



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Diseño de un molde instrumentado para el análisis de la
solidificación rápida en aleaciones de Aluminio**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
INGENIERO MECÁNICO

P R E S E N T A:

José Andrés Suárez Velázquez

DIRECTOR DE TESIS
DR. RAFAEL SCHOUWENAARS FRANSSENS



CIUDAD UNIVERSITARIA, SEPTIEMBRE DE 2008

Agradecimientos

Primero gracias a mi madre y padre por su apoyo enorme durante el periodo largo en el que he sido un estudiante. También gracias a mis hermanas Gabriela y Pamela por tantas cosas que aquí no caben. Gracias a Hugo, Agustín, Roberto y Carlos por su agradable y divertida compañía. Gracias a todo el personal de la UDIATEM por distraerme, molestarme y, en general, por obligarme a relajarme. Al Ing. David Martínez gracias por sus instrucciones y apoyo durante las pruebas experimentales. Al Ing. Miguel García, al Tec. Miguel Angel Hernández y al almacenista Rafael Paredes gracias por su disposición a ayudarme e instruirme durante la prolongada manufactura del molde. Gracias al Ing. Roviroza por haber aparecido en momentos muy oportunos. También gracias al M.I. Edgar Isaac Ramírez por sus comentarios tan útiles respecto a la redacción de esta tesis. Y por supuesto, muchas gracias a mi asesor, el Dr. Rafael Schouwenaars, por el tiempo y atención dedicados a este trabajo y a quien lo presenta.

En general, gracias a todos los que anduvieron por ahí y a todas las personas que hacen que la Facultad de Ingeniería de la UNAM sea un lugar muy agradable para trabajar y establecer relaciones sociales duraderas.

Objetivo

Construir y probar un molde con la instrumentación necesaria para determinar las propiedades de aleaciones de aluminio solidificadas y enfriadas rápidamente.

Metas

- a) Construir un dispositivo de enfriamiento controlado para aleaciones de aluminio.
- b) Medir la variación de temperatura en puntos selectos durante la solidificación y enfriamiento y determinar el tipo de microestructura formada.
- c) Relacionar las curvas de enfriamiento individuales con las microestructuras formadas en cada punto y las propiedades del material obtenido.

Justificación

La precisión de los cálculos de ingeniería depende de que tan bien se conozcan las propiedades y el comportamiento de los materiales. Se podrían citar numerosos ejemplos de defectos en el diseño de equipo y fallas en el cumplimiento de especificaciones, atribuibles a información errónea asociada con las características de los materiales empleados. Un conocimiento claro y preciso de la forma en la que los metales y sus aleaciones alcanzan las condiciones en las que son utilizados en la industria puede ayudar a optimizar y mejorar las cualidades finales de éstos mediante la manipulación de los componentes y procesos de producción involucrados. Al respecto, se estima pertinente la producción de un molde instrumentado que permita determinar de manera confiable la parte inicial del recorrido de las propiedades y estados de estos materiales.

Los procesos metalúrgicos para la obtención de las aleaciones aluminio-estaño son poco conocidos y algunas observaciones experimentales se encuentran en contradicción en lo reportado en la literatura [1], esta es la razón por la que este trabajo se orienta al estudio de esas aleaciones.

Descripción del contenido

El trabajo consta de cuatro partes. La Introducción es un resumen breve del marco teórico de los fenómenos que se presentan durante la solidificación y enfriamiento de aleaciones metálicas en un molde. La segunda parte es el Diseño Experimental y contiene la información relativa al desarrollo del trabajo y la secuencia de modificaciones del molde original. La parte denominada Proceso Experimental describe de manera cualitativa el desempeño del molde en las pruebas. La última parte son los Resultados Experimentales, donde se presenta la información obtenida del análisis del material obtenido de los lingotes producto de las pruebas del molde. El documento termina con las Conclusiones y los dibujos técnicos incluidos en los Anexos.

Contenido

1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. EQUILIBRIO TERMODINÁMICO DURANTE LA SOLIDIFICACIÓN.....	1
1.1.1. <i>Determinación del diagrama de fases</i>	2
1.2. ELEMENTOS DE TRANSFERENCIA DE CALOR.....	4
1.2.1. <i>Conducción</i>	4
1.2.2. <i>Convección</i>	4
1.2.3. <i>Radiación</i>	6
1.2.4. <i>Aspectos prácticos</i>	7
1.3. SOLIDIFICACIÓN.....	10
1.3.1. <i>Transferencia de calor durante la solidificación</i>	10
1.3.2. <i>Desequilibrio necesario para mover la intercara S-L de una aleación binaria</i>	12
1.3.3. <i>Solidificación de aleaciones con intercaras planas o aproximadamente planas</i>	14
1.3.4. <i>Solidificación celular y dendrítica</i>	18
1.3.5. <i>Estructura de un lingote</i>	20
1.3.6. <i>Mecanismos de formación de porosidad en aluminio y su tratamiento</i>	21
1.4. EL ENSAYO DE TRACCIÓN: EL E-8 DE LA ASTM Y PROPIEDADES DERIVADAS DE ÉL.....	22
2. DISEÑO EXPERIMENTAL	23
2.1. PRINCIPIOS DE DISEÑO DE MOLDES.....	23
1.1.1. <i>Funcionamiento de los termopares</i>	23
2.2. PRIMER DISEÑO.....	23
2.2.1. <i>Cálculo del tiempo de llenado del molde</i>	24
2.2.2. <i>Características del flujo</i>	26
2.3. SEGUNDO DISEÑO.....	27
2.4. TERCER DISEÑO.....	28
2.5. DISEÑO PROPUESTO.....	29
3. PROCESO EXPERIMENTAL	30
3.1. TÉCNICA DE FUNDICIÓN EN ALUMINIO.....	30
3.2. DESEMPEÑO DEL MOLDE EN LA PRIMERA COLADA.....	30
3.3. DESEMPEÑO DEL MOLDE EN LA SEGUNDA COLADA.....	31
3.4. DESEMPEÑO DEL MOLDE EN LA TERCERA COLADA.....	31
4. RESULTADOS EXPERIMENTALES	32
4.1. DIAGRAMA DE FASES DE LA ALEACIÓN ALUMINIO-ESTAÑO	33
4.2. RESULTADOS DE LA PRIMERA COLADA.....	34
4.2.1. <i>Curvas de enfriamiento</i>	34
4.2.2. <i>Microestructuras asociadas</i>	37
4.3. RESULTADOS DE LA SEGUNDA COLADA.....	39
4.3.1. <i>Curvas de enfriamiento</i>	39
4.3.2. <i>Microestructuras asociadas</i>	42

