

# PROYECTO FINAL DE CARRERA

**TÍTULO:** DEFORMACIÓN PLÁSTICA DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO A357 EN ESTADO SEMISÓLIDO

**AUTOR:** Jesús Zapata Rodríguez

**TITULACIÓN:** Ingeniería Técnica Industrial, especialidad Mecánica

**DIRECTOR:** Manel Campillo Betbesé

**PONENTE:** Sergi Menargues

**TÍTULO:** DEFORMACIÓN PLÁSTICA DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO A357 EN ESTADO SEMISÓLIDO

**APELLIDOS:** Zapata Rodríguez

**NOMBRE:** Jesús

**TITULACIÓN:** Ingeniería Técnica Industrial

**ESPECIALIDAD:** Mecánica

**PLA:** 95

**DIRECTOR:** Manel Campillo Betbesé

**DEPARTAMENTO:** Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

**CUALIFICACIÓN DEL PFC**

**TRIBUNAL**

**PRESIDENTE**

**SECRETARIO**

**VOCAL**

**FECHA DE LECTURA:**

**Este Proyecto tiene en cuenta aspectos medioambientales:**  Sí  No

**PROYECTO FINAL DE CARRERA**

## RESUMEN

Actualmente las empresas han de innovar en nuevas tecnologías con una mayor calidad y a un coste de producción inferior debido a la gran competitividad que existe a nivel industrial, concretamente en sectores del transporte como la automoción y la aeronáutica. Con los procesos de conformación en estado semisólido (SSM) se obtienen componentes con mejores propiedades mecánicas, se reducen los defectos y también los costes de producción.

La aleación utilizada en este proyecto es la A357, esta es idónea para procesos de conformación en estado semisólido, debido a su rango en estado semisólido que posibilita trabajar dentro de un amplio intervalo de temperaturas.

Este proyecto tiene como finalidad el estudio y análisis del comportamiento que sufre dicha aleación con dos microestructuras diferentes, globular y dendrítica, deformadas plásticamente en estado semisólido para tres temperaturas distintas, 560 °C, 565 °C y 570 °C, y a dos velocidades distintas, 20 mm·min<sup>-1</sup> y 50 mm·min<sup>-1</sup>.

**Palabras clave:**

Aleación	Aluminio	A357	Deformación plástica
Semisólido	Sub-Liquidus Casting	Microestructura	Globular
Dendrítica			

# Índice

1. GLOSARIO DE TÉRMINOS .....	6
2. INTRODUCCION .....	7
2.1. Origen del proyecto.....	7
2.2. Requisitos previos. ....	7
2.3. Objetivo del proyecto.....	7
2.4. Motivación. ....	7
3. MEMORIA.....	8
3.1. Introducción al conocimiento del aluminio .....	8
3.1.2. Aleaciones de fundición. ....	8
3.1.3. Aleaciones de forja.....	8
3.4. Conformación en estado semisólido (SSM). ....	9
Introducción. ....	9
3.4.1 Sub-Liquidus Casting (SLC) .....	10
3.4.2 Procesos SSM por deformación plástica: .....	11
Thixoextrusión:.....	11
4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL .....	14
4.2. Obtención de las muestras:.....	15
4.3. Material utilizado: .....	16
Aleación de aluminio A357.....	16
Aditivos modificadores y afinadores de grano.....	17
4.4. Tratamiento en horno de inducción. ....	18
4.4.1. Experimentación: .....	18
4.4.2. Procedimiento detallado de experimentación. ....	19
4.6. Preparación para el estudio metalográfico.....	19
A. Montaje y pulido de las probetas: .....	20
B. Estudio metalográfico por microscopia óptica: .....	21
C. Ensayo de micro durezas Vickers: .....	21
5. ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....	22
5.1. Estudio metalográfico: .....	22
5.2 Efecto de la temperatura de recalentamiento.....	23
5.2.1. Aleación A357 conformada por SLC .....	23
5.2.2. Aleación A357 colada por gravedad.....	24

5.3. Efecto de la velocidad del pistón en la de deformación. ....	26
5.3.1. Aleación A357 conformada por SLC. ....	26
5.3.2. Aleación A357 colada por gravedad.....	27
5.4. Comparación del efecto de la velocidad de compresión y temperatura de ambas microestructuras. ....	29
5.5. Ensayos mecánicos de las muestras.....	31
6. CONCLUSIONES .....	32
7. PRESUPUESTO .....	33
8. PERSPECTIVAS .....	34
9. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL.....	35
10. BIBLIOGRAFIA:.....	36

# 1. GLOSARIO DE TÉRMINOS.

**CDAL:** Centro de Diseño de Aleaciones Ligeras y Tratamientos de Superficie.

**CMEM:** Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

**SSM:** Conformación en Estado Semisólido.

**SLC:** Sub-Liquidus Casting.

**EPSEVG:** Escola Politècnica Superior d'Enginyeria de Vilanova i la Geltrú.

## **2. INTRODUCCION**

### **2.1. Origen del proyecto.**

Este proyecto tiene su origen en una petición por mí parte de un PFC de un año al Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (CMEM), puesto que todavía me quedaban asignaturas para acabar prefería acabarlas junto con el inicio del proyecto.

Respondiendo a mi petición el Departamento de Ciencia de los Materiales me ofreció participar en un proyecto que se estaba haciendo en el “Centro de Diseño de Aleaciones Ligeras y Tratamientos de Superficie” (CDAL) de la “Escola Politècnica Superior d’Enginyeria de Vilanova i la Geltrú” (EPSEVG), y está relacionado con la actividad de investigación que se efectúa en una tesis doctoral.

### **2.2. Requisitos previos.**

Los primeros pasos realizados para poder empezar el estudio fueron el conocimiento del funcionamiento de las diferentes máquinas en las cuales trabajaría, como microscopio ópticos, pulidoras, tronzadoras, embutidoras, horno de inducción, máquina de tracción y programas informáticos. Recuperar conocimientos adquiridos durante la carrera y realizar una exhaustiva búsqueda bibliográfica.

### **2.3. Objetivo del proyecto.**

El objetivo del proyecto es estudiar el efecto de la deformación en caliente de una aleación de aluminio típica de fundición como es la A357. Se pretende deformar la aleación con microestructura globular obtenida por Sub-Liquidus Casting y dendrítica obtenida por colada por gravedad. Se estudia el efecto de la temperatura y de la velocidad de deformación en la microestructura y en las propiedades mecánicas.

### **2.4. Motivación.**

El motivo por el cual me decidí a hacer este proyecto es gracias a los conocimientos adquiridos en el estudio de la ingeniería mecánica en el campo de la metalurgia. Especialmente en asignaturas obligatorias como Fundamentos de Ciencia de Materiales (FCMA) y Materiales Metálicos (MMET) así como otras asignaturas del CMEM. Estas asignaturas me ayudaron a comprender que el mundo de la metalurgia no es nada fácil y se tienen que considerar muchos factores, como por ejemplo el de la innovación. Este proyecto pretende ayudar a la innovación de proceso de conformación, puesto que se intenta deformar plásticamente una aleación típica de fundición conseguir una microestructura idónea y unas buenas propiedades mecánicas.



## 3. MEMORIA

### 3.1. Introducción al conocimiento del aluminio

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por la relativamente baja densidad ( $2700 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$  comparada con  $7900 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$  del acero), elevadas conductividades eléctrica y térmica y resistencia a la corrosión en algunos medios, incluyendo el atmosférico. A muchas de estas aleaciones se les puede dar formas diferentes con facilidad debida a su elevada ductilidad; esto es evidente en el aluminio puro, que se puede convertir en papel y enrollar. El aluminio tiene una estructura cúbica centrada en las caras y es dúctil incluso a temperatura ambiente. La principal limitación del aluminio es la baja temperatura de fusión ( $660 \text{ }^\circ\text{C}$ ), que restringe su campo de aplicación [1].

#### 3.1.2. Aleaciones de fundición.

Se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada del metal líquido en moldes de arena, de acero o por inyección han de tener una buena colabilidad y ser capaces de llenar el molde por completo. La colabilidad se mejora añadiendo silicio hasta un 15 %. La adicción de magnesio, en porcentajes de 0,3 % al 1 %, conjuntamente con el silicio, facilita el endurecimiento por precipitación con el que aumenta las características resistentes [1].

En la Tabla 3.1 se muestra la clasificación de las aleaciones de fundición.

Tabla 3.1: Clasificación de las aleación de fundición [4].

ELEMENTO MAYORITARIO DE ALEACIÓN	SERIE
Aluminio 99%	1xx.x
Cobre	2xx.x
Silicio con Cobre y/o Magnesio	3xx.x
Silicio	4xx.x
Magnesio	5xx.x
Zinc y Magnesio	7xx.x
Estaño	8xx.x
Otros elementos	9xx.x
Series no usuales	6xx.x

#### 3.1.3. Aleaciones de forja

Las aleaciones de aluminio por forja se conforman por deformación plástica, variando significativamente la microestructura de las aleaciones del aluminio en comparación a las de fundición. Las aleaciones se pueden dividir a su vez en tratables o no tratable térmicamente.

Una buena resistencia a alta temperatura se consigue añadiendo cobre (hasta un 4 %) y/o níquel (hasta un 1 %) y manganeso (hasta un 1 %).

Una buena resistencia a la corrosión se consigue, por otro lado, con aleaciones de magnesio, manganeso, o en combinación de magnesio y silicio. La maquinabilidad se mejora en gran medida al añadir plomo y bismuto hasta un 0,6 % cada uno.

Una estructura con grano fino se obtiene especialmente añadiendo boruro de titanio por encima del 0,1 % [4].

La Tabla 3.2 muestra la clasificación de aleaciones de forja.

*Tabla 3.2: Clasificación de las aleaciones de forja [4].*

ELEMENTO MAYORITARIO DE ALEACIÓN	SERIE
Aluminio 99%	1xxx.
Cobre	2xxx.
Manganeso	3xxx.
Silicio	4xxx.
Magnesio	5xxx.
Magnesio y Silicio	6xxx.
Zinc y Magnesio	7xxx
Otros elementos	8xxx
Series no usuales	9xxx

### **3.4. Conformación en estado semisólido (SSM).**

#### **Introducción.**

Históricamente la conformación de las aleaciones se realizaba por procesos de inyección o colada por gravedad, pero esta técnica tenía el inconveniente de la formación de micro y macro porosidad causa del régimen turbulento en el llenado del molde y el gas disuelto. Estos defectos aumentan la fragilidad del material reducen las propiedades mecánicas, que tampoco pueden mejorarse con tratamiento térmicos a causa de la aparición de ampollas [5].

A causa de estos inconvenientes la fundición inyectada no se ha utilizado para la obtención de piezas con prestaciones mecánicas mejoradas y su campo de aplicación se ve limitado.

