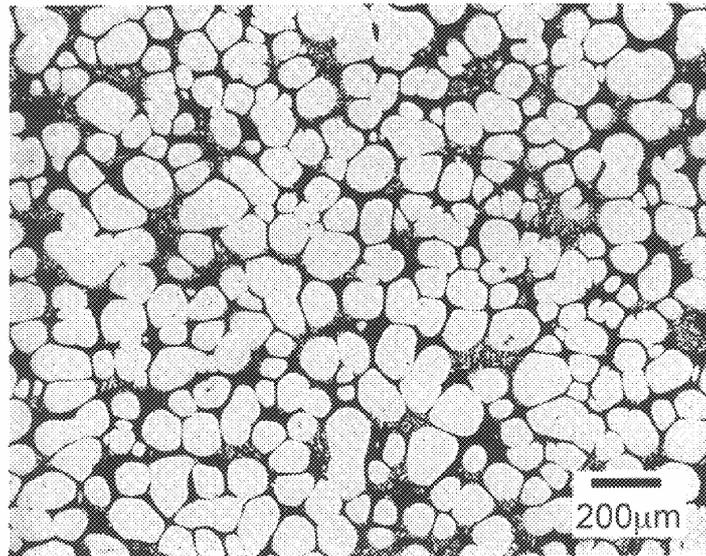


Fig. 7 (a)

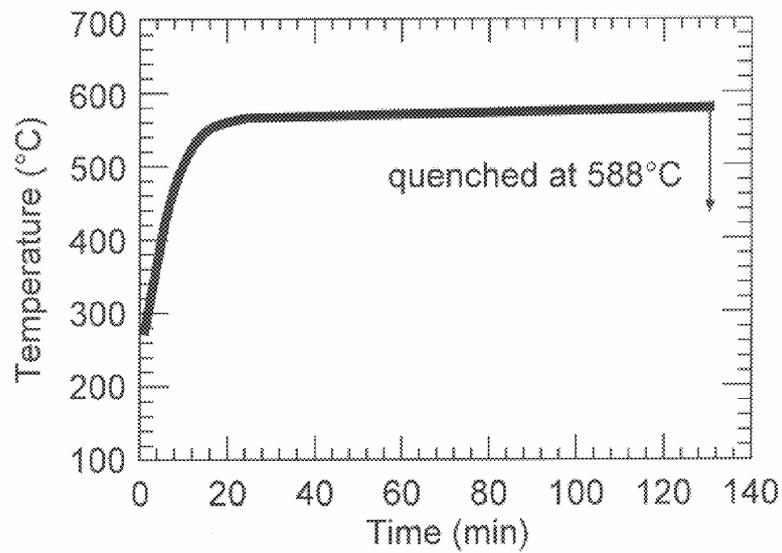


Fig. 7 (b)

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 8 of 10

US 6,645,323 B2

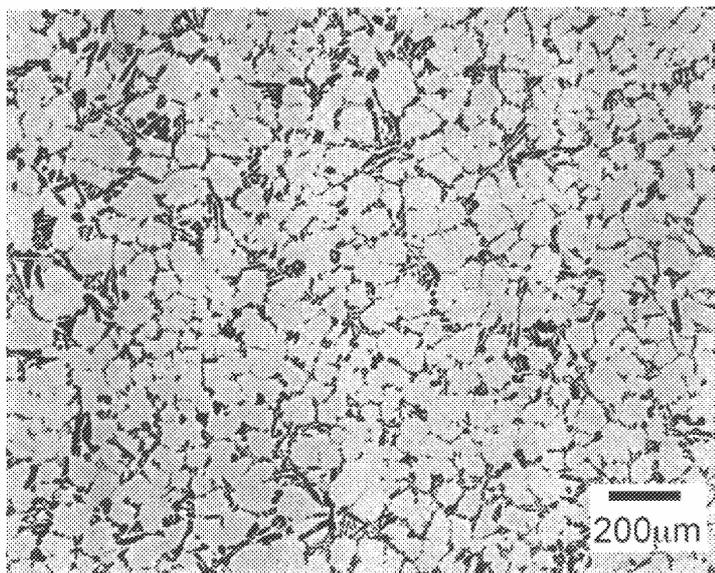


Fig. 8 (a)