4.4. RESULTADOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	45
5. CONCLUSIONES.....	47
ANEXOS	I
A.DIBUJO TÉCNICO DEL PRIMER DISEÑO.....	I
B.DIBUJO TÉCNICO DEL SEGUNDO DISEÑO.....	II
C.DIBUJO TÉCNICO DEL TERCER DISEÑO.....	III
D.DIBUJO TÉCNICO DEL DISEÑO PROPUESTO.....	IV
E.PROGRAMAS DE CONTROL NUMÉRICO.....	V
REFERENCIAS.....	IX

1. Introducción

1.1. Equilibrio termodinámico durante la solidificación.

Un proceso de solidificación no puede ocurrir en el equilibrio termodinámico porque en esta condición no hay energía *libre* disponible en la sustancia para realizar un trabajo de transformación de un estado de mayor energía a uno de menor energía; esta diferencia de energía libre suministra la *fuerza impulsora* necesaria para el cambio. Sin embargo, es claro que ocurren distintos grados de alejamiento del equilibrio completo y constituyen una jerarquía gobernada por el incremento en la velocidad de solidificación [2].

- i. Equilibrio con difusión completa (global).
 - a. No hay gradientes de potencial químico (las composiciones de las fases son uniformes).
 - b. No hay gradientes de temperatura.
 - c. Se puede aplicar la regla de la palanca.
- ii. Equilibrio local en la intercara.
 - a. Potencial químico continuo, para cada componente, a través de la intercara.
 - b. El diagrama de fases muestra las composiciones y temperaturas únicamente en la intercara sólido-líquido.
 - c. Es necesaria una corrección para la curvatura de la intercara.
- iii. Equilibrio local en la intercara metaestable.
 - a. Es importante cuando la fase estable no puede nuclear o crecer suficientemente rápido.
 - b. Un diagrama de fases metaestables (un diagrama termodinámico sin las fases estables) muestra las condiciones de la intercara.
- iv. Desequilibrio en la intercara.
 - a. El diagrama de fases no muestra las temperaturas y composiciones en la intercara.
 - b. Los potenciales químicos no son iguales en la intercara.

Las manifestaciones microestructurales de la partida del equilibrio lograda por los métodos de solidificación rápida se pueden clasificar en cinco aspectos [3]:

- a) Incremento en la concentración de defectos cristalinos. Incluye incrementos en la concentración de espacios vacantes (y a una extracción menor de átomos intersticiales), dislocaciones, errores de apilamiento y maclas. Otra característica que debe anotarse aquí es un incremento en el nivel de desorden químico (esto es, parámetros de orden reducidos) en soluciones sólidas ordenadas y compuestos.
- b) Refinamiento Microestructural. Involucra distribuciones de diferentes fases y solutos en escalas mas finas. Los ejemplos incluyen espaciamientos entre brazos dendríticos mas finos, láminas de fases eutécticas mas finas y diámetros menores de los precipitados.
- c) Incremento de la solubilidad en estado sólido. Pueden hallarse fases cristalinas estables con niveles de solutos mayores que límite de solubilidad a temperatura ambiente o, de hecho, más allá del equilibrio a cualquier temperatura. El incremento de la solubilidad en estado sólido crea mayores fracciones volumétricas de estructuras de pre-precipitados (zonas de GP) y consecuentemente aumenta el endurecimiento.
- d) Fases metaestables. Una fase metaestable puede formarse durante el proceso de enfriamiento rápido. Puede ser una que no se encuentre en equilibrio en ninguna condición del sistema de interés, o puede ser una que sí se halle pero sea metaestable en distintas condiciones de composición, temperatura o presión. Aquí se incluyen los compuestos intermetálicos cristalinos y cuasicristalinos.
- e) Vidrios metálicos. Son un caso especial de las fases metaestables. Cuando la solidificación de un líquido se da no por la formación de una nueva fase, sino por el congelamiento continuo del líquido.

1.1.1. Determinación del diagrama de fases.

Se establece el diagrama de fases determinando los límites de fase [4]. Puesto que los límites de fase representan el lugar donde se producen los cambios de fase, también implican cambios en las propiedades físicas del material. Por tanto, los cambios en las propiedades físicas son los métodos principales que se emplean para determinar el diagrama de fases. Estos métodos se aplican habitualmente en conjunción con métodos de microscopía y de rayos X. Las técnicas de microscopía implican la observación directa de las fases. Algunas de las propiedades físicas que pueden intervenir en los cambios de fase son la resistividad eléctrica, el cambio de volumen objeto de estudio de la dilatometría, las propiedades magnéticas y el calor de fusión o solidificación. En este texto sólo se tratará la última propiedad, lo cual se denomina *análisis térmico*.

El análisis térmico, en conjunción con las técnicas de microscopía y de rayos X es particularmente idóneo para determinar los *límites de fase del líquido y del sólido*. La de líquido se determina con base en curvas de enfriamiento, en tanto que la de sólido se determina con base en curvas de calentamiento. Una curva de enfriamiento es simplemente un registro del tiempo en función de la temperatura del líquido a medida que este se enfría. Una curva de calentamiento es similar a la de enfriamiento.

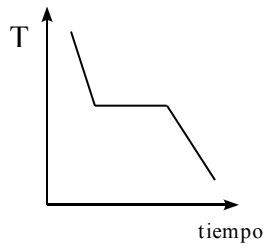
Curvas de enfriamiento.

Cuando se enfría un metal puro desde su estado líquido hasta alcanzar su temperatura de fusión, la velocidad de solidificación se relaciona con el calor latente del mismo [4]. Una velocidad de enfriamiento muy pequeña o nula pone de manifiesto una meseta de la curva de enfriamiento cuando se desprende calor latente. El calor latente compensa la pérdida de calor del sistema hacia el entorno y la temperatura permanece constante hasta que todo el líquido se ha solidificado. Una vez que esto ocurre, el sistema comienza a enfriarse de nuevo. Una composición eutéctica de una aleación presenta el mismo tipo de curva de enfriamiento. En consecuencia, cuando se obtiene una curva de enfriamiento como la de la figura 1.1a, no se puede afirmar sin más que pertenece a un metal puro o a una composición eutéctica, sino hasta después de observar la microestructura de la muestra. La composición eutéctica mostrará una estructura laminar de dos fases.