Con las conformaciones en estado semisólido y sus nuevos procesos se pueden superar estas limitaciones y se abren nuevas perspectivas a la producción de componentes de aluminio con mejores propiedades mecánicas y a costes cercanos a los de la fundición inyectada. Estas ventajas se deben al hecho de que en estos procesos la inyección es a baja temperatura, sin turbulencias y con una mayor uniformidad en las condiciones de enfriamiento.

En el caso de aleaciones de aluminio se podría decir que la conformación en estado semisólido es un proceso que incorpora elementos de diversas técnicas clásicas de conformado (Figura 3.1).

Estas nuevas técnicas consiguen la productividad de la fundición inyectada ya que hay mucha libertad de diseño de diferentes moldes. Los componentes conformados en SSM pueden tener secciones muy delgadas y tener propiedades mecánicas superiores a las de fundición inyectada y similares a de los materiales forjados [6] [7]

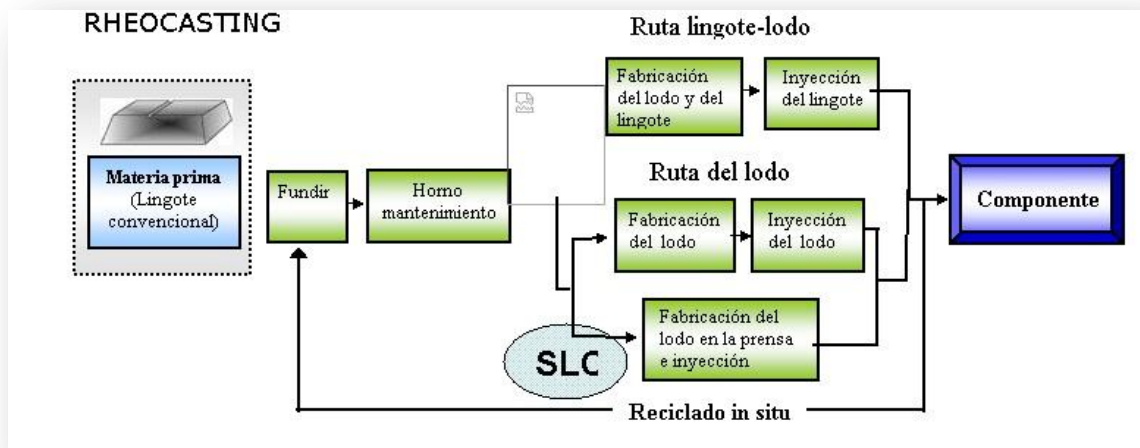


Figura3.1: Proceso del Sub Liquidus Casting [5]

Todos los desarrollos de estos nuevos procesos tienen el objetivo y necesidad de producir productos con menos defectos y un coste inferior, cimentándose eso en las propiedades reológicas de los materiales cuando coexisten una fase líquida y una fase sólida esferoidal [7].

### 3.4.1 Sub-Liquidus Casting (SLC)

El proceso Sub Liquidus Casting (SLC) se desarrolló en los Estados Unidos en el año 2001. 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. Se obtienen productos con características equivalentes a las de los productos conformados en estado semisólido SSM, a partir de lingotes de Rheocasting, y los costes son ligeramente superiores al moldeo convencional de alta presión. Este proceso utiliza una máquina compacta que se muestra en la Figura 3.2.



Figura 3.2 Máquina THT 400Tm [6].

El proceso de conformación y el funcionamiento de la misma son sencillos, el material es introducido por un robot directamente del horno, de mantenimiento o fusión, a la máquina de inyección. Dicho material es colado en el contenedor del pistón, es aquí donde mediante un sistema combinado de dedo, cabeza del pistón y serpentín en el contenedor se produce en el enfriamiento controlado de la aleación y de esta forma la obtención del lodo. La Figura 3.3 muestra el sistema de refrigeración de los diferentes cuerpos que componen este, como son el dedo en posición de reposo (Figura 3.3 a) e inyección como en posición de enfriamiento totalmente extendido (Figura 3.3 b).

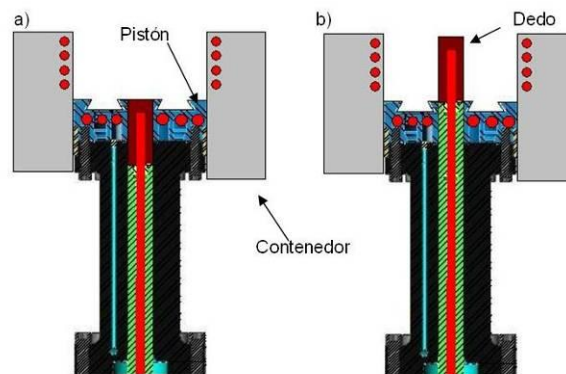


Figura 3.3 a) Sistema refrigeración en reposo o inyección y b) Sistema de refrigeración con dedo activo.

### 3.4.2 Procesos SSM por deformación plástica:

Thixoextrusión:

Se utilizan lingotes de Rheocasting recalentados al estado semisólido. Las aleaciones de aluminio más utilizadas son las de las series 2000, 6000, 7000 y AC-42000 [7]. En la Figura 3.4 se muestra un ejemplo de matriz de extrusión. El proceso de thixoextrusión puede ser simulado mediante elementos finitos tal y como se muestra en la Figura 3.5,

En el proceso de thixoextrusión, algunos parámetros críticos tienen que ser optimizados para controlar intercambios de calor entre el material semisólido y la matriz, para mantener una velocidad de solidificación adecuada del material semisólido en condiciones de flujo laminar. Esto conllevará a obtener componentes de alta calidad [7].

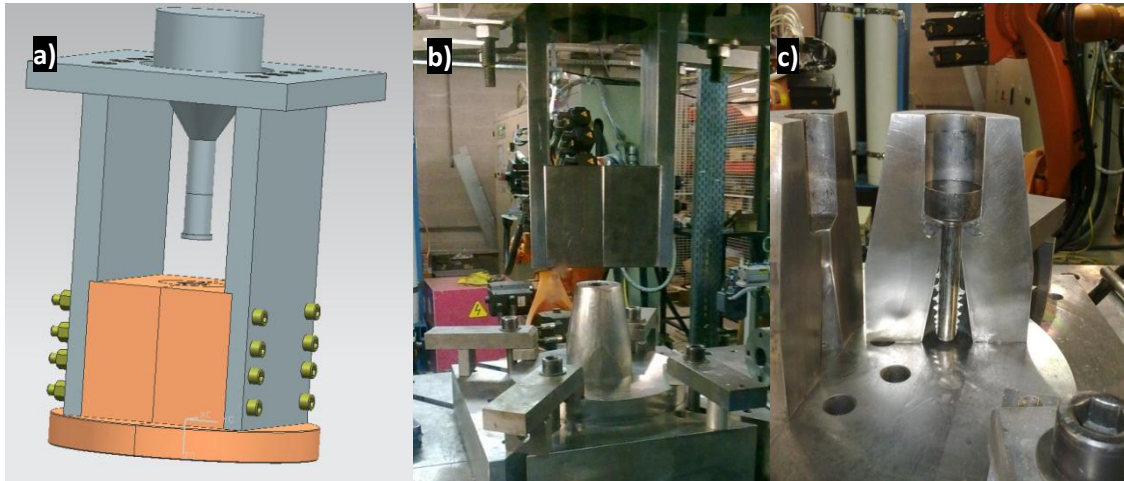


Figura 3.4 a) Diseño de la matriz con un sistema de obertura rápida b) Matriz instalada en la planta de laboratorio con el sistema de obertura rápida. c) Detalle de la zona de la estricción de la matriz de extrusión [7].

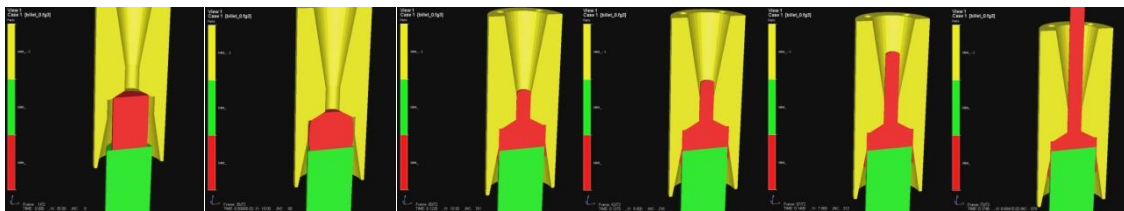


Figura 3.5 Simulación del proceso de extrusión con el programa FORGE3D [3].

El material tiene que alcanzar una alta velocidad de solidificación para alcanzar el estado sólido en el extremo de la estricción. Una manera fácil de alcanzar una rápida velocidad de solidificación es extruir el material con una elevada fracción sólida. Éste es el motivo por el que la thixoextrusión se efectúa empleando elevadas fracciones sólidas. Para facilitar el intercambio térmico se debe utilizar una matriz fría y usar bajas velocidades de deformación.

### Thixoforging (TG)

Se utilizan lingotes de Rheocasting, recalentados al estado semisólido. La solidificación completa tiene lugar a presiones de 10 a 100 MPa, lo que conduce a piezas exentas de porosidad y fisuras. Se utilizan principalmente aleaciones de las series 2000, 6000 y 7000. Un esquema de este proceso se detalla en la Figura 1.12 [7].

Existen variantes de los procesos, como el Thixoforging en cámara al vacío, o en atmósfera controlada [8], que permiten reducir la formación de óxidos a elevadas temperaturas (Figura 3.6).

Uno de estos diseños 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.

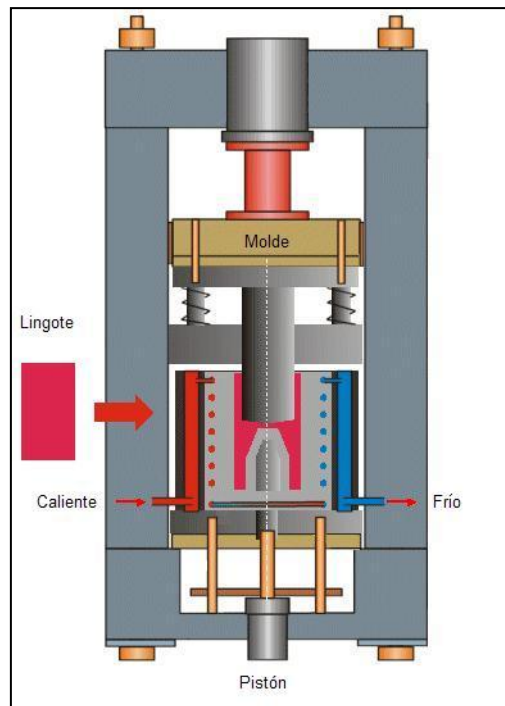


Figura 3.6. Máquina para Thixoforging [8].

Los trabajos realizados por diferentes autores han demostrado la viabilidad del Thixoforging, en aleaciones de elevado punto de fusión, tales como acero para herramientas y estelitas. La superficie final y la precisión de la reproducción de la matriz son excelentes [8].