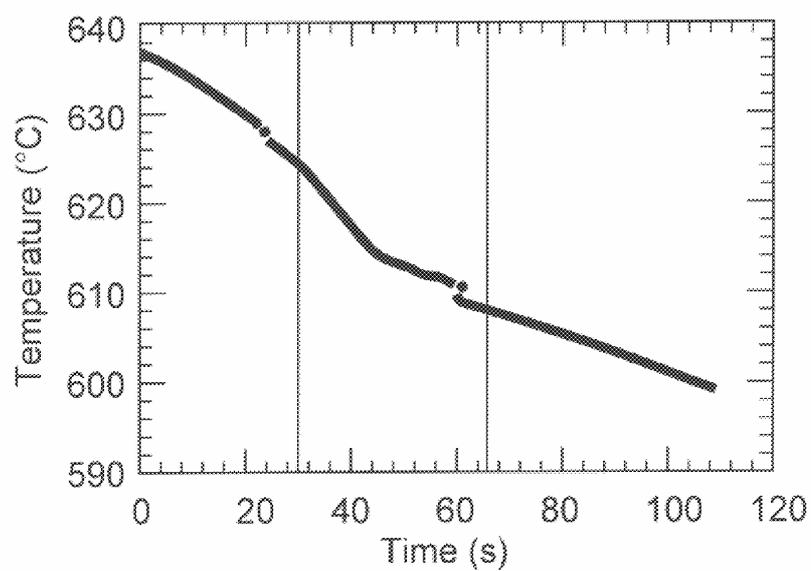


Fig. 8 (b)

U.S. Patent

Nov. 11, 2003

Sheet 9 of 10

US 6,645,323 B2

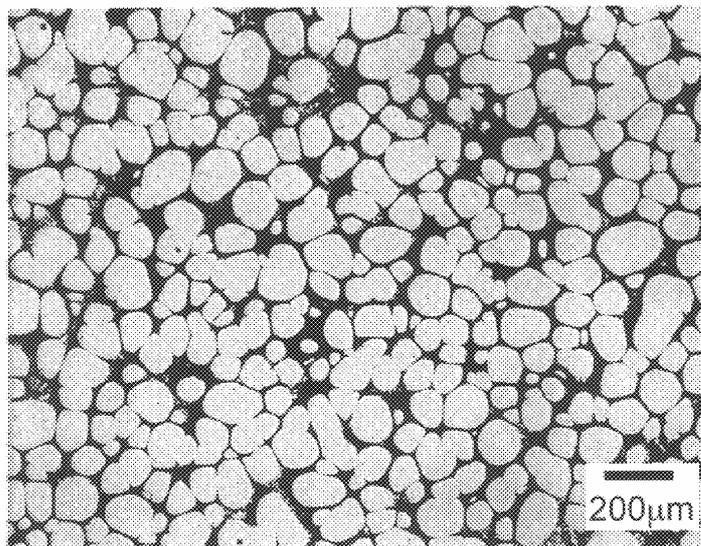


Fig. 9 (a)

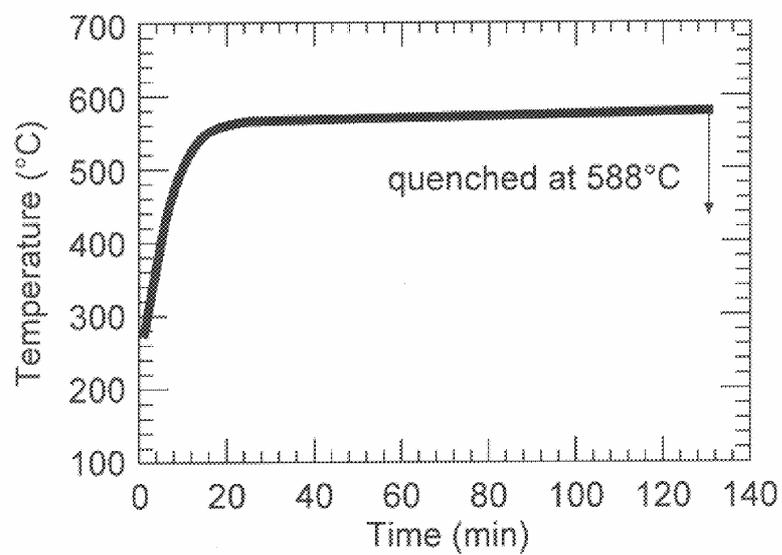


Fig. 9 (b)