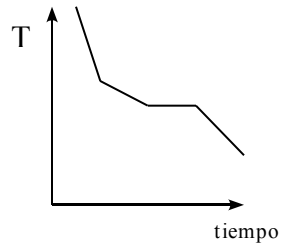
Cuando una composición ya sea hipoeutéctica o hipereutéctica se enfría a partir de su estado líquido, se desprende calor cuando se alcanza la línea de líquido, y esto se representa como un cambio de pendiente de la curva de enfriamiento. La razón del cambio es la pendiente se debe al cambio de composición del líquido restante, que altera la temperatura de solidificación. Después, la temperatura disminuye a un ritmo menor debido al desprendimiento de calor, hasta que el líquido restante adquiere la composición eutéctica y en este momento la solidificación continúa a temperatura constante hasta que todo el líquido solidifica. Sólo se puede definir si se trata de una aleación hipo o una hipereutéctica hasta después de un análisis microestructural. Las características de la fase primaria o proeutéctica de una aleación hipereutéctica son distintas a las que presenta la fase primaria de una aleación hipereutéctica.

Cuando la composición de la aleación es menor que la composición máxima que marca la curva de solvus, la curva de enfriamiento muestra nuevamente un cambio de pendiente cuando se alcanza la temperatura de líquido. La curva continúa su descenso pero no presenta la meseta que muestra una aleación hipo o hipereutéctica. Teóricamente, el cambio de pendiente siguiente de la curva de enfriamiento debe ocurrir cuando se alcanza la curva de sólido. Sin embargo, debido a que la cantidad de líquido que resta cuando se forma el último sólido es muy pequeña, este segundo cambio puede no ser tan discernible como el primero; por consiguiente, su exactitud no es tan satisfactoria. La elaboración de la curva de la derivada o diferencias de la curva de enfriamiento puede ayudar a delinear los cambios correspondientes a las temperaturas de líquido y de sólido de una aleación.

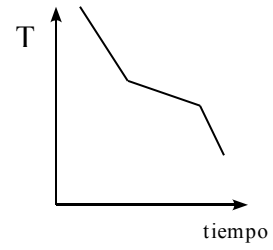
Si se varía de composición de una aleación y se obtiene la curva de enfriamiento para cada composición, se pueden representar gráficamente los cambios de pendiente empleando líneas verticales, con la temperatura como única variable. Una curva que pase por los puntos de cambio de pendiente dará las líneas de sólido y de líquido respectivamente.



a) Aleación eutéctica y metales puros



b) Aleación hipo o hipereutéctica



c) Aleación de una sola fase

Figura 1.1 Curvas de enfriamiento de varios materiales.

1.2. Elementos de transferencia de calor

Existen tres modos de transferencia de calor: conducción, convección y radiación. Aún cuando un análisis exhaustivo de cada uno está fuera del alcance de este documento, se ofrece aquí una muy breve introducción a cada uno de ellos con el objetivo de poseer un panorama de los conceptos y fenómenos de importancia para los experimentos que se tratan mas adelante.

1.2.1. Conducción

La conducción consiste en la transferencia de energía de las partículas mas energéticas a las menos energéticas de una sustancia debido a las interacciones entre las mismas. Las temperaturas mas altas se asocian con las energías moleculares más altas y cuando las moléculas vecinas interactúan ocurre una transferencia de energía de las moléculas mas energéticas a las menos energéticas. El flujo de calor o transferencia de calor por unidad de área, $q_x \left(\frac{W}{m^2} \right)$, es la velocidad con que se transfiere el calor en la dirección x por área unitaria perpendicular a la dirección de transferencia. El modelo que describe la conducción es la Ley de Fourier y su expresión para una pared plana con un flujo de calor unidimensional es

$$q_x = k \frac{dT}{dx} \approx k \frac{\Delta T}{L} \quad (1)$$

La constante de proporcionalidad, $k \left[\frac{W}{m \cdot K} \right]$, es una propiedad de transporte del material conocida como *conductividad térmica*. Esta propiedad varía con la temperatura del material. Se han obtenido soluciones analíticas exactas para problemas de conducción transitoria.

1.2.2. Convección

El modo de transferencia de calor por convección existe entre una superficie y un fluido; se compone de dos mecanismos: la transferencia de energía debida al movimiento molecular aleatorio (difusión) y la transferencia mediante el movimiento macroscópico del fluido, generalmente este último genera la aportación dominante al proceso de transferencia de calor. El movimiento del fluido se asocia con el hecho de que, en cualquier instante, las moléculas se mueven en forma colectiva o como agregados. Este movimiento macroscópico contribuye a la transferencia de calor.

Sin importar la naturaleza particular del proceso de transferencia de calor por convección, el modelo apropiado es de la forma

$$q = h(T_s - T_\infty) \quad (2)$$

donde el flujo de calor por convección $q \left(\frac{W}{m^2} \right)$ es proporcional a la diferencia de las temperaturas de la superficie y del fluido, T_s y T_∞ , respectivamente. La constante de proporcionalidad, $h \left[\frac{W}{m^2 \cdot K} \right]$, es el *coeficiente de transferencia de calor por convección* y depende de las condiciones en las *capas límite* que se producen en la superficie. Se emplea el subíndice ∞ para designar las condiciones en el *flujo libre* fuera de las capas límite.

Capa límite de velocidad o hidrodinámica.

Cuando existe un flujo sobre una superficie, las partículas del fluido en contacto con la superficie adquieren una velocidad nula. Estas partículas actúan para desacelerar partículas contiguas del fluido, estas a su vez para retardar el movimiento de las siguientes partículas y así sucesivamente en una dirección perpendicular a la superficie, hasta que el efecto se hace insignificante. Esta desaceleración se asocia con

esfuerzos cortantes que actúan en planos paralelos a la velocidad del fluido. En consecuencia, el flujo del fluido se caracteriza por dos regiones distintas, una capa fluida delgada (capa límite) en la que los gradientes de velocidades y los esfuerzos cortantes son grandes y una región fuera de la capa límite en la que los gradientes de velocidad y los esfuerzos cortantes son insignificantes. El espesor de la capa límite se asigna a la variable δ y normalmente es aquel para el que $u = 0.99u_\infty$.