En la Universidad de Sheffield se han realizado estudios con la aleación A357 para optimizar las condiciones óptimas de forja en términos de velocidad, carga y tiempo, que permiten obtener un material libre de porosidad [9]. Se han obtenido componentes con un excelente acabado superficial y buenas propiedades [7] [8].



## 4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Este PFC forma parte de un proyecto interno del CDAL que pretende deformar plásticamente aleaciones de fundición para ser conformadas en estados semisólido, sin necesidad que estas sean de la serie 7000. Con esto se pretende innovar. Por este motivo, en este PFC se han estudiado y caracterizado tanto las muestras de la aleación A357 con estructura globular, como las muestras obtenidas con estructura dendrítica. Este es un proyecto más amplio que tiene como objetivo final la extrusión de aleaciones de aluminio en estado semisólido.

### 4.1. Equipos de laboratorio.

Para realizar el mecanizado de las muestras, el calentamiento de las muestras y la deformación plástica de la aleación de aluminio A357 han sido necesarios, un torno, un horno de inducción y una máquina universal de tracción-compresión. Así como los equipos de laboratorio. Estos equipos, tienen que permitir evaluar los diferentes experimentos realizados. En este proyecto se describirán principalmente los equipos utilizados en los laboratorios del CDAL.

#### a) Horno de inducción

Para calentar los lingotes de la aleación de aluminio se ha utilizado un horno de inducción. El equipo utilizado es un horno de inducción de alta frecuencia de la marca Ambrell, modelo Ekoheat (Figura 4.1). El horno está constituido por dos estaciones de calentamiento, un cuerpo principal y un software de trabajo instalado en un PC. El horno de inducción calienta el lingote de aluminio mediante una bobina refrigerada internamente por agua. Por la bobina circula una corriente alterna que crea un campo magnético que actúa sobre el metal e induce al metal corrientes de Foucault que calientan el material por efecto Joule. Controlando el voltaje de la corriente alterna que circula por la bobina se controla la temperatura de calentamiento. Este equipamiento tiene la ventaja de que es un método de calentamiento limpio, rápido y fácilmente controlable.



Figura 4.1. Horno de inducción de alta frecuencia de la marca Ambrell, modelo Ekoheat.

## b) Máquina de tracción-compresión universal

Los ensayos de compresión se realizaron en una máquina ZWICK Z100/TL3S de 10 kN de capacidad (Figura 4.2). La máquina está equipada con cámara climática que permite la realización de ensayos desde -75 °C hasta +250 °C. Todos los ensayos se efectuaron con ajuste de velocidad de deformación de  $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y la medida de la deformación se realizó mediante traslación de bastidor en todos los casos.

Los ensayos se ejecutaron a tres temperaturas distintas, 560 °C, 565 °C y 570 °C, y a dos velocidades distintas,  $20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  y  $50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ .



Figura 4.2. Máquina ZWICK Z100/TL3S.

## 4.2. Obtención de las muestras:

El proceso experimental se inicia con la obtención de las muestras, para ello se ha partido de dos lingotes de la aleación A357, un primer lingote con estructura globular fabricado por Sub-Liquidus Casting denominado "S" y un segundo lingote con estructura dendrítica fabricado por colada en lingotera denominado "C", dichos lingotes se mecanizaron a un diámetro de 12 mm. De cada uno de estos lingotes se extrajeron un total de 30 muestras para realizar la calibración de los parámetros del horno y la máquina, así como la experimentación de este proyecto (Figura 4.3).

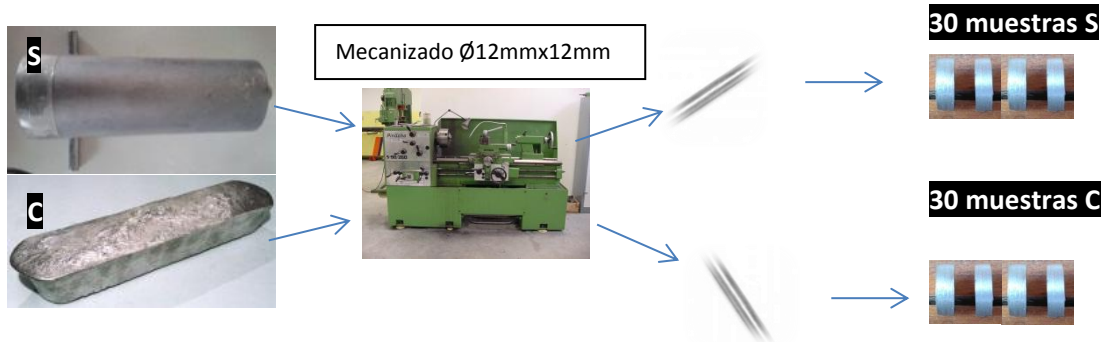


Figura 4.3. Proceso de obtención de muestras.



### 4.3. Material utilizado:

#### Aleación de aluminio A357

En este trabajo se ha optado por emplear la aleación A357 todo y que se trata de una aleación para fundición intentando utilizarla para ser forjada en estado semisólido.

Esta aleación tiene un contenido de silicio alrededor del 7% (Figura 4.4), lo que permite un fácil control del proceso de conformación en estado semisólido y proporciona una buena colabilidad. El intervalo de solidificación de la aleación A357 está entre 556 °C y 616 °C. La presencia de Si y Mg posibilita la realización de tratamientos térmicos de maduración como por ejemplo T5 y T6, que permitirán mejorar notablemente las características mecánicas de los componentes obtenidos [7] [8].

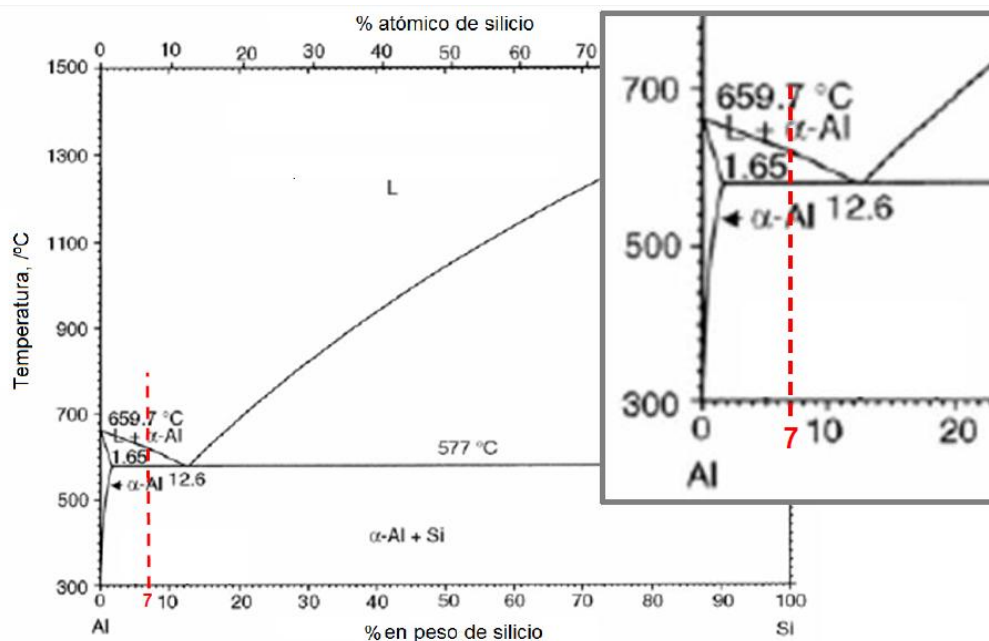


Figura 4.4 Diagrama de equilibrio Aluminio Silicio [7].

La designación de la aleación, según la norma DIN EN 1706 es A357 (EN AC AlSi7Mg0,6). Esta aleación está compuesta básicamente por silicio (6,5% - 7,5%) y magnesio (0,45% - 0,65%). La letra del prefijo (A, B,...) indica la orden decreciente de la presencia de impurezas. La composición de la aleación A357.0, en % en peso según la norma se muestra a la Tabla 3.3.

Esta aleación se caracteriza por ser una aleación tratable térmicamente, con una excelente colabilidad y con una gran resistencia mecánica. Es idónea para procesos de conformación en estado semisólido, debido a su gran rango en estado semisólido que posibilita trabajar dentro de amplio rango de temperaturas.

Una de las aplicaciones de esta aleación son las partes críticas de las aeronaves y otros usos en la automoción donde se necesita una combinación de soldabilidad y colabilidad con una buena resistencia y dureza.

*Tabla 4.1 Composición química teórica de la aleación A357 en % en peso [5].*

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Base	6,5-7,5	0,2 máx.	0,2 máx.	0,1 máx.	0,4-0,7	0,1 máx.	0,2

Las principales propiedades de estos elementos que forman la aleación son:

-El silicio es el principal elemento de aleación, debido a sus propiedades metalúrgicas. En las aleaciones de aluminio aumenta las propiedades de moldeo, como son un aumento de fluidez y una mayor colabilidad del material [5].

-El hierro se considera impureza, aunque siempre está presente de manera habitual provocando fragilidad, reducción de resistencia y ductilidad, Siempre se intenta tener niveles bajos.

-El cobre aumenta la dureza de las aleaciones de aluminio de fundición tratables o no térmicamente, A la vez, el cobre generalmente reduce la resistencia a la corrosión y a la abrasión 5.

-El Manganeseo normalmente se ha considerado una impureza en las aleaciones de fundición y se controla a niveles bajos en muchas composiciones.

-El Magnesio es la base de ductilidad y endurecimiento de las aleaciones de Aluminio-Silicio tratables térmicamente, aunque también es utilizado en aleaciones más complejas que a más contienen cobre, níquel y otros elementos con el mismo propósito.

-El Zinc no proporciona un aumento técnico de las propiedades en las aleaciones de aluminio .Acompañado por el añadido de cobre y/o magnesio, no obstante eso, el zinc mejora los resultados de las aleaciones tratadas térmicamente o al realizar un envejecimiento natural.

### **Aditivos modificadores y afinadores de grano**

Los procesos de conformación en estado semisólido requieren el acondicionamiento del caldo mediante la adición de afinadores y modificantes. El contenido de estos

elementos en el caldo debe ser teóricamente entre el 0,12% y el 0,13 % de Ti y el 0.003% de Sr, para la aleación A357. El acondicionamiento se realiza utilizando aleaciones madre de TiB (en barras con el 1,3% Ti) y de estroncio (lingotes con el 10% Sr). Estos aditivos, con nombres comerciales como Tibor, TiBloy, SiBloy y el estroncio, tienen por objeto controlar la nucleación y el tamaño de grano de las fases  $\alpha$  y silicio [7] [8].

Los mejores afinantes para adicionar al caldo son titanio-boro (5/1) y  $\text{SiB}_2$  [7].