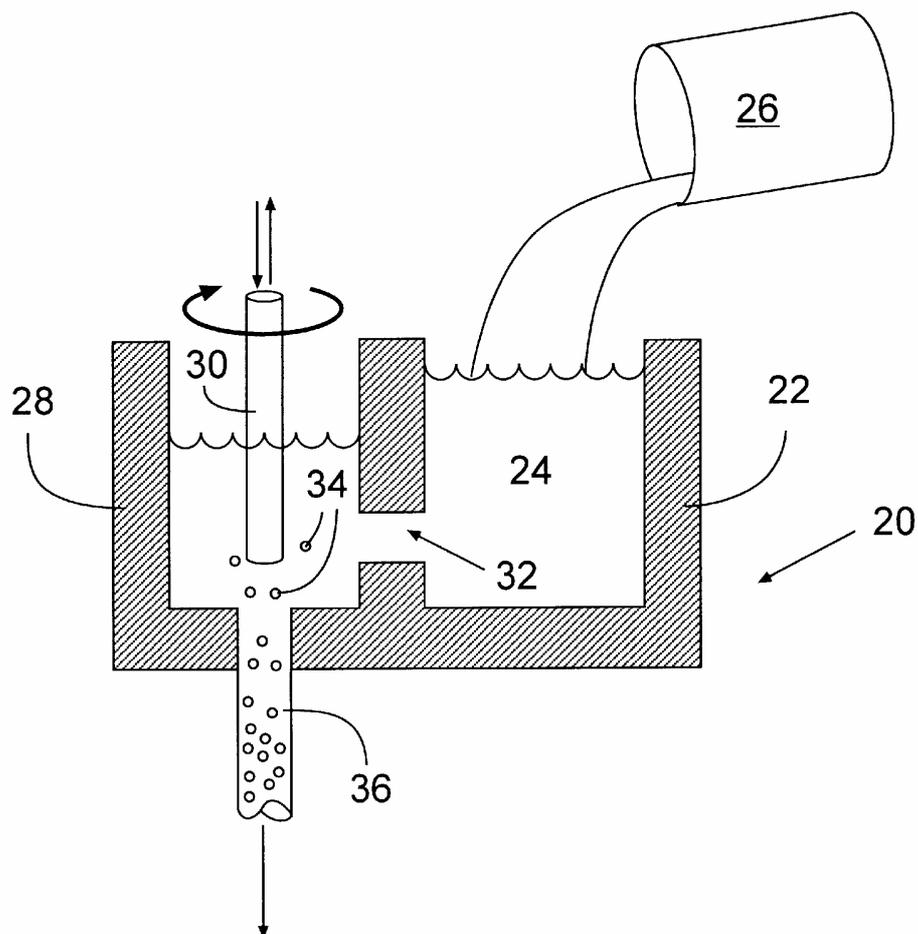


Fig. 10

US 6,645,323 B2

1

**METAL ALLOY COMPOSITIONS AND
PROCESS**

This a divisional of prior application Ser. No. 09/666, 700, filed Sep. 21, 2000, now abandoned.

The Government has rights in this invention pursuant to Contract No. DE-FC-07-98ID13618 awarded by the Department of Energy.

BACKGROUND OF THE INVENTION

This invention relates to a method and apparatus for making metal compositions containing degenerate dendrites.

Prior to the present invention, metal compositions have been made containing up to about 65 weight percent degenerate dendrites. Such compositions and their method of preparation are described in U.S. Pat. No. 3,948,650, issued Apr. 6, 1976 to Flemings et al and U.S. Pat. No. 3,954,455, issued May 4, 1976 to Flemings et al. As described by these patents, a metal alloy is heated to form a liquid-solid mixture which is vigorously agitated to convert the dendrites derived from the alloy to degenerate dendrites. The metal alloy is cooled while being vigorously agitated to the point where the viscosity of the high fraction solid material formed by cooling cannot be overcome by increasing shear forces on the high fraction solid material. These compositions can be cast directly or can be further solidified and subsequently reheated to form a thixotropic composition which can be cast directly (thixocasting). Substantial advantages are attained when casting the composition since the mold is not exposed to the heat of fusion of the material solidified prior to casting. Furthermore, the cast material experiences far less shrinkage upon solidification as compared to shrinkage as compared to an article cast from a totally liquid metal composition. However, the process for forming the high fraction solid while continuously agitating it over a significant portion of the cooling cycle causes problems. The degree of agitation required by this process causes undesirable entrapment of gas into the high fraction solid. In addition, the solid degenerate dendrites formed by the present commercial practice of the process contain a large proportion of entrapped liquid formed from eutectic metal compositions. Furthermore, during the cooling cycle, some macrosegregation of solid and liquid occurs. The entrapped gas, entrapped eutectic metal compositions and solid liquid macrosegregation causes the overall metal alloy composition thus formed to be non-uniform with resultant non-uniform physical characteristics such as strength characteristics.

The thixocasting process wherein the high fraction solid material is completely solidified by cooling and then reheated to form a liquid-solid composition is effected in part in order to form more of a microstructure wherein the solid degenerate dendrites are spheroidized, resulting in more uniform alloys. However, the process is more costly since the solidified metal in the gates and runners of the forming apparatus must be reheated from the solid state to the liquid state resulting in the loss of the desired degenerate dendrite microstructure.

European Patent Application 96108499.3 (Publication No. EP0745 694A1) discloses a process for forming a liquid-solid metal alloy composition which can be formed by casting. In this process, a melt of the alloy is formed in one or more first vessels. The melt then is transferred to an insulating vessel under cooling conditions wherein crystal nuclei form in the melt. The melt then is further cooled in the

2

insulating vessel under conditions to effect formation of spheroidal solids which form on the nuclei to produce the liquid-solid composition which is then cast. The melt is transferred into the insulating vessel either by moving it over a cooled inclined jig which diverts a melt stream into the insulating vessel or by pouring a plurality of metal alloy melts into the insulating vessel. When utilizing the latter mode of transfer, one of the melts is at a temperature lower than the liquidus temperature of a second melt so that the crystal nuclei form in the second melt. A major problem is that the poured melts entrap gas therein during the transfer and are retained therein due to the presence of solids. This results in a nonuniform final metal alloy composition having defects caused by the entrapped gas. In addition, the cooling rate and degree of agitation are poorly controlled such that the crystal nuclei are limited in number and are not homogeneously dispersed in the liquid melt. This results in degenerate dendrites containing entrapped liquid and in a formed metal alloy product having nonuniform physical characteristics throughout its volume. Furthermore, a skin is formed on the bottom surface of the solidified product which then must be removed in order to obtain a desired homogeneous final metal alloy product.