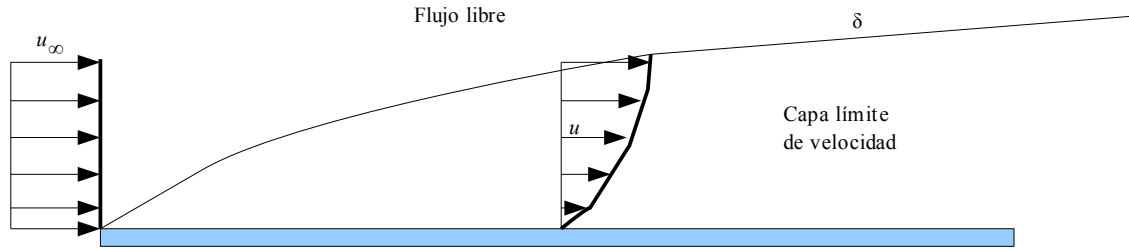


Figura 1.2 Capa límite hidrodinámica. [5]

Capa límite térmica.

Así como se produce una capa límite hidrodinámica por la diferencia de velocidad entre una superficie y un fluido, también se produce una capa límite térmica cuando difieren las temperaturas de una superficie y un fluido. Las partículas del fluido en contacto con la superficie adquieren la temperatura de esta e intercambian energía con las partículas adyacentes, con lo cual se producen gradientes de temperatura en el fluido. El espesor de la capa límite térmica se asigna a la variable δ_t y normalmente es aquel para el que

$$\frac{T_s - T}{T_s - T_\infty} = 0.99 \quad (3)$$

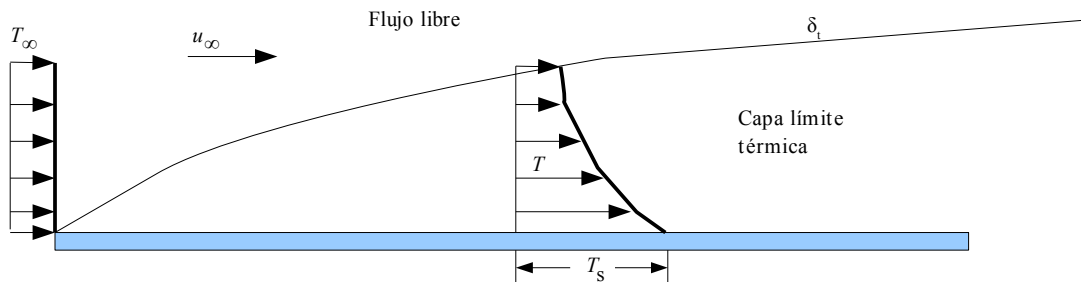


Figura 1.3 Capa límite térmica. [5]

Capa límite de concentración.

Si un fluido de concentración molar de especies, $C_{A,\infty}$, fluye sobre una superficie en la que la concentración de especies se mantiene en algún valor uniforme $C_{A,s} \neq C_{A,\infty}$, ocurrirá una transferencia de especies por convección. La especie A normalmente es un vapor que se transfiere en un flujo de gas debido a la evaporación o sublimación de una superficie líquida o sólida, respectivamente. Es posible relacionar el flujo molar de la especie A con el producto de un coeficiente de transferencia y una diferencia de concentración:

$$N''_A = h_m (C_{A,s} - C_{A,\infty}) \quad (4)$$

donde $N''_A \left[\frac{\text{kmol}}{\text{s} \cdot \text{m}^2} \right]$ y $h_m \left[\frac{\text{m}}{\text{s}} \right]$ es el coeficiente de transferencia de masa por convección. Las concentraciones molares $C_{A,s}$ y $C_{A,\infty}$ tienen unidades de $\left[\frac{\text{kmol}}{\text{m}^3} \right]$.

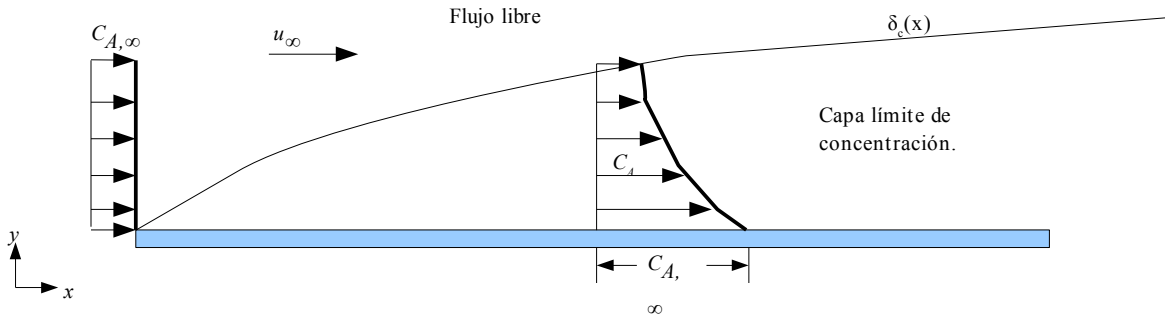


Figura 1.4 Capa límite de concentración. [5]

La región del fluido en la que existen gradientes de concentración, y su espesor, d_c , se define normalmente como el valor de y para el que

$$\frac{C_{A,s} - C_A}{C_{A,s} - C_{A,\infty}} = 0.99$$

La transferencia de especies entre la superficie libre y el flujo libre está determinada por las condiciones en esta capa límite. De acuerdo con [5] el valor del coeficiente de transferencia de masa por convección es

$$h_m = \frac{-D_{AB} \left(\frac{\partial \rho_A}{\partial y} \right)_{y=0}}{\rho_{A,s} - \rho_{A,\infty}} \quad (5)$$

donde D_{AB} es el coeficiente de difusión binario de la ley de Fick.

1.2.3. Radiación

La radiación térmica es la energía transmitida por la materia que se encuentra a una temperatura finita. La radiación que una superficie emite se origina de la energía térmica de la materia limitada por la superficie, la velocidad a la que libera energía por unidad de área $\left(\frac{W}{m^2}\right)$ se denomina *potencia emisiva* superficial E . Hay un límite superior para la potencia emisiva, que es establecida por la ley de *Stefan-Boltzmann* [5]

$$E_b = \sigma T_s^4 \quad (6)$$

donde T_s es la temperatura absoluta (K) de la superficie y σ es la constante de *Stefan-Boltzmann* ($\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \left[\frac{W}{m^2 \cdot K^4}\right]$). Dicha superficie es la de un *cuerpo negro* y es un radiador ideal.