Tabla 4.2: Propiedades de la aleación de aluminio A357.0 [5]

Aleación	Resistencia a la rotura en caliente	Fluidez	Tendencia a la tracción	Resistencia a la corrosión	Maleabilidad	Soldabilidad
A357.0	1	1	1	2	3	2

1: Buena – 5: Mala

## 4.4. Tratamiento en horno de inducción.

### 4.4.1. Experimentación:

La bobina utilizada para el calentamiento de las muestras hasta el estado semisólido es la de diámetro del equipo ( $\varnothing 60$  mm x 40 mm y 5 espiras).

Con el objetivo de obtener un buen rendimiento del horno se han centrado todas las muestras ensayas en el centro de la bobina y las espiras. Minimizando el espacio entre material y bobina se aumenta el rendimiento del horno y se consigue un calentamiento más homogéneo.

Una vez selecciona la bobina se tiene que pasar a la elección del voltaje de trabajo del horno, en este caso ha sido de 80 V. Este voltaje es el que asegura un calentamiento de las muestras de una forma rápida y homogénea a las temperaturas de estudio 560 °C, 565 °C y 570 °C.

Para llegar a esta tensión se realizaron varios experimentos a diferentes tensiones llegando a la conclusión de que tensiones superiores o iguales a 90 V no permitían parar el horno y mantener la temperatura, produciéndose la fusión de la muestra, por otro lado, si se calentaba a un voltaje menor de 70 V, tardaba demasiado tiempo en calentar la pieza a las temperaturas deseadas.

Una vez seleccionado el voltaje y la bobina, se pasó a calcular el tiempo necesario para alcanzar las temperaturas deseadas en función de la temperatura inicial a la que se encuentra la muestra. La muestra se ve afectada por la temperatura inicial a la que se encuentra el pistón. Para determinar los tiempos de calentamiento de las muestras en función de la temperatura del pistón se utilizó una hoja de cálculo.

La experimentación se llevó a cabo colocando las muestras en el centro de la bobina de inducción (Figura 4.5), calentándolas individualmente una tras otra de forma consecutiva a las temperaturas de 560 °C, 565 °C, 570 °C tanto para las muestras "S"

(Sub-Liquidus Casting, microestructura globular) como para las muestras "C" (colada en lingotera, microestructura dendrítica) y a velocidades de compresión de  $20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  y  $50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  y  $70 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ .

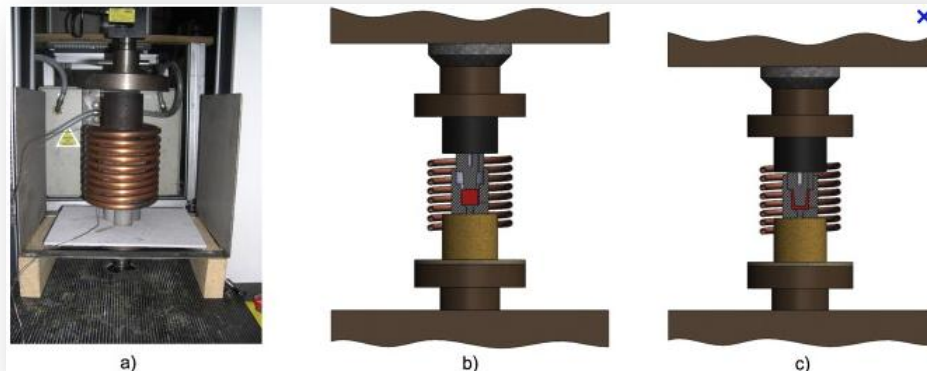


Figura 4.5. Esquema del proceso: a) Calentamiento, b) aplicación de la presión y c) deformación plástica de la muestra. [5]

#### 4.4.2. Procedimiento detallado de experimentación.

Para realizar la experimentación se toma cada muestra y se colocaba encima del pistón, a continuación se procede a encender el horno para empezar a calentar la muestra durante el tiempo calculado para alcanzar cada temperatura de ensayo, una vez alcanzada dicha temperatura se para el horno para dejar de calentar, en ese instante la máquina de tracción-compresión empieza a comprimir la muestra a la velocidad de ensayo. Tras finalizar el proceso de compresión, la muestra adherida al pistón se extraía y se templaba en agua.

#### 4.6. Preparación para el estudio metalográfico.

A continuación se explicará el procedimiento para embutir y pulir las diferentes zonas de los diferentes lingotes para realizar el estudio metalográfico, y seguidamente poder hacer un estudio comparativo de la microestructura de los lingotes a diferentes zonas de estudio.

Se han seccionado longitudinalmente las muestras deformadas (sección m-n), por la mitad, para favorecer la embutición y pulido del material (Figura 4.6).

Con el objetivo de comprobar si a diferentes distancias del centro de la muestra, la microestructura ha sido afectada por la temperatura y la deformación, se han estudiado diferentes zonas de las muestras deformadas: desde la zona 1, cercana a la superficie y el centro de la muestra a la zona 15, correspondiendo a la parte más alejada según se muestra en el esquema de la (Figura 4.6).

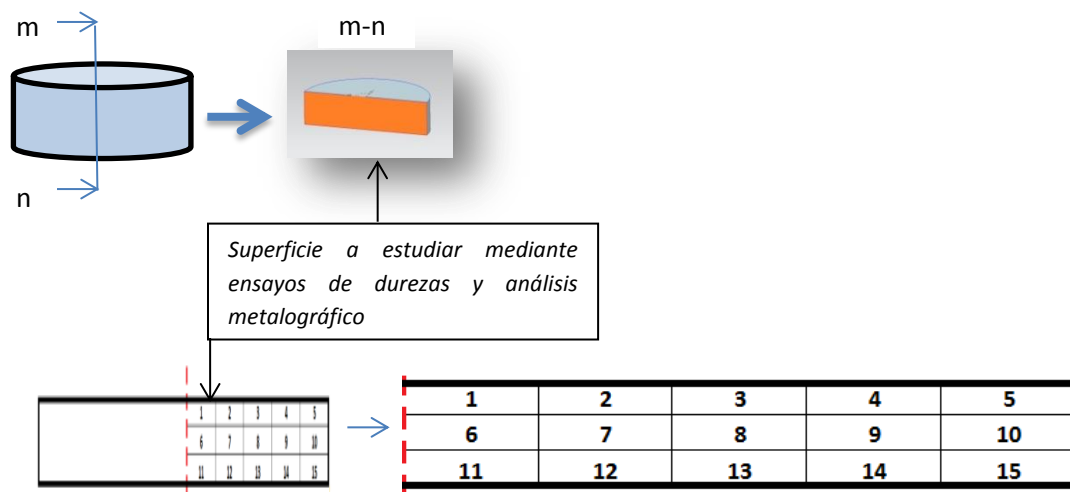


Figura 4.6. Esquema didáctico de la sección longitudinal y de las zonas estudiadas de la muestra.

### A. Montaje y pulido de las probetas:

Una vez se han cortado el material de los lingotes se ha procedido a montar probetas para facilitar el pulido. Para hacer esto se ha utilizado una embutidora (Figura 4.7 a).

Una vez las probetas están montadas, se procede a pulirlas para poder observarlas al microscopio óptico. Este proceso se ha dividido en dos subprocesos. Para realizar ambos procesos se ha utilizado una pulidora automática como la que se muestra en la (Figura 4.8 b).

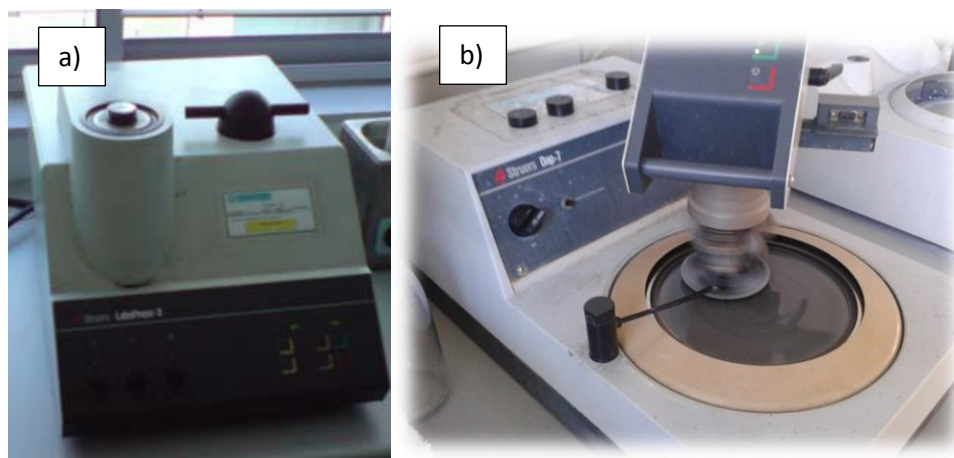


Figura 4.8: Máquina: a) embutidora y b) desbastar y pulir Streuers

El primer proceso consiste en pulir la probeta para eliminar las diferentes marcas producidas por el torno a la hora de refrentar la pieza.

El segundo proceso consiste en obtener un acabado más preciso para facilitar la observación de la superficie de la probeta por microscopía óptica.

## B. Estudio metalográfico por microscopía óptica:

Una vez se tienen las probetas ya pulidas, se procede a su observación por microscopía óptica y a la obtención de las correspondientes micrografías para su posterior estudio. Para realizar la captura de las micrografías se utiliza un microscopio óptico de marca Leica (modelo MEF4A/M), que está conectado mediante una cámara de vídeo a un PC (Figura 4.9).



*Figura 4.9. Microscopio óptico Leica*

## C. Ensayo de micro durezas Vickers:

El ensayo de microdureza Vickers se ha realizado según la normativa ASTM E92-82 (2003) E2 (Equivalente a la norma UNE EN ISO 6507-1 (2005))

La microdureza se ha medido con un microdurómetro modelo DURAMIN 1 (Figura 4.10) utilizando un indentador Vickers, se han realizado un total de 20 indentaciones por muestra las cuales se han realizado única y exclusivamente en la fase alfa, siguiendo el eje de simetría de la muestra.



*Figura 4.10. Microdurómetro DURAMIN 1*

La utilización del microdurómetro permite el análisis en puntos microscópicos concretos, de esta forma permite estudiar la dureza del material en diferentes fases, con lo cual, se puede escoger la fase más interesante para cada caso, en este proyecto se ha medido la dureza en la fase  $\alpha$  del material.

## 5. ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Tras experimentar y comprobar con 25 muestras se han estudiado un total de 18 muestras, 9 con la designación C y 9 con la S. En la Tabla 5.1 se muestran los parámetros de ensayo como temperatura de calentamiento de las muestras en el horno de inducción, la nomenclatura utilizada, los resultados del ensayo de dureza y presión ejercida sobre la probeta. Estos valores de dureza y presión serán analizados con profundidad en el apartado 5.5. El subíndice “d” indica deformación.