European Patent Application No. 95 309498.4 (Publication NO. EPO 719606 A1) also discloses formation of a liquid-solid metal alloy composition by forming an alloy melt in a first vessel and transferring it to an insulating vessel over a cooled inclined surface to form crystal nuclei in the melt. The melt is then cooled to form a liquid-solid alloy composition containing spheroidal solids which can be cast. Since this process relies on a pouring step in the presence of solids, it also has the disadvantage of entrapping gas while forming spheroidal solids nonhomogeneously distributed in the final metal alloy product.

U.S. Pat. Nos. 5,144,998; 5,555,926; 5,901,778 and 5,865,240 also disclose processes for forming a liquid-solid metal alloy composition which effects formation of a metal alloy melt in a first vessel which then is transferred to a second vessel under poorly controlled cooling and agitation conditions to form solid nuclei in the melt. Since the melt is transferred from one vessel to another while partially solidifying the melt, the problems associated with gas entrapment and nonhomogeneous sized spheroidal solids are encountered as set forth above.

Accordingly, it would be desirable to provide a skinless homogeneous liquid-solid metal alloy compositions which are free from entrapped gas and wherein the solid component is free of an eutectic composition. In addition, it would be desirable to form such compositions wherein the primary solids have maximum sphericity which are homogeneously distributed throughout the volume of the metal alloy composition. Such a metal alloy composition would be more easily shaped to provide a product having homogeneous physical characteristics throughout its volume. Furthermore, it would be desirable to provide a process for forming such liquid-solid compositions wherein crystal nuclei are homogeneously dispersed within a liquid melt so that homogeneously sized primary solids can be formed throughout the volume of the liquid-solid metal alloy.

SUMMARY OF THE INVENTION

This invention is based on the discovery that a skinless homogeneous liquid-solid metal alloy composition can be formed from a molten metal alloy composition, free of entrapped gas, substantially free of entrapped eutectic in primary solids, and having primary solids which are sub-

US 6,645,323 B2

3

stantially spherical by controlling conditions of cooling and vigorous agitation of a liquid precursor to the liquid-solid metal alloy. It has been found that rapid cooling and vigorous agitation can be effected for a short time over a narrow temperature range near the liquidus temperature of the molten metal alloy at a controlled cooling rate to form solid particle nuclei. Agitation is then ceased in a batch process or the liquid-solid alloy is removed from the source of agitation in a continuous process while cooling is continued so that the primary solids are formed on the solid particle nuclei while avoiding the formation of a solid dendritic network. The resultant skinless composition comprises homogeneously sized primary spheroidal solid particles substantially free of eutectic metal alloy composition and which is free of entrapped gas. The resultant liquid-solid metal alloy composition that can be formed such as by casting.

BRIEF DESCRIPTION OF THE DRAWINGS

FIG. 1(a) is a schematic diagram illustrating the process of this invention.

FIG. 1(b) is a graph of temperature as a function of time for the process of FIG. 1(a).

FIG. 2(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 1(a) comprising primary solids, secondary solid phase without reheating.

FIG. 2(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 2(a).

FIG. 3(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 1(a) comprising primary solids, secondary solid phase with reheating.

FIG. 3(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 3(a).

FIG. 4(a) is a photomicrograph of a metal composition of the prior art comprising primary solids, secondary solid phase and an eutectic metal alloy composition entrapped within the primary solids.

FIG. 4(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 4(a).

FIG. 5(a) is a photomicrograph of a metal composition of the prior art comprising primary solids, secondary solid phase and an eutectic metal alloy composition entrapped within the primary solids.

FIG. 5(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 5(a).

FIG. 6(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 1(b) comprising primary solids, secondary solid phase without reheating.

FIG. 6(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 6(a).

FIG. 7(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 1(b) comprising primary solids, secondary solid phase with reheating.

FIG. 7(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 7(a).

FIG. 8(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 2 comprising primary solids, secondary solid phase without reheating.

FIG. 8(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of FIG. 8(a).

FIG. 9(a) is a photomicrograph of a metal composition of Example 2 comprising primary solids, secondary solid phase with reheating.

FIG. 9(b) is a graph of temperature as a function of time for the process for producing the product of Fig. (a).

4

FIG. 10 is a schematic diagram illustrating the continuous process of this invention.