El flujo emitido por una superficie real es menor que la de un cuerpo negro a la misma temperatura y esta dado por

$$E_b = \varepsilon \sigma T_s^4 \quad (7)$$

donde ε es una propiedad de la superficie denominada *emisividad*. Con valores en el rango $0 < \varepsilon < 1$, esta propiedad proporciona una medida de la eficiencia con que una superficie emite radiación. Esto depende marcadamente del material de la superficie y del acabado.

En una superficie también puede incidir una radiación G desde sus alrededores. Una parte de esta irradiación, o toda, será absorbida por la superficie y así se incrementará la energía térmica del material. La velocidad a la que la energía radiante es absorbida por área superficial unitaria se evalúa con una propiedad

conocida como absorptividad α_{rad} . Es decir,

$$G_{abs} = \alpha_{rad} G$$

donde $0 < \alpha_{rad} < 1$. De esta manera, si se supone que la superficie es tal que $\alpha = \epsilon$ (superficie gris), la velocidad neta de transferencia de calor por radiación desde la superficie es

$$q_{rad} = \epsilon \sigma (T_s^4 - T_{aire}^4) \quad (8)$$

Sin embargo, existen muchas aplicaciones en las que es conveniente expresar el intercambio de calor por radiación de la forma

$$q_{rad} = h_r A (T_s - T_{aire}) \quad (9)$$

donde el *coeficiente de transferencia de calor por radiación*, h_r , es

$$h_r \equiv \epsilon \sigma (T_s + T_{aire})(T_s^2 + T_{aire}^2) \quad (10)$$

1.2.4. Aspectos prácticos

Resistencia térmica

Existe una analogía entre la difusión de calor y la carga eléctrica. De la misma manera que se asocia una resistencia eléctrica a la conducción de electricidad, se asocia una resistencia térmica con la conducción de calor. Al definir la resistencia como la razón de un potencial de transmisión a la transferencia de calor correspondiente se sigue que la *resistencia térmica para la conducción* es [5]

$$R_{t,cond} \equiv \frac{T_{s,1} - T_{s,2}}{q_{cond}} = \frac{L}{kA} \quad (11)$$

la *resistencia térmica para convección* es entonces

$$R_{t,conv} \equiv \frac{T_s - T_\infty}{q_{conv}} = \frac{1}{hA} \quad (12)$$

y la *resistencia térmica para radiación* se define como [5]

$$R_{t,rad} \equiv \frac{T_s - T_{aire}}{q_{rad}} = \frac{1}{h_r A} \quad (13)$$

En sistemas compuestos la caída de temperatura a través de las intercaras de los materiales puede ser grande. Este cambio se atribuye a lo que se llama *resistencia térmica de contacto*, $R_{t,c}$, para una unidad de área es [5]

$$R_{t,c} = \frac{T_A - T_B}{q_{total}} \quad (14)$$

Estas resistencias permiten construir *circuitos térmicos equivalentes* análogos a los circuitos eléctricos, con resistencias en serie y en paralelo, según los modos de transferencia de calor presentes. Su resolución es de la misma manera que los circuitos eléctricos.

Parámetros útiles

Como se verá en secciones posteriores, otros números relevantes son la *difusividad térmica* de un material α que tiene unidades de $\left(\frac{m^2}{s}\right)$ y el número de Biot, B_i , adimensional,

$$\alpha = \frac{k}{\rho C_p} \quad (15)$$

$$B_i = \frac{hL_c}{k} \quad (16)$$

donde L_c es la *longitud característica* de un sólido y se define como la relación entre el volumen del sólido y el área de la superficie, $L_c = \frac{V}{A_s}$.

Solución aproximada del enfriamiento de una pared plana con convección.

Si una pared plana tiene un espesor, $2L$, pequeño en relación con la altura y el ancho de la pared, es razonable suponer que la conducción ocurre únicamente a través de esta última. Si la pared está inicialmente a una temperatura uniforme T_i y se sumerge súbitamente en un fluido de T_∞ , sin generación interna y la suposición de conductividad térmica constante, la ecuación de transferencia de calor es [5]

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (17)$$

Para resolver esta ecuación en cuanto a la distribución de temperaturas $T(x,t)$, es necesario especificar una *condición inicial*, en este caso

$$T(x,0) = T_i$$

y dos *condiciones de frontera*

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=0} = 0 \quad (18)$$

$$-k \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=L} = h(T(L,t) - T_\infty) \quad (19)$$

Además, se pueden definir las siguientes variables adimensionales

$$\theta' = \frac{T - T_\infty}{T_i - T_\infty}, \quad x' = \frac{x}{L} \quad \text{y} \quad t' = \frac{\alpha t}{L^2}$$

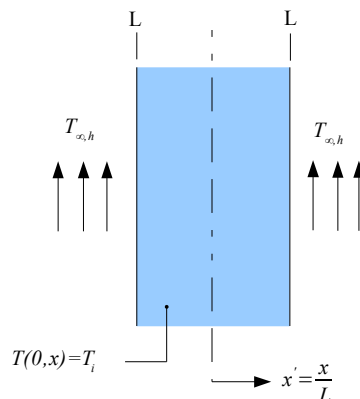


Figura 1.5 Vista de una sección del espesor de una pared plana. [5]

Entonces, cuando $t' > 0.2$, la solución para el enfriamiento de la pared se aproxima a [5]

$$\theta' = \theta_0 \cos(\zeta_1 x') \quad (20)$$

en esta ecuación θ'_0 representa la temperatura del plano medio ($x'=0$)

$$\theta'_0 = \frac{T_0 - T_\infty}{T_i - T_\infty} = C_1 \exp(-\zeta_1^2 t') \quad (21)$$

El coeficiente ζ_1 es la primera raíz positiva de la ecuación trascendente

$$\zeta_1 \tan \zeta_1 = Bi$$

y el coeficiente C_1 es

$$C_1 = \frac{4 \operatorname{sen}(\zeta_1)}{2\zeta_1 + \operatorname{sen}(2\zeta_1)}$$

Por lo tanto, en una pared sin generación interna de calor, la temperatura disminuye exponencialmente con el tiempo, mientras que disminuye trigonométricamente respecto a la distancia de la orilla.