Tabla 5.1. *Parametros de los ensayos de deformación y valores de dureza y presión obtenidos.*

Muestra	T <sub>d</sub> . /°C	V <sub>d</sub> ./mm.min <sup>-1</sup>	HV	P <sub>d</sub> /MPa
C00	-	-	78±2	-
C01	560	-	80±1	-
C02	565	-	82±1	-
C03	570	-	91±1	-
C1	560	20	72±3	66
C2	565	20	73±3	80
C3	570	20	87±4	63
C4	560	50	89±3	25
C5	565	50	76±2	30
S00	-	-	64±2	-
S01	560	-	72±3	-
S02	565	-	73±3	-
S03	570	-	75±3	-
S1	560	20	84±4	85
S2	565	20	77±3	74
S3	570	20	92±4	71
S4	560	50	74±2	67
S5	565	50	81±2	33

Durante la experimentación se observó que a una velocidad de compresión de 70 mm.min<sup>-1</sup> el eutéctico fundido fluía fuera de la muestra, como consecuencia se producía un fenómeno de escurrimiento del eutéctico y la fase alfa, este fenómeno se produjo para una muestra “S” y para “C”, por lo que se decidió desestimar esta velocidad de ensayo por ser excesiva.

### 5.1. Estudio metalográfico:

Como base del estudio metalográfico, se parte de las muestras sin calentar y sin deformar con las microestructuras globular muestra S00 y dendrítica C00. Las muestras S00 y C00 se compararán con las microestructuras de ambos lingotes recalentados a las temperaturas de 560 °C, 565 °C y 570 °C y templados en agua, C01, S02, C03 y S03. La figura 5.1 muestras la relación existente entre la temperatura y la fracción solidad para cada temperatura de recalentamiento de los lingotes. Así una temperatura de 560 °C corresponde a una fracción sólida del 98 % y una fracción

líquida del 2%, para la temperatura de 565 °C se tiene una fracción sólida del 96% una fracción líquida del 4 % y para una temperatura de 570 °C se obtiene una fracción sólida del 66% una fracción de líquido del 34 %.

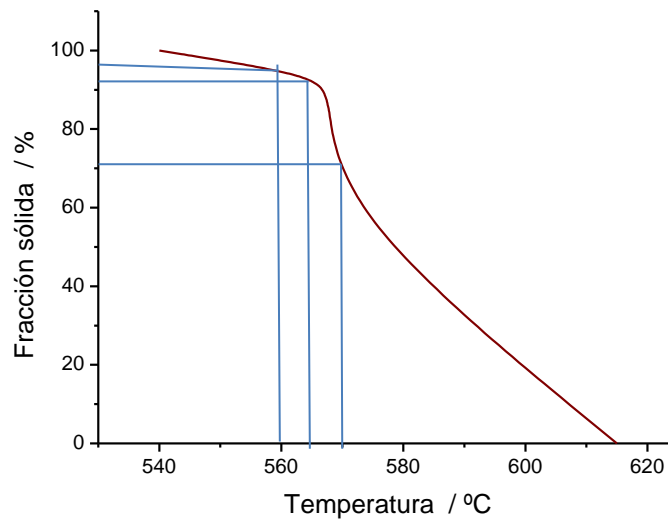


Figura 5.1. Fracción sólida de la aleación de aluminio A357 en función de la temperatura [7].

Por último se analizarán las micrografías obtenidas del microscopio óptico de las muestras recalentadas y deformadas a las velocidades de 20 mm.min<sup>-1</sup> y 50 mm.min<sup>-1</sup> y 70 mm.min<sup>-1</sup>. Muestra C1, S1, C2, S2, C3 y S3.

## 5.2 Efecto de la temperatura de recalentamiento

### 5.2.1. Aleación A357 conformada por SLC.

Del análisis microestructural de las muestras conformadas en estado semisólido se observa en determinadas zonas un aspecto parcialmente dendrítico (Figura 5.2a) con silicio eutéctico muy fino y cierta porosidad. No se observa una estructura de fase alfa globular rodeada de microconstituyente eutéctico típica de los procesos de conformación en estado semisólido.

Después de calentar estas muestras a 565 °C se observa un pequeño redondeo de las dendritas, y un consecuente crecimiento del tamaño de la fase alfa, pero no muy acentuado, casi inapreciable a pocos aumentos así como un pequeño incremento en el tamaño de las partículas de silicio, justificado por el calentamiento de la muestra (Figura 5.2b). Si se observa la Figura 5.2b derecha se ve como las dendritas han formado algunas rosetas sin llegar a ser esferoides. Por último y tras calentar las muestras a 570 °C se observa una disolución parcial de las dendritas y crecimiento de los granos, acompañado del engrosamiento del silicio (Figura 5.2b). El silicio que ha engrosado se encuentra en las fronteras de los glóbulos de alfa. Se aprecia cierta porosidad en la muestra.



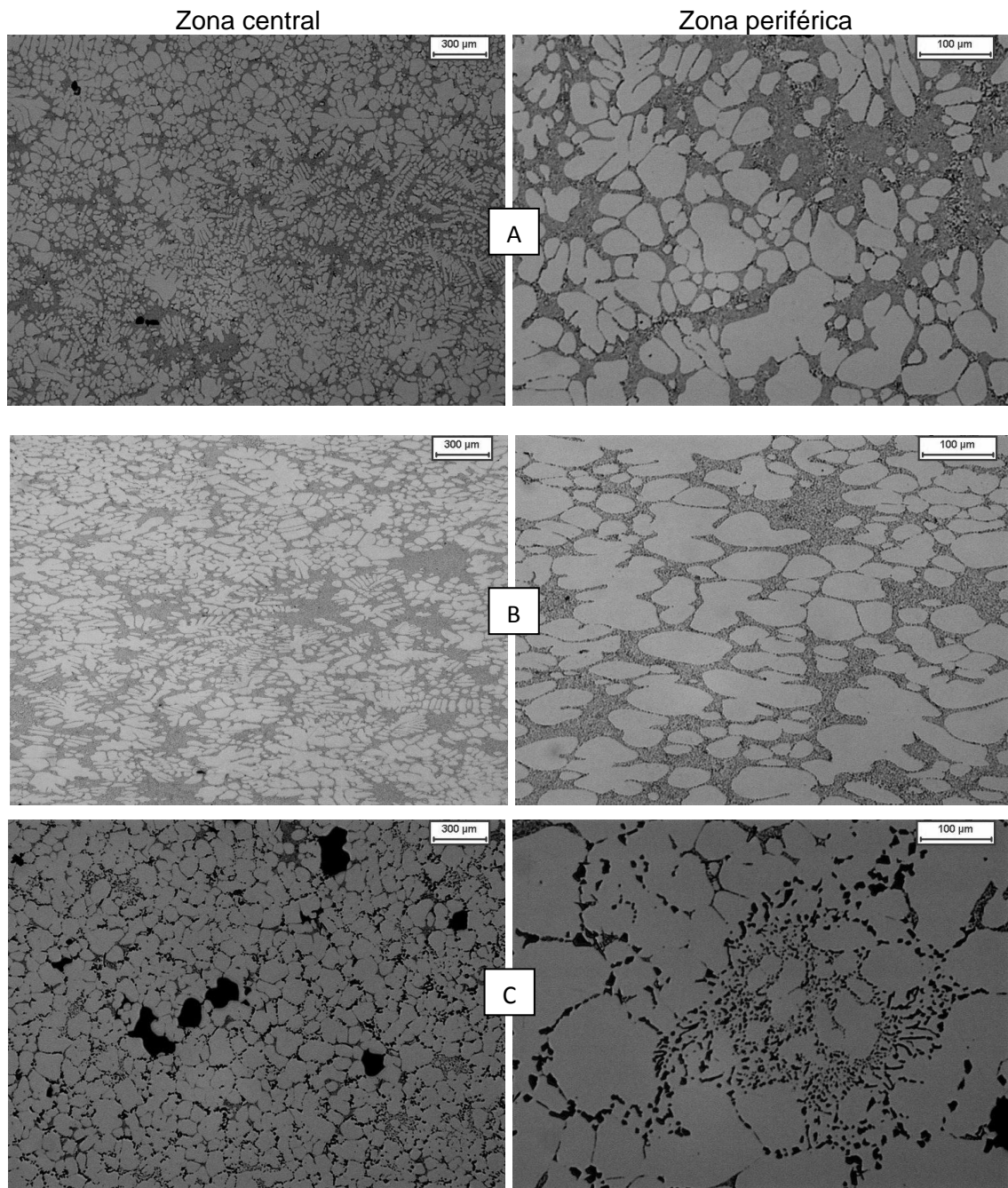


Figura 5.2) Estructura de los lingotes SLC: a) En bruto (S00). b) Recalentada a 565°C (S02) c) Recalentada a 570°C (S03).

### 5.2.2. Aleación A357 colada por gravedad.

Del análisis microestructural de las muestras colada se observa una microestructura de tipo dendrítica típica de una solidificación lenta, con dendritas de gran tamaño (Figura 5.3a) con silicio eutéctico más grueso y acicular que el que se obtiene en procesos SSM, cierta porosidad y rechupes.

Después de calentar estas muestras a 565 °C se observa un pequeño redondeo de las dendritas, que tiende a formar esferoides, apreciable incluso a pocos aumentos así como un pequeño incremento en el tamaño de las partículas de silicio acicular y fragmentación parcial de las mismas, justificado por el calentamiento de la muestra

(Figura 5.3b). Si se observa la Figura 5.3b derecha se observa como las dendritas han formado algunas rosetas muy bien definidas sin llegar a ser esferoides. Por último y tras calentar las muestras a 570°C se observa una disolución parcial de las dendritas formándose esferoides de alfa de pequeño tamaño, acompañado de la fragmentación y engrosamiento del silicio (Figura 5.3b). El silicio que ha engrosado se encuentra en las fronteras de los glóbulos pero en menor cantidad que en las muestras conformadas en SSM.