DESCRIPTION OF SPECIFIC EMBODIMENTS

The present invention provides a process for forming a skinless metal alloy comprising primary solids substantially free of eutectic metal compositions, a secondary phase which is liquid or solid, primary solids having improved sphericity homogeneously distributed throughout the volume of the metal alloy which metal alloy is free of entrapped gas. By the phrase "substantially free of entrapped eutectic metal compositions" as used herein is meant less than about 2% by volume, preferably less than 1% by volume eutectic metal compositions entrapped in the primary solids based of the volume of primary solids. The primary solids of the metal alloy compositions of this invention are characterized by an overall improved sphericity as compared to metal alloy composition of the prior art. This results in providing metal alloys which are more easily formed since the sphericity of the primary solids reduces friction within the metal alloy when it is moved during a shaping step as compared to metal alloys having primary solids with irregular shapes or having dendritic elongations at their surfaces.

The process of this invention comprises a first step of forming a metal alloy liquid composition within a vessel. The liquid metal alloy composition positioned within the vessel then can be cooled while vigorously agitating the cooled alloy such as by stirring under conditions to form solid nuclei particles while avoiding entrapment of gas within the agitated alloy compositions. Alternatively, the liquid metal alloy composition can be transferred to a second vessel under conditions to prevent formation of solids prior to cooling. Thus, the temperature of the walls of the second vessel can be above, at or below the liquidus temperature of the metal alloy composition. When the wall temperature is below the liquidus temperature, the wall temperature is raised to convert any formed solids to a liquid. In addition, the liquid metal alloy composition is rendered quiescent so that entrapped gas, if any, floats to the liquid surface without interference by the presence of solids and is removed from the liquid. The alloy is vigorously agitated while being cooled in a manner such that the solid nuclei are distributed throughout the metal liquid alloy composition substantially homogeneously. The degree of agitation is such as to effect substantially homogeneous distribution of the formed crystal nuclei while avoiding entrapment of gas. Agitation is effected while utilizing a rapid cooling rate range for a short time such as between about 1 second and about 1 minute, preferably between about 1 and about 30 seconds over a temperature range corresponding to a percent solidification of the alloy of between about 1 and about 20% weight fraction solids, preferably between about 3 and about 7% weight fraction solids while the liquid composition is cooled without agitation to effect forming the solid nuclei. Agitation can be effected utilizing a cool probe in any manner which avoids excessive cavitation at the liquid surface thereby to avoid entrapment of gas in the liquid. The probe can be rendered cool by passing a heat exchange fluid, such as water therethrough. Representative suitable agitation means include one or a plurality of cylindrical rods provided with an internal cooling means, a helical probe, or the like that preferably extends the depth of the liquid. The probe extends into a portion of the depth of the liquid up to substantially 100% of the depth of the liquid to promote homogeneous dispersion of the crystal nuclei. Agitation then is ceased in a batch process or the liquid-solid alloy is removed from the source of agitation in a continuous process. The resultant

US 6,645,323 B2

5

liquid-solid metal alloy composition then is cooled within the vessel to effect formation of spheroidal solid particles about the solid nuclei particles up to a concentration wherein the spheroidal solid particles increase the viscosity of the overall liquid-solid composition where it can be moved into a formation step such as a casting step. Generally, the upper weight percent primary solids, is between about 40 and about 65 percent and preferably contains 10 to 50 percent based on the total weight of the liquid solid composition. Surprisingly, the formation of spheroidal solid particles without agitation is effected by coarsening without the formation an interconnected dendrite network. In addition, since agitation is effected only for a short period of time, the inclusion of entrapped gas within the alloy composition is avoided. In addition, it has been found that by operating in this manner, macrosegregation of elements is minimized or eliminated throughout the volume of the metal alloy product produced. The resultant liquid-solid composition then is formed such as by casting.

The metal alloy composition comprising the primary solids and the secondary phase of the composition of this invention can be formed from a wide variety of metals or alloys which, when frozen from a liquid state without agitation form a dendritic network structure. When the composition of this invention includes primary solid discrete particles, the composition contains a secondary phase which can be either solid or liquid. The secondary phase is solid when the metal composition is solid and liquid when the metal composition is partially liquid. The secondary solid can be formed of one or more solid compositions. The primary particles comprise small degenerate dendrites or nodules which are generally spheroidal in shape and are formed as a result of first agitating the melt while cooling when the secondary phase is liquid followed by cooling the secondary phase of the partially molten alloy under a quiescent condition without agitation. The primary solid particles are made up of a single phase having an average composition different from the average composition of the surrounding secondary phase, which secondary phase can itself comprise primary and secondary phases upon further solidification.

By the term "primary solid" as used herein is meant the phase or phases solidified to form discrete degenerate dendrite particles as the temperature of the melt is reduced below the liquidus temperature of the metal into the liquid-solid temperature range after the solid nuclei are formed and prior to casting the liquid-solid slurry form. The primary solids are degenerate dendrites in that they are characterized by having smoother surfaces and less branched structures which approach a more spherical configuration than normal dendrites and do not have a dendrite structure when interconnection of the primary particles is effected to form a network dendritic structure. In addition, the primary solids are substantially free on eutectics. By the term "secondary solid" as used herein is meant the phase or phases that solidify from the liquid existing in the slurry at a lower temperature than at which the primary solid particles are formed after formation of primary solids ceases. Normally solidified alloys have branched dendrites separated from each other in the early stages of solidification, i.e., up to 15 to 20 wt. percent solid, and develop into an interconnected network as the temperature is reduced and the weight fraction solid increase. The composition containing primary solids of this invention, on the other hand, prevents formation of the interconnected network by maintaining the discrete primary particles separated from each other by the liquid phase even up to solid fractions of about 65 weight percent.