1.3. Solidificación

1.3.1. Transferencia de calor durante la solidificación

Cuando un metal se vierte en un molde, la velocidad a la que pierde energía calorífica está controlada por varias resistencias térmicas; en diferentes partes del sistema molde-metal puede haber uno o coexistir varios de los modos de transferencia de calor. Un tratamiento formal de este problema es considerablemente complejo debido a la generación de calor latente en la intercara sólido-líquido en movimiento, la geometría de esta misma intercara que puede ser celular o dendrítica en las aleaciones y la variación de las propiedades físicas del sistema molde-metal con el cambio de temperatura.

Transferencia de calor líquido a sólido.

Si el sistema en consideración posee una intercara lisa entre el sólido y el líquido es conveniente tratar las dos fases como medios distintos. Para conducción pura las ecuaciones de calor se aplican de manera independiente al líquido y al sólido. [2]

$$\nabla \circ (k_S(T) \nabla T_S(\mathbf{x}, t)) = C_P^S \frac{\partial T_S(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (22a)$$

$$\nabla \circ (k_L(T) \nabla T_L(\mathbf{x}, t)) = C_P^L \frac{\partial T_L(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (22b)$$

el flujo de calor y la temperatura se igualan en la intercara sólido-líquido usando

$$k_S G_S - k_L G_L = L \cdot V \quad (23)$$

$$T_L = T_S = T_i \quad (24)$$

donde k_S = conductividad térmica del sólido, k_L = conductividad térmica del líquido, G_S = componente normal del gradiente térmico del sólido $\left[\frac{K}{m} \right]$, G_L = componente normal del gradiente térmico en el líquido, V = velocidad normal de la intercara S-L, T_i = temperatura de la intercara, T_L = temperatura del líquido, T_S = temperatura del sólido, $C_P^S = c_P^S \cdot \rho_S$ = capacidad térmica volumétrica del sólido $\left[\frac{J}{m^3 \cdot K} \right]$, C_P^L = capacidad térmica volumétrica del líquido y L = calor latente volumétrico $\left[\frac{J}{m^3} \right]$.

Las corrientes convectivas dentro del líquido también tienen influencias importantes en el proceso. En un nivel macroscópico cambian la forma de los planos isotérmicos y reducen los gradientes térmicos en la región líquida. Las condiciones locales de solidificación, la segregación y la microestructura también son afectadas por este fenómeno. Son afectadas particularmente la orientación de la estructura dendrítica, la transición de un crecimiento columnar a uno equiaxial y la nucleación iniciada por fragmentos de dendritas.

Por otro lado, cuando la solidificación de aleaciones exhibe un rango amplio de temperatura comúnmente se forma una zona con gran densidad de núcleos sólidos dentro del líquido (una zona "pulposa"). En estos casos el sólido y el líquido suelen tratarse como un solo dominio. Por lo tanto, la ecuación de difusión de calor que debe resolverse es

$$\nabla \circ (k(T) \cdot \nabla T(\mathbf{x}, t)) + \dot{Q} = C_P \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (25)$$

en este caso \dot{Q} es la fuente de calor asociada al cambio de fase:

$$\dot{Q} = L \frac{\partial f_s(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (26)$$

donde $f_s(\mathbf{x}, t)$ es la fracción sólida. El método mas simple y extensamente utilizado para determinar esta función supone que f_s depende únicamente de la temperatura y las dos últimas ecuaciones se pueden combinar:

$$\nabla \circ (\mathbf{k}(T) \cdot \nabla T(\mathbf{x}, t)) = \left(C_p(T) - L \frac{df_s}{dT} \right) \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (27)$$

Esta expresión se puede reescribir con dos métodos numéricos distintos. Con el *método del calor específico* la ecuación es

$$\nabla \circ (\mathbf{k}(T) \cdot \nabla T(\mathbf{x}, t)) = C_p^e(T) \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (28)$$

donde C_p^e es un calor específico alterado que incluye el calor latente.

$$C_p^e = C_p(T) - L \frac{df_s}{dT}$$

El otro es el *método de la entalpía*, en el que la entalpía volumétrica se ajusta y la ecuación respectiva queda

$$\nabla \circ (\mathbf{k}(T) \cdot \nabla T(\mathbf{x}, t)) = \frac{\partial H(\mathbf{x}, t)}{\partial t} \quad (29)$$

donde

$$H(T) = \int_0^T C_p(T') dT' + L(1 - f_s(T))$$

Transferencia de calor en la intercara molde-metal

El flujo de calor desde el metal que solidifica frecuentemente está limitado por la resistencia térmica de la intercara molde-metal. Esta resistencia se cuantifica con el coeficiente h_i ,

$$q = h_i (T_{iS} - T_{iM}) \quad (30)$$

donde q es el flujo de calor a través de la intercara, T_{iS} es la temperatura del metal y T_{iM} es la temperatura del molde, ambas en la intercara molde-metal. La naturaleza del contacto físico en la intercara suele cambiar con el tiempo y de punto a punto y puede depender de la capacidad del líquido para humedecer la superficie, la existencia de óxidos, grasas, recubrimientos, etc. Para su análisis debe considerarse lo siguiente:

1. Cuando el metal entra en el molde existe un buen contacto entre el molde y el líquido. Este contacto ocurre en los picos de la rugosidad de la superficie del molde. La aplicación de presión puede aumentar considerablemente el valor de h_i .
2. Después de la formación de una capa sólida suficientemente firme, el molde y la fundición se deforman debido a contracciones térmicas y el contacto se reduce a puntos aislados a separaciones mayores que las determinadas por la rugosidad del molde. Comienza a abrirse un hueco en la intercara y la conducción a través de ella se reduce drásticamente; consecuentemente, el valor de h_i cae mas de un orden de magnitud.

Solidificación en la pared del molde

El “Método Virtual Adjunto” [2] describe casos en los que los efectos de un coeficiente de

transferencia de calor en la intercara molde-metal y la conducción en ambos materiales son importantes. Las suposiciones básicas son:

- i. El flujo de calor por conducción es unidireccional.
- ii. La resistencia de la intercara, representada por el coeficiente h_i , permanece constante durante el proceso.
- iii. El metal solidifica con una intercara S-L plana que se mantiene en el punto de fusión de equilibrio.
- iv. El metal solidifica con sobrecalentamiento en el líquido.
- v. Las corrientes convectivas y las pérdidas por radiación se suponen pequeñas.
- vi. Las propiedades térmicas del molde y del metal no cambian con la temperatura.