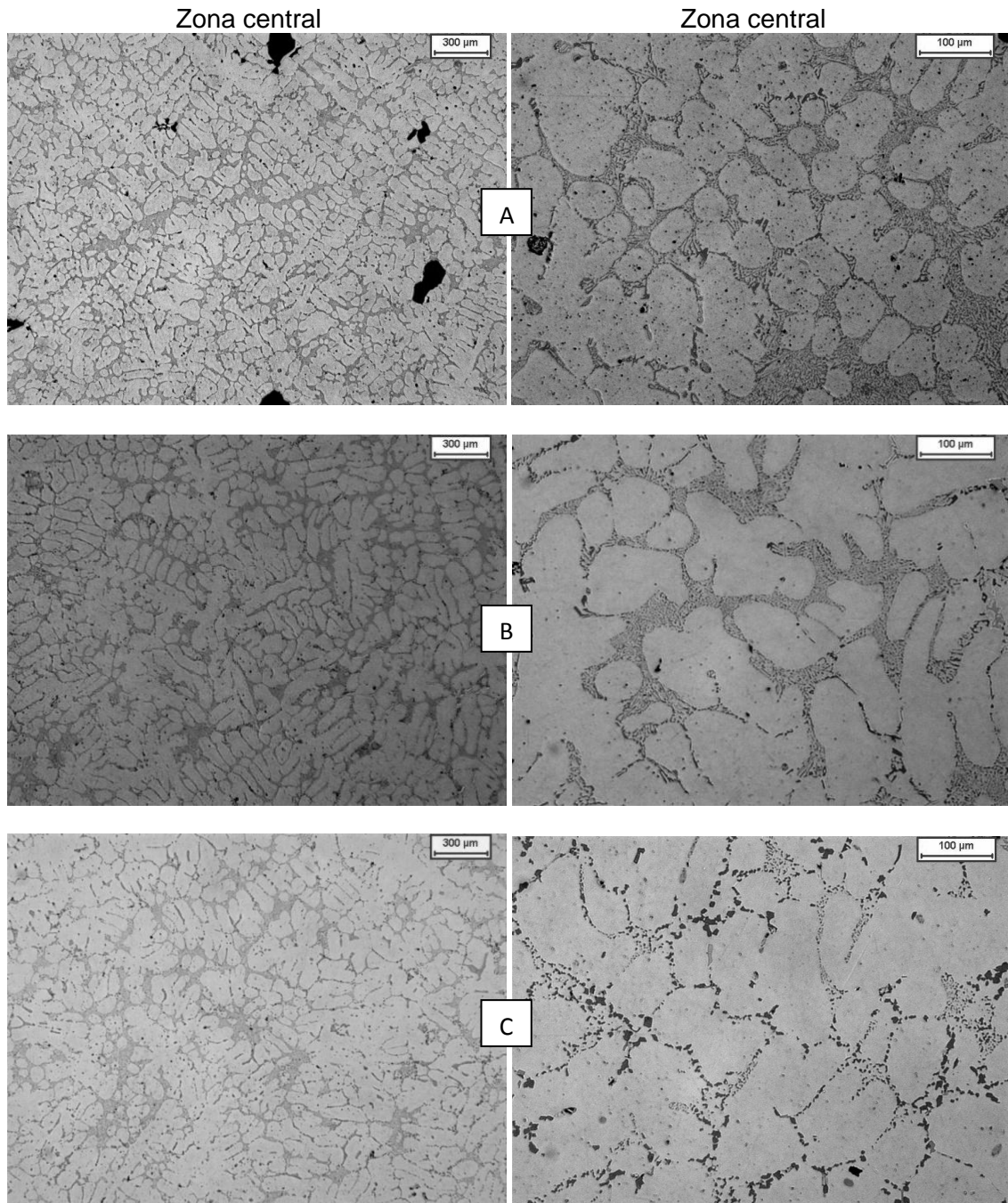


Figura 5.3. Micrografías a diferentes aumentos de los lingotes a) En bruto (C00), b) Recalentada a 560°C (C01) y c) Recalentada a 570°C (C03).

### **5.3. Efecto de la velocidad del pistón en la de deformación.**

Con el objetivo de analizar el efecto de la velocidad en la deformación de las muestras se analiza a su vez la presión ejercida por el pistón para realizar la deformación de los lingotes. La Tabla 5.1 muestra los valores de presión en MPa que han sido necesarios para la deformación en caliente de las muestras. Esta presión es el valor máximo durante la deformación.

Todo y no ser lo esperado en general han sido necesarias mayores presiones para la deformación de los lingotes recalentados conformados por Sub-liquidus Casting, se cree que esto puede ser debido a que la microestructura de los lingotes de Sub-Liquidus Casting de origen no era esferoidal sino dendrítica aunque con un microconstituyente eutéctico más fino que las de los lingotes obtenidos por colada en lingotera. En todos los casos estudiados al incrementar la velocidad de deformación disminuye la presión necesaria para producir la deformación del material.

#### **5.3.1. Aleación A357 conformada por SLC.**

En este apartado se estudia y analiza el efecto de la velocidad de deformación para una misma temperatura muestras S1 y S4. Concretamente los componentes recalentados a 560 °C y velocidades de deformación 20 mm.min<sup>-1</sup> y 50 mm.min<sup>-1</sup>. También se comparan con la muestra S3 recalentada a 570°C y deformada a 20 mm.min<sup>-1</sup>.

En las micrografías se observa que el silicio tiende a desaparecer de la zona central, hecho que se justifica por el efecto de la compresión (Figura 5.4.A 5.4.B 5.4.C), (izquierda). El silicio se desplaza hacia la periferia, con la microconstituyente eutéctico líquido que ha fundido a menor temperatura, como se puede observar en las micrografías, (Figura 5.4.A 5.4.B 5.4.C), (derecha) esto hace que en las zonas centrales queden zonas sin apenas silicio eutéctico y que prácticamente se observen zonas que en su totalidad son fase alfa.

En el lingote calentado a mayor temperatura se observa una gran segregación de eutéctico y una mayor esferoidización de la fase alfa Figura 5.4.B

Un incremento de velocidad en el ensayo produce una mayor segregación del eutéctico para una misma velocidad de ensayo Figura 5.4.A y Figura 5.4.C a bajas temperaturas se observa una mayor orientación de las fase alfa en la dirección perpendicular a la presión (Figura 5.4.A y Figura 5.4.C).

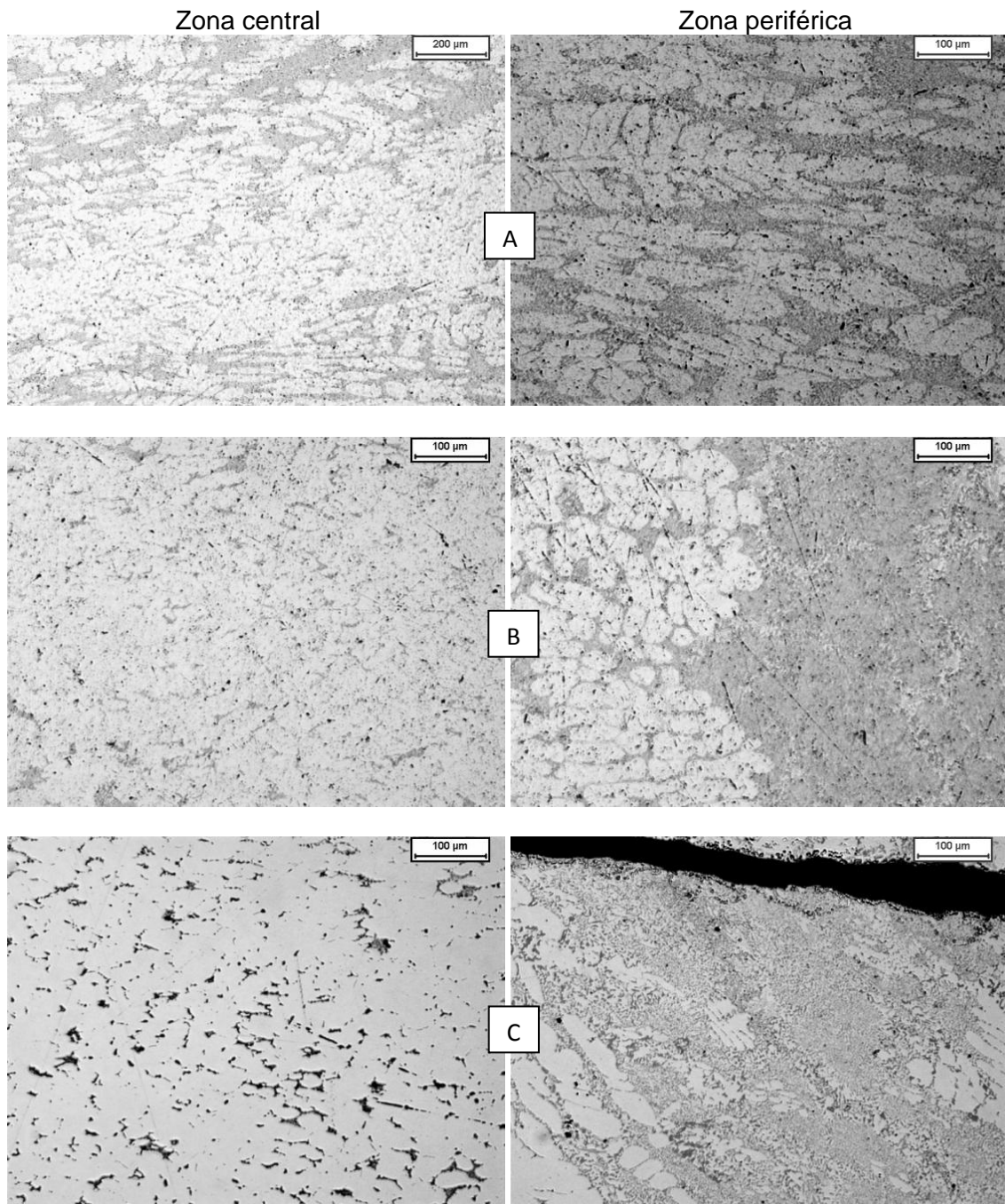


Figura 5.4. Micrográficas de las muestras de SLC: A) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (s1), B) Deformada a  $50\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (S3) y C) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (S4)

### 5.3.2. Aleación A357 colada por gravedad.

En este apartado se estudia y analiza el efecto de la velocidad de deformación para una misma temperatura muestras C1 y C4. Concretamente los componentes recalentados a  $560^{\circ}\text{C}$  y velocidades de deformación  $20\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$  y  $50\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ . También se comparan con la muestra C3 recalentada a  $570^{\circ}\text{C}$  y deformada a  $20\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ .

En las micrográficas se observa que el silicio tiende a desaparecer de la zona central, aunque no se hace tan evidente como con los lingotes conformados por SLC, tal y como sucede con los experimentos anteriormente estudiados esto se justifica por el

efecto de la compresión. El silicio se desplaza hacia la periferia, con la microconstituyente eutéctico líquido que ha fundido a menor temperatura, que no sea tan evidente este efecto puede ser debido al mayor tamaño del silicio.