6

The secondary solid which is formed during solidification from the liquid phase subsequent to forming the primary solid contains one or more phases of the type which would be obtained during solidification by presently employed casting processes. That is, the secondary phase comprises solid solutions, or mixtures of dendrites, compounds and/or solid solutions.

The size of the primary particles depends upon the alloy or metal composition employed, the temperature of the solid-liquid mixture and the time the alloy spends in the solid-liquid temperature range. Thus, in general, the size of the primary particles depends on composition, thermo-mechanical history of the slurry, number of crystal nuclei formed, cooling rate and can range from about 1 to about 1,000 microns and are homogeneously sized throughout the metal alloy composition. It is preferred that the composition contain between 10 and 50 weight percent primary solids since these compositions have a viscosity which promotes ease of casting or forming.

The compositions of this invention can be formed from any metal alloy system or pure metal regardless of its chemical composition which, when frozen from the liquid state without forming solid nuclei forms a dendritic structure. Even though pure metals and eutectics melt at a single temperature, they can be employed to form the composition of this invention since they can exist in liquid-solid equilibrium at the melting point by controlling the net heat input or output to the melt so that, at the melting point, the pure metal or eutectic contains sufficient heat to fuse only a portion of the metal or eutectic liquid. This occurs since complete removal of heat of fusion in a slurry employed in the casting process of this invention cannot be obtained by equating the thermal energy supplied and that removed by a cooler surrounding environment. Representative suitable alloys include lead alloys, magnesium alloys, zinc alloys, aluminum alloys, copper alloys, iron alloys, nickel alloys, cobalt alloys. Examples of these alloys are lead-tin alloys, zinc-aluminum alloys, zinc-copper alloys, magnesium-aluminum alloys, magnesium-aluminum-zinc alloys, magnesium-zinc alloys, aluminum-silicon alloys, aluminum-copper-zinc-magnesium alloys, copper-tin bronzes, brass, aluminum bronzes, steels, cast irons, tool steels, stainless steels, super-alloys, and cobalt-chromium alloys, or pure metals such as iron, copper or aluminum.

The following examples illustrate the present invention and are not intended to limit the same.

EXAMPLE Ia

A356 Alloy Processed in a High-Density Graphite Crucible

The following is a detailed description of a method for producing A356 aluminum alloys with non-dendritic structures, with reference to FIGS. 1-5.

About 405 g of A356 aluminum alloy stock were melted in a high-density graphite crucible 3 inches tall, with a 2.5 inch inner diameter, and a 0.25 inch wall thickness. The crucible was placed inside an air-circulating resistance furnace, which was programmed to slowly cool the melt to a temperature 7° C. above its liquidus temperature. After holding at that temperature for several minutes, a solid copper rod with a 0.5 inch diameter, rotating at 1236 rpm, and initially at room temperature, was introduced in the furnace through an opening in its top and immersed into the melt 1.8 inches. The immersed, rotating rod provided a combination of rapid cooling and vigorous agitation of the

US 6,645,323 B2

7

melt. This led to a rapid decrease of the melt temperature, which dropped below the liquidus temperature, causing copious nucleation of primary aluminum particles. The rotating rod remained in the melt for 15 seconds, dropping the melt temperature to 615° C., about 2° C. below the liquidus temperature, which corresponds to about 3% fraction solid. After the combined cooling and agitation period, the rod was removed from the melt, and the melt was cooled and solidified completely. FIG. 1(a) shows the three general processing steps of this invention. In step 1, the completely liquid melt 10 is formed prior to introducing rotating cold rod 12 into the melt 10. In step 2, crystal nuclei 14 are formed in the liquid melt 10 as a result of contact with the rotating cold rod 12. In step 3, the rod 12 is removed from the liquid-solid metal composition 16 in which spheroidal primary solids are formed while cooling is continued at a cooling rate shown in FIG. 1(b) until the composition is solid.

FIG. 2(a) shows the homogeneous structure found throughout the volume of the solidified alloy after processing according to the above example and the cooling curve shown in FIG. 2(b). FIG. 3(a) shows the same material after rapidly reheating to 590° C., isothermally holding for approximately 10 minutes, and quenching according to the temperature profile of FIG. 3(b). FIGS. 4(a) and (b) shows the microstructure and temperature profile of reheated 3 inch diameter MHD billet (electromagnetically stirred) used commercially for thixocasting. FIGS. 4(a) and (b) shows the microstructure and temperature profile for reheated 1 inch diameter of a commercially available a Stress Induced Melt Activation (SIMA) processed billet.