La solución analítica para el tiempo de solidificación, t_s , como función de la distancia solidificada, X , tiene la forma:

$$t_s(X) = AX^2 + BX \quad (31)$$

donde

$$A = \frac{1}{4\phi^2\alpha_s} \quad \text{y} \quad B = \frac{L\rho_s}{h_i(T_m - T_0)}$$

con ϕ evaluada numéricamente de la ecuación

$$\phi \exp(\phi^2)(M + \operatorname{erf}(\phi)) = \frac{1}{\sqrt{\pi} L'} \quad (32)$$

En estas expresiones los subíndices S y M se refieren al metal solidificado y al molde, respectivamente,

$$M = \left(\frac{k_S C_P^S}{k_M C_P^M} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{es una constante del molde y} \quad L' = \frac{L}{C_S(T_m - T_0)} \quad \text{es un calor latente adimensional.}$$

En la solución de t_s los dos términos describen respectivamente:

- i. El tiempo necesario para solidificar un metal con un espesor específico si h_i fuera infinita, es decir, si el contacto térmico entre el metal y el molde fuera perfecto.
- ii. El tiempo necesario para solidificar un metal con determinado espesor si la conductividad térmica del molde y del metal fueran muy grandes y $h_i \neq \infty$; el segundo término únicamente considera la resistencia térmica en la intercara molde-metal.

1.3.2. Desequilibrio necesario para mover la intercara S-L de una aleación binaria

Durante la mayoría de los procesos de solidificación existen gradientes de temperatura y composición dentro de las fases. Sin embargo, es posible describir con precisión toda la dinámica del proceso empleando ecuaciones de difusión para describir los gradientes y el diagrama de fases para estimar las temperaturas y composiciones de las fronteras de las fases, es decir, de la intercara. Estas condiciones son el equilibrio local descrito en la sección 1.1.

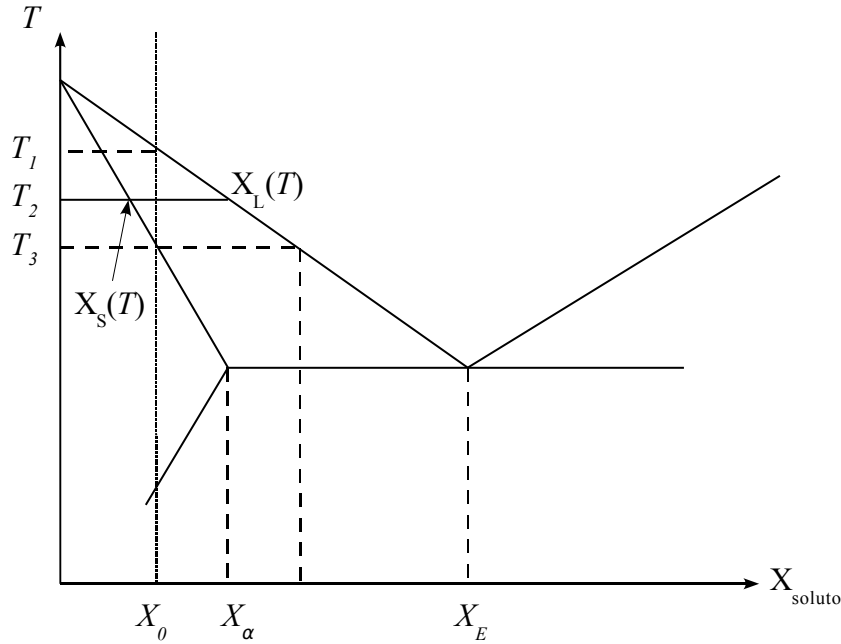


Figura 1.6 Diagrama de cambio de fases de una aleación hipoeutéctica. [6]

Las aleaciones que se describirán a continuación son como la que se describe en la figura 1.6. Considerando que se emplea el diagrama de fases en equilibrio, es útil definir el coeficiente de partición en equilibrio como [6]

$$k_0 = \frac{X_{solidus}(T)}{X_{liquidus}(T)} \approx \frac{C_S(T)}{C_L(T)} \quad (33)$$

Suponiendo densidades iguales en ambas fases, k_0 es la tasa de la composición volumétrica del sólido, C_S $\left[\frac{m^3_{soluta}}{m^3_{aleación}} \right]$ y del líquido, C_L , a cualquier temperatura. Se puede demostrar fácilmente que, si las curvas de sólidos y líquidos son líneas rectas, este coeficiente es constante en

$$k_0 = \frac{m_L}{m_S} \quad (33a)$$

donde m_L y m_S son las pendientes de las rectas de líquidos y sólidos, respectivamente.

En el caso de una aleación binaria en equilibrio local con k_0 constante, las ecuaciones (33b) y (34) son una opción para describir las condiciones en la intercara. [2]

$$T_i = T_m + m_L(C_L)_i - T_m \Gamma K_m \quad (34)$$

$$(C_S)_i = k_0 \cdot (C_L)_i \quad (33b)$$

donde T_i y T_m son las temperaturas de la intercara y de fusión del solvente (puro) de la aleación, $(C_S)_i$ y $(C_L)_i$, son las composiciones del líquido y del sólido en la intercara, Γ es la tasa de energía superficial de la intercara dividida por el calor latente volumétrico y K_m es la curvatura promedio de la intercara (positiva cuando el centro de la curvatura está en el sólido). En este caso la ec. (33) sólo aplica en las inmediaciones del frente de solidificación.

1.3.3. Solidificación de aleaciones con intercaras planas o aproximadamente planas

La forma en la que una aleación solidifica depende de una manera compleja en los gradientes de temperatura, velocidad de enfriamiento y velocidad de crecimiento del sólido [7]. Además, siempre habrá gradientes de soluto en el sólido obtenido y conforme avance la solidificación aumentará la concentración de éste dentro del líquido. En general, el transporte de soluto durante una solidificación unidireccional con una intercara plana está descrito por una ecuación de difusión unidimensional

$$\frac{\partial^2 C}{\partial z^2} = \frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} \quad (35)$$

que debe resolverse para la composición C en el líquido y en el sólido sujeta a las condiciones en la intercara dadas por las ecuaciones (33b) y (36)

$$D_S \left(\frac{\partial C_S}{\partial z} \right)_i - D_L \left(\frac{\partial C_L}{\partial z} \right)_i = V ((C_L)_i - (C_S)_i) \quad (36)$$

Esta última expresión es un balance del flujo de soluto que entre y sale de la intercara. Solo en circunstancias inusuales puede esperarse que la regla de la palanca sea aplicable durante la solidificación. Las siguientes secciones muestran varios modelos para describir el perfil de concentración de soluto de un material en disitntas condiciones.