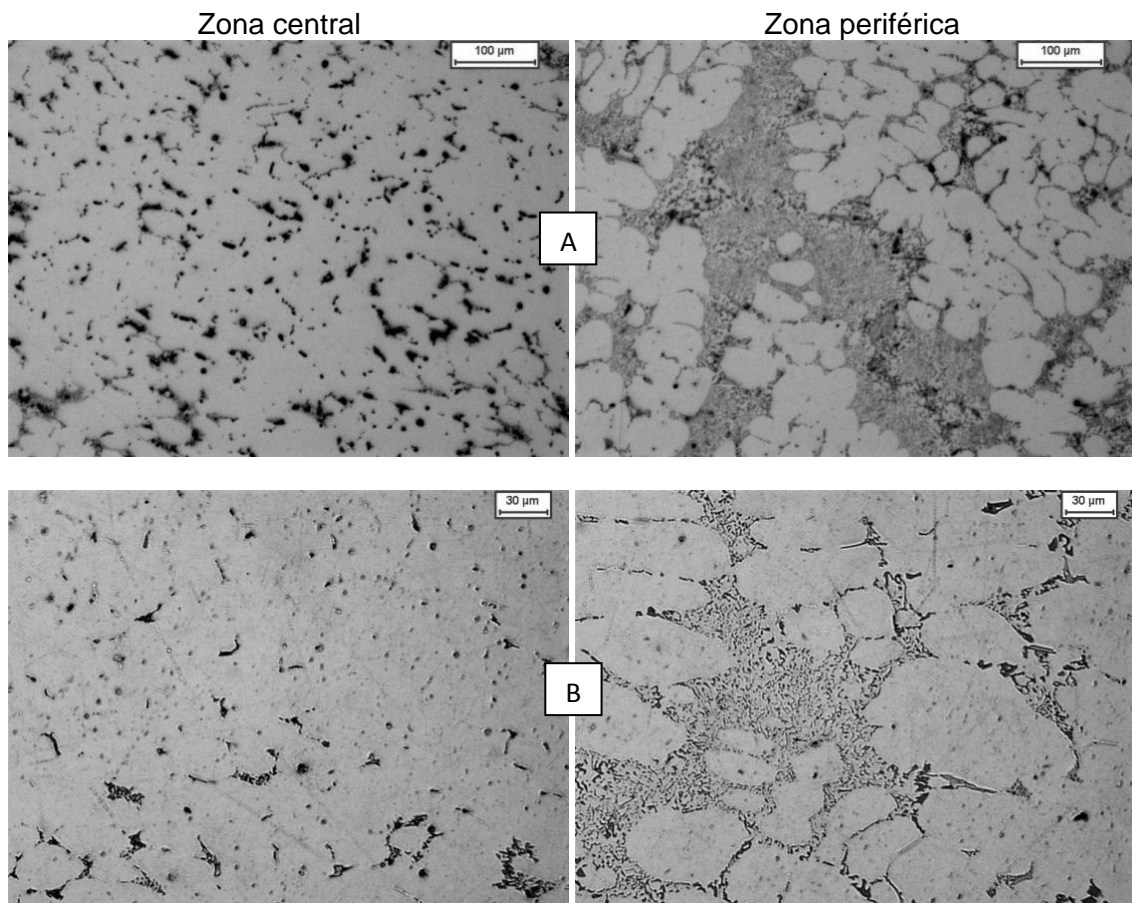
Tal y como se puede observar en las micrografías, esto hace que en las zonas centrales queden zonas sin apenas silicio eutéctico y que prácticamente se observen zonas que en su totalidad son fase alfa para la velocidad de  $50 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ .

Cuanto mayor es la temperatura de ensayo más efectiva es la segregación del eutéctico (Figura 5.5.B izquierda.).

Las dendritas tienden a formar rosetas o esferoides este fenómeno se hace mucho más evidente conforme se incrementa la temperatura de recalentamiento (Figura 5.5c y Figura 5.5B derecha). En este lingote calentado a mayor temperatura se observa una gran segregación de eutéctico.

Un incremento de velocidad en el ensayo produce una mayor segregación del eutéctico para una misma velocidad de ensayo (Figuras 5.5.A derecha y 5.5.C derecha.)

En las micrografías se observa porosidad que procede de los lingotes de partida que ya la tenían. No se observa una orientación de la fase alfa.





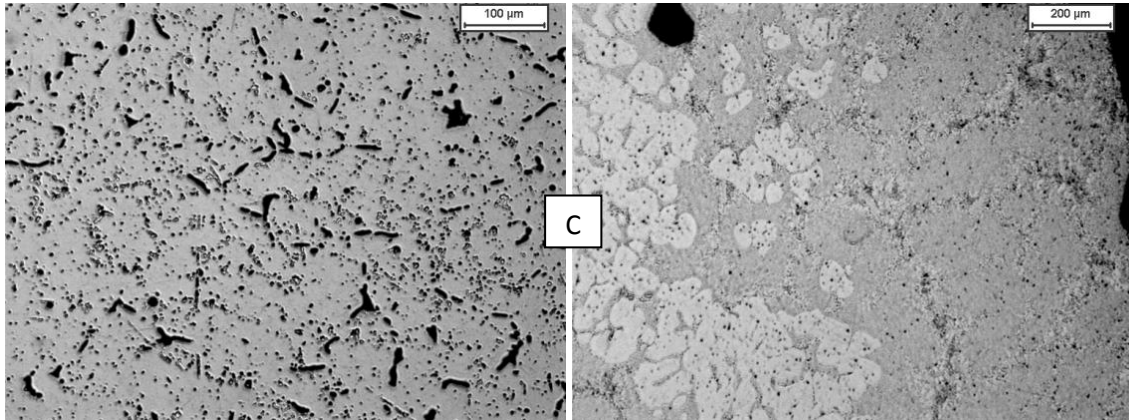


Figura 5.5. Micrografías de las muestras: A) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (C1), B) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (C3) y C) Deformada a  $50\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (C4)

#### 5.4. Comparación del efecto de la velocidad de compresión y temperatura de ambas microestructuras.

En este apartado se estudia y analiza el efecto de la velocidad de deformación para una misma temperatura y diferentes microestructuras de origen. Concretamente los lingotes recalentados a  $565\text{ }^{\circ}\text{C}$  y velocidades de deformación  $20\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$  y  $50\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ . Muestras S2, S5, C2 y C5.

A nivel general en el centro del lingote el silicio eutéctico tiende a desaparecer desplazándose hacia la periferia.

Se observa una mayor segregación en los lingotes ensayados a mayor velocidad y estructura de colada en lingotera (Figura 5.6.B derecha).

Sin llegar a ser homogénea se muestra una mayor uniformidad microestructural en los componentes S.

Los componentes C muestran mayor segregación de eutéctico en la periferia.

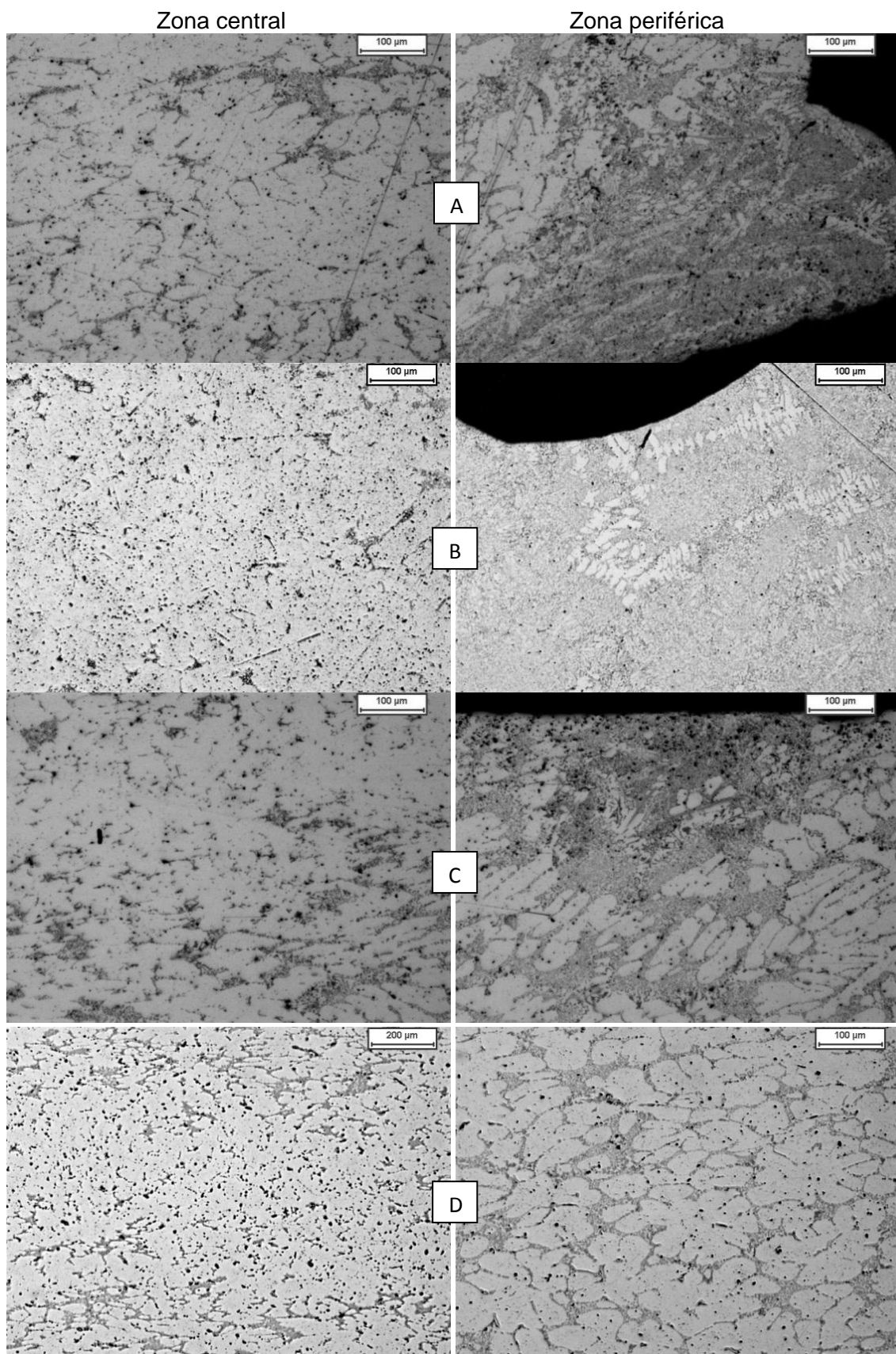


Figura 5.6. Micrografías de las muestras: A) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (C02), B) Deformada a  $50\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (C5), C) Deformada a  $20\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (S2) y D) Deformada a  $50\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  (S5).

En la Figura 5.7 se observa como a ambas velocidades las microestructuras se ha deformado, y tanto las dendritas como los glóbulos están orientados horizontalmente, sin embargo, las micrografías “a” y “c” que pertenecen a una estructura dendrítica y han sido comprimidas a una velocidad de  $20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ , están más deformadas que la muestra perteneciente a la micrografía “b” de SLC, la cual ha sido deformada a  $50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ .

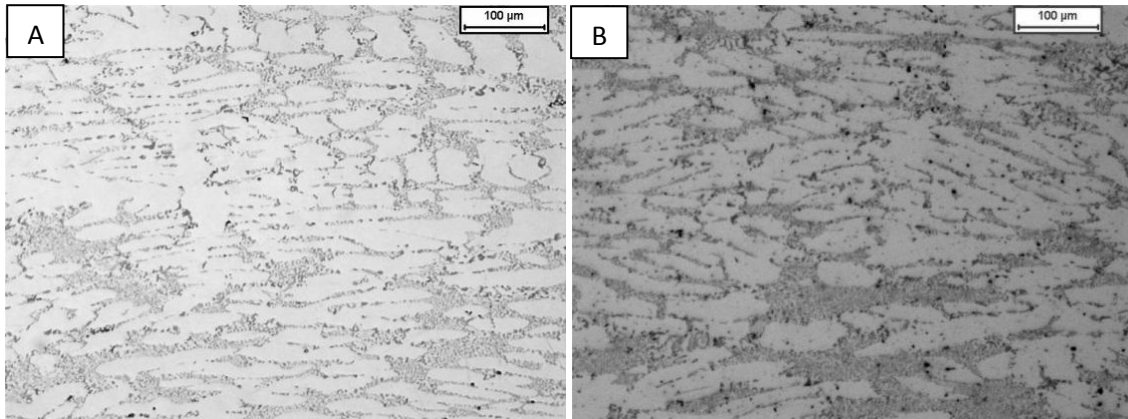


Figura 5.7. Micrografía a diferentes aumentos de la zona intermedia de las muestras: a) Deformada a  $20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  (C1), B) Deformada a  $50 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  (S4).

## 5.5. Ensayos mecánicos de las muestras.

Para comprobar y comparar las propiedades mecánicas de ambas microestructuras y el efecto de la deformación se ha procedido a hacer ensayos de microdureza Vickers. Dichos ensayos se han realizada en todos los casos sobre la fase alfa, aunque estas mediciones se han podido ver afectadas por elementos que se encuentre debajo de la fase ensayada. Los ensayos se han realizado según la norma ASTM E92-82 (2003) E2 (Equivalente a la norma UNE EN ISO 6507-1 (2005)) con una carga de 0,1 kg, el tiempo de aplicación de carga fue de 15 segundos, realizándose un barrido por la superficie de cada muestra de un total de 20 indentaciones, con el objetivo de obtener un valor fiable de durezas. Los valores de dureza obtenidos de las diferentes muestras ensayas han sido mostrado en la Tabla 5.1.

Al aumentar la temperatura, para alcanzar las condiciones de deformación, se incrementa la solubilidad del silicio en la fase alfa y se produce la disolución de los compuestos intermetálicos. Estos fenómenos producen un aumento de las concentraciones de Si y Mg en la fase alfa. Estos elementos se mantienen en disolución metaestable después del temple, produciendo un incremento de dureza. Además del incremento de dureza debido al a presencia de un mayor contenido en solutos, ésta puede aumentar por la formación de precipitados coherentes de MgSi, debido al envejecimiento natural de los materiales. En consecuencia, la dureza se ha visto más afectada por los procesos de difusión, disolución y envejecimiento, que por las deformaciones a que se han sometido los tochos.



## 6. CONCLUSIONES

- La microestructura de los lingotes de colada tiene dendritas de gran tamaño, propias de una solidificación lenta, y el silicio eutéctico es más grueso y acicular que el que se obtiene en procesos SSM.
- La esferoidización de la fase alfa aumenta con el aumento de la temperatura y los cristales de silicio crecen y se redondean.
- En todos los casos estudiados al incrementar la velocidad del pistón disminuye la presión necesaria para producir la deformación del material.
- Han sido necesarias mayores presiones para la deformación de los tochos conformados por Sub-Liquidus Casting que para los colados en coquilla. Este comportamiento puede justificarse por la persistencia de la estructura dendrítica de la fase alfa en los tochos de coquilla.
- La deformación produce la segregación del eutéctico hacia la periferia y reduce la proporción de eutéctico en las zonas centrales. Este fenómeno se incrementa al aumentar la velocidad del pistón y la temperatura.
- Al disminuir la velocidad del pistón se incrementa la deformación de la fase alfa en la dirección perpendicular a la deformación. Para una misma velocidad del pistón la deformación es mayor a bajas temperaturas.
- El silicio se desplaza hacia la periferia, con la microconstituyente eutéctico líquido que ha fundido a menor temperatura que la fase alfa, este efecto no es tan evidente en las muestras S. Esto hace que en las zonas centrales queden zonas sin apenas silicio eutéctico y que prácticamente se observen zonas que en su totalidad son fase alfa sobre todo para altas velocidades.

## 7. PRESUPUESTO

CONCEPTO	OBSERVACIONES	COSTE MAQUINA (€/h)	COSTE INGENIERO (€/h)	HORAS MAQUINA (h)	HORAS INGENIERO (h)	TOTAL MAQUINA (€)	TOTAL INGENIERO (€)	COSTE TOTAL (€)
Documentación y formación	Investigación docente	15	9	7	10	105	90	195
Preparación de las probetas	Corte y mecanizado de los lingotes	40	9	13	30	520	270	790
Calentamiento del horno	Ensayos con el horno de inducción	90	9	25	20	2250	180	2430
Preparación metalográfica	Corte y pulido de las probetas	40	9	20	20	800	180	980
Microscopio óptico	Análisis y estudio de las Muestras	85	9	20	20	1700	180	1880
Ensayos de dureza Vickers	Medidas de durezas y análisis de resultados	80	9	20	10	800	90	890
Redacción PFC		15	9	65	100	975	900	1875
SUBTOTAL(€)								9040
IVA (21%)								1899
<b>TOTAL(€)</b>								<b>10939</b>

## 8. PERSPECTIVAS

Estudiar la viabilidad de industrializar el proceso de deformación plástica en estado semisólido.

Estudiar la utilización de otras aleaciones típicas de segunda fusión como la A380.

Realizar tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas.

Trabajar con una aleación de aluminio A357 que no contengan porosidad para saber si el desplazamiento del líquido al comprimir causa porosidad.

Trabajar con una matriz cerrada para evitar cualquier escape de lodo semisólido y/o líquido.

Controlar con más precisión la temperatura a la que se encuentra la muestra experimental. Realizar estudios para controlar la repetitividad de los ensayos estudiando más una muestra para cada conjunto de parámetros.

## 9. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL.

En el transcurso del último cuatrimestre, durante la realización del proyecto final de carrera siempre se ha intentado provocar el menor impacto medioambiental posible. Considerando aspectos como la contaminación y el malgasto del agua, principalmente durante la realización de las muestras metalografías de resina se intentaba gastar en menos agua posible siempre cerrando el grifo, sin dejar correr el agua.

En cuanto al material utilizado el aluminio es un metal altamente reciclable y no contaminante, además de ser el material metálico más abundante de la corteza terrestre. Por otra parte gracias a su ligereza se ha sustituido otros materiales, como el acero, por aluminio consiguiendo de esta manera una reducción económica para los usuarios y empresas y una disminución de gases que provocan el efecto invernadero.

El calentamiento por inducción ofrece una mejora en la línea de producción, al tratarse de equipos pequeños, pueden colocarse al lado de la línea formando parte de la misma, disminuyendo así el tiempo de proceso. A más, proporciona una velocidad de calentamiento más alta en comparación con otros hornos tradicionales. El horno de inducción tiene un menor consumo de energía si se compara con los hornos convencionales ya que necesitan menos horas para que entre en funcionamiento y para la parada del horno, pueden llegar a ahorrar un 50% de energía consumida.

Al lavar los paños y platos de desbaste y pulido, y la utilización de líquidos como etanol para la limpieza de muestras y derrame de los recipientes que contienen abrasivos y lubricantes se produce una pequeña contaminación del agua.

Para la presentación y defensa del proyecto, se han reducido el número de copias, dejando una única copia en papel, siendo las otras en formato electrónico, evitando así la impresión innecesaria de cientos de páginas.

Como se ha dicho anteriormente, al realizar una única impresión se ha tenido en cuenta el medioambiente, imprimiendo el PFC a doble cara, ahorrando así la mitad de impresiones.

Para el secado de todas las muestras después de pasar por las pulidoras, se ha utilizado un calefactor eléctrico fijo, evitando así el consumo masivo de papel, aun así, al no poder evitar la completa utilización, los papeles se depositan en un contenedor de reciclaje.

## 10. BIBLIOGRAFIA:

- [1] WILLIAM D. CALLISTER, Jr. "Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales". 1995. Ed. Reverté, S.A.
- [2] WILLIAM F. SMITH "Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales". 1993. De. McGraw Hill.
- [3] Hector Gallimany. PFC: Optimització dels paràmetres d'un forn d'inducció per la conformació en estat semisòlid(Universidad de Vilanova i la Geltrú )
- [4] Altenpohl D.G., Technology, Applications, and Environment. Aluminium Association, Minerals, Metals & Material Society, 6th Edition, (1998
- [5] <http://www.cdaltec.com/home.htm>
- [6] A. FORN, M. BAILE, J.A. PICAS y E. MARTIN. Propiedades mecánicas y análisis fractográfico de Componentes Al-Si-Mg conformados en estado semisólido. Anales de la Mecánica de la Fractura Vol. 22 (2005). CDAL y UPC.(2005).
- [7] S. Menargues, "optimización de componentes de aluminio obtenidos por SubLiquidus Casting". Tesis Doctoral. (2011).
- [8] M.T.BAILE, "Estudio de la conformación de componentes de Aluminio-Silicio en estado semisólido". Tesis Doctoral. (2005).
- [9] Muñoz Guerrero, José Antonio. Propiedades mecánicas de componentes de aleación A356 producidos por el procedimiento industrial sub líquido casting (SLC). Proyecto Final de Carrera (2008)
- [10] VARELA A. D., Revista "Fundidores, fundiciones férreas y no férreas en arena coquilla y fundición a presión". Artículo "Técnicas de conformado en estado semisólido (Parte 1)". Da Silva M. <http://www.metalspain.com> (2009)
- [11] M.C. FLEMINGS, MARTINEZ-AYERS R.A., A.M. FIGUEREDO, J.A. YURKO, US Patent. N° 20020096231 [SSRTM], 2002.
- [12] M. CAMPILLO, M. T. BAILE, E. MARTÍN, A. FORN. "Aplicación de tratamientos T5 y T6 a la aleación de aluminio L-2630 conformada por SSR". XI Congreso de Tratamientos Térmicos y de Superficies (TRATERMAT) (2008)
- [13] Hector Gallimany. PFC: Optimització dels paràmetres d'un forn d'inducció per la conformació en estat semisòlid (2011).
- [14]: <http://www.metalnet.co.kr>
- [15]: [http://redalyc.uaemex.mx/redalyc/html/849/84903618/84903618\\_1.html](http://redalyc.uaemex.mx/redalyc/html/849/84903618/84903618_1.html)
- [16] G. Calle Trujillo, "Guía de laboratorio, Ensayo Dureza Vickers" UTP
- [17] <http://www.utp.edu.co/~gcalle/Contenidos/DurezaHV.htm>

[18] <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013612000544>

[19]. <http://www.icmm.csic.es/fis/espa/nanoindentacion1.html>

[20] DAVIS J.R., "Aluminium and aluminium alloys". ASM International Handbook Committee (1993).