The striking differences when comparing the microstructures of the reheated material processed by the method described by this invention with those of the reheated MHD and SIMA billets, are the negligible amount of entrapped eutectic compositions, and the improved sphericity found in the reheated material processed by the method described by this invention. This difference is of critical importance during semisolid metal forming operations for which the material is to be used. At forming temperatures, the entrapped eutectic compositions are liquid, but do not contribute to the flow behavior of the semi-solid material, which behaves as if it contained a larger amount of primary solid particles. When significant amounts of entrapped liquid are present in unpredictable quantities, as shown in the reheated MHD material, flow behavior becomes difficult to predict and forming operations may yield large amounts of defective products.

EXAMPLE 1b

A356 Alloy Processed in a Clay-Graphite Crucible

The following is a detailed description of a method for producing A356 aluminum alloys with non-dendritic structures, with reference to FIGS. 6(a), 6(b), 7(a) and 7(b)

About 540 g of A356 aluminum alloy stock were melted in a clay-graphite crucible 5 inches tall, with a 3 inch inner diameter, and a 0.6 inch wall thickness. The crucible was placed inside an air-circulating resistance furnace, which was programmed to slowly cool the melt to a temperature slightly above its liquidus temperature. When the melt had been cooled to 3° C. above the liquidus temperature, a helix made with copper rod, rotating at 780 rpm, and initially at room temperature, was introduced in the furnace through an opening in its top and immersed into the melt 2 inches. The helix had a diameter of 1 inch and was made from rod with

8

a 0.25 inch diameter. The immersed, rotating helix provided a combination of rapid cooling and vigorous agitation of the melt. This led to a rapid decrease of the melt temperature, which dropped below the liquidus temperature, causing copious nucleation of primary aluminum particles. The rotating helix remained in the melt for 30 seconds, dropping the melt temperature to 616° C., about 1° C. below the liquidus temperature, which corresponds to about 1% fraction solid. After the combined cooling and agitation period, the rod was removed from the melt, and the melt was cooled and solidified completely. FIG. 6(a) shows the homogeneous structure found throughout the volume of the solidified alloy after processing according to the above example and the cooling curve shown in FIG. 6(b). FIG. 7(a) shows the same material after rapidly reheated to 590° C., isothermally holding for approximately 10 minutes, and quenching according to the temperature profile in FIG. 7(b).

EXAMPLE 2

A356 Alloy Processed Using an Induction Furnace

The following is a detailed description of a method for producing A356 aluminum alloys with non-dendritic structures, with reference to FIGS. 8(a), 8(b), 9(a) and 9(b).

About 590 g of A356 aluminum alloy stock were melted in a high-density graphite crucible 4 inches tall, with a 3 inch inner diameter, and a 0.5 inch wall thickness. The crucible was placed inside an induction furnace, which was programmed to superheat the melt roughly 50° C. above its liquidus temperature. The furnace power was then shut off and the melt was allowed to slowly cool in the crucible. When the melt had been cooled to within 6° C. above the liquidus temperature, a helix made with copper rod, rotating at 1000 rpm, and initially at room temperature, was introduced in the furnace through an opening in its top and immersed into the melt 2 inches. The helix has a diameter of 1 inch and was made from rod with a 0.25 inch diameter. The immersed, rotating helix provided a combination of rapid cooling and vigorous agitation of the melt. This led to a rapid decrease of the melt temperature, which dropped below the liquidus temperature, causing copious nucleation of primary aluminum particles. The rotating helix remained in the melt for 32 seconds, dropping the melt temperature to 608° C., about 9° C. below the liquidus temperature, which corresponds to about 18% fraction solid. After the combined cooling and agitation period, the rod was removed from the melt, and the melt was cooled and solidified completely. FIG. 8(a) shows the homogeneous structure found throughout the volume of the solidified alloy after processing according to the above example and the cooling curve shown in FIG. 8(b). FIG. 9(a) shows the same material after rapidly reheated to 590° C., isothermally holding for approximately 20 minutes, and quenching according to the temperature profile in FIG. 9(b).

As shown in FIG. 10 a continuous process for forming the metal alloy compositions of this invention is illustrated. A vessel 20 comprises a first subvessel 22 for holding a completely liquid metal composition 24 which is introduced from vessel 26. Subvessel 28 is adapted to receive water cooled rotating rod 30 and to receive the liquid metal composition through passageway 32 which can be opened or closed with conventional valve means (not shown). Crystal nuclei 34 are formed in subvessel 28 in the manner described above. The liquid-solid composition 36 is removed from the agitating rod 30 in subvessel 28 either by gravity, under pressure or by a suitable pulling force on the composition 36 so that it can be cooled in the absence of agitation to form

US 6,645,323 B2

9

a composition that can be shaped either directly or by being solidified and then reheated to form a liquid-solid composition.

We claim:

1. The method for forming a solid skinless metal composition free of entrapped gas and being derived from a liquid-solid composition comprising solid discrete degenerate dendrites homogeneously distribute a liquid phase of said metal composition, said solid discrete degenerate dendrites being substantially free of eutectics which comprises:

(a) heating a metal alloy composition in a vessel to form a liquid free of solids and comprising said metal composition,

(b) cooling said liquid while agitating said liquid with at least one cool rotating probe extending into said liquid under conditions to form solid nuclei homogeneously dispersed within said liquid while avoiding entrapment of gas in said liquid to form a liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid,

(c) ceasing agitation of said liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid or removing the liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid from the source of agitation and

(d) continuing cooling said liquid-solid composition from step (c) while said liquid-solid composition from step (c) is quiescent until said liquid-solid composition from step (c) becomes solid.

2. The method of claim 1 wherein said liquid is cooled in said vessel.

3. The method of claim 1 wherein said liquid is transferred to a second vessel prior to step (b).

4. The method of claim 3 wherein walls of said second vessel are initially at a temperature above the liquidus temperature of said metal alloy composition.

5. The method of claim 3 wherein walls of said second vessel are initially at a temperature at the liquidus temperature of said metal alloy composition.

6. The method of claim 3 wherein walls of said second vessel are initially at a temperature below the liquidus temperature of said metal by composition.

7. The method of claim 1 wherein said steps (b), and (d) are conducted continuously.

8. The method for forming a shaped skinless metal composition free of entrapped gas and having solid discrete degenerate dendrites homogeneously distributed within a liquid phase of said metal composition, said solid discrete degenerate dendrites being substantially free of eutectics which comprises:

(a) heating a metal alloy composition in a vessel to form a liquid free of solids and comprising said metal composition,

(b) cooling said liquid while agitating said liquid with at least one cool rotating probe extending into said liquid

10

under conditions to form solid nuclei homogeneously dispersed within said liquid while avoiding entrapment of gas in said liquid to form a liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid,

(c) ceasing agitation of said liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid or removing the liquid-solid composition containing between about 1 and about 20 weight fraction solid from the source of agitation,

(d) continuing cooling said liquid-solid composition from step (c) while said liquid-solid composition from step (c) is quiescent until said liquid-solid composition from step (c) contains up to about 65 weight percent primary solids homogeneously dispersed in a liquid secondary phase, and

(e) shaping said liquid-solid composition formed in step (d).

9. The method of claim 8 wherein said liquid is cooled in said vessel.

10. The method of claim 8 wherein said steps (b), (c), (d) and (e) are conducted continuously.

11. The method of any one of claims 1, 8, 2, 9, 3, 4, 5, or 6 wherein agitation is effected with one probe extending into the liquid.

12. The method of claim 11 wherein said liquid is cooled in step (b) to form a liquid-solid composition containing between about 3 and about 7% weight fraction solids.

13. The method of claim 11 wherein said probe is a cylindrical rod.

14. The method of claim 11 wherein said probe is a helical probe.

15. The method of any one of claims 1, 8, 2, 9, 3, 4, 5, or 6 wherein agitation is effected with a plurality of probes extending into the liquid.

16. The method of claim 15 wherein said liquid is cooled in step (b) to form a liquid-solid composition containing between about 3 and about 7% weight fraction solids.

17. The method of claim 15 wherein said plurality of probes are cylindrical rods.

18. The method of claim 15 wherein said plurality of probes are helical probes.

19. The method of any one of claims 1, 8, 2, 9, 3, 4, 5, 6, 7, or 10 wherein said liquid is cooled in step (b) to form a liquid-solid composition containing between about 3 and about 7% weight fraction solids.

20. The method of any one of claims 1, 8, 2, 9, 3, 4, 5, 6, 7, or 10 wherein said at least one probe is a cylindrical rod.

21. The method of any one of claims 1, 8, 2, 9, 3, 4, 5, 6, 7, or 10 wherein said at least one probe is a helical probe.

22. The method of any one of claims 8 or 10 wherein said cooling in step (d) is effected to form a liquid-solid metal composition containing between about 17 and about 50 weight percent primary solids.

* * * * *

20.2 Anexo II: Descripción de tratamientos térmicos

Tratamiento térmico	Descripción
T 1	Enfriado desde la elevada temperatura del proceso de conformado y envejecido* naturalmente a la condición estable.
T 2	Ídem T 1 pero trabajado en frío luego del enfriado
T 3	Homogenización, trabajado en frío y envejecido naturalmente a la condición estable
T 4	Homogenización y envejecido naturalmente a la condición estable
T 5	Enfriado desde la elevada temperatura del proceso de conformado y envejecido artificialmente
T 6	Homogenización y envejecido artificialmente
T 7	Homogenización y estabilización (sobreenvejecimiento)
T 8	Homogenización, trabajado en frío y envejecido artificialmente
T 9	Homogenización, envejecido artificialmente y posterior trabajado en frío
T 10	Enfriado desde la elevada temperatura del proceso de conformado, envejecido artificialmente y posterior trabajado en frío

*Envejecido: Endurecimiento por precipitación.

20.2 Anexo III: Plano de la isla SSR