Líquido completamente mezclado sin difusión en el sólido

Este análisis aproxima sistemas en los que el líquido posee grandes turbulencias [7], las condiciones que se consideran son:

- i. Composición uniforme en el líquido (perfectamente mezclado).
- ii. No hay difusión en el sólido.
- iii. Las densidades del líquido y del sólido son iguales y constantes.
- iv. Equilibrio local en la intercara S-L, descrito en la sección 1.1.
- v. k_0 constante [6].

Las primeras dos suposiciones se refuerzan con el hecho de que la difusión en el líquido típicamente es varios órdenes de magnitud mayor que la difusión en el sólido. Según esta aproximación

$$(C_S)_i = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1} \quad (37a)$$

$$C_L = C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1} \quad (37b)$$

Donde f_s y f_L son las fracciones volumétricas de líquido y sólido del material. De la aproximación anterior se puede obtener que [2]

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} \quad (38)$$

Donde T_L y T_f son las temperaturas del sólido y del líquido, respectivamente. Sin embargo, este método tiene restricciones severas cuando se trata a una aleación multicomponente. Una intercara plana no es un requisito para la validez de las ecuaciones (37) cuando el efecto Gibbs-Thomson es despreciable.

Difusión en el sólido durante la solidificación

Con la suposición de difusión completa en el líquido, la aproximación de la concentración de soluto

en la intercara S-L está dada por dos expresiones [2]:

$$(C_S)_i = k_0 C_0 \left(1 - \frac{f_S}{1 + \alpha_\theta k_0} \right)^{k_0 - 1} \quad (39)$$

$$(C_S)_i = k_0 C_0 \left(1 - f_S (1 - 2 \alpha_\theta k_0) \right)^{\frac{k_0 - 1}{1 - 2 \alpha_\theta k_0}} \quad (40)$$

La ecuación (39) considera el caso en el que V es constante y la ec. (40) considera el caso en el que el crecimiento es parabólico ($V \sim t^{1/2}$). El parámetro α_θ mide la extensión de la difusión del soluto en el sólido y está definido como

$$\alpha_\theta = \frac{D_S t_f}{L_0^2} \quad (41)$$

Donde t_f es el tiempo de solidificación local el cual, en el caso mas simple, con $V = \text{cte.}$, esta dado por $\frac{V}{L_0}$.

Difusión estable en el líquido.

Otra aproximación consiste en considerar que no existe difusión en el sólido y una mezcla por difusión en el líquido, es decir, la única manera por la que el soluto se transporta en el líquido será la difusión. Todas las suposiciones de la ec. que considera únicamente condiciones convectivas, excepto la primera, son válidas. La solución de este modelo para un estado estable durante la solidificación es [7]

$$(C_L)_i = C_0 \left(1 + \frac{1 - k_0}{k_0} \exp\left(-\frac{V}{D_L} z\right) \right) \quad (42)$$

En la ecuación (42) D_L es el coeficiente de difusión del soluto en el líquido y z la distancia de la intercara; $\frac{V}{D_L}$ es el espesor característico del perfil de concentración de soluto o el espesor de la capa rica en soluto.

Perfil de concentración de soluto

Los mecanismos disponibles para el transporte de soluto en el líquido son la difusión y las corrientes de convección, de éstos, la difusión es un mecanismo mucho mas lento. En la capa límite en la intercara no puede haber transporte por convección perpendicular a la intercara, debido al flujo laminar paralelo a la misma [6]. El soluto solo puede ser transportado lentamente por difusión a través de la capa límite hacia el líquido convectivo. El efecto es una acumulación de soluto en la región de la capa límite, como se muestra en la figura 1.7. Mas allá de esa capa límite el contenido de la masa del líquido es uniforme en $(C_L)_B$ debido a la mezcla por convección. Dado el equilibrio local en la intercara se tiene que $(C_S)_i = k_0 (C_L)_i$ (donde se emplean concentraciones volumétricas y densidades iguales). La aglomeración de soluto causa el incremento de $(C_L)_i$ y, por lo tanto, también el aumento de $(C_S)_i$.

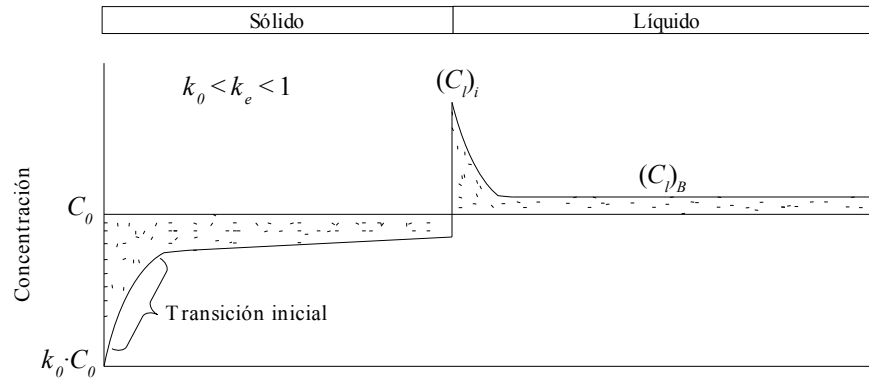


Figura 1.7 Perfil de concentración de soluto para una barra con solidificación unidireccional. [6]

Tras un periodo transitorio inicial, la concentración de soluto en la capa límite alcanza un equilibrio con la masa del líquido y la tasa $\frac{(C_l)_i}{(C_l)_B}$ se vuelve constante. Es útil definir un término llamado *coeficiente de distribución efectiva*, k_e :

$$k_e = \frac{(X_s)_i}{(X_l)_B} \approx \frac{(C_s)_i}{(C_l)_B} \quad (43)$$

El valor de este coeficiente aporta información sustancial acerca del efecto de la mezcla del líquido en el perfil de soluto del sólido. Se puede demostrar que

$$k_e = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) e^{\frac{-v\delta}{D_L}}} \quad (44)$$

Donde δ es el espesor de la capa límite de soluto.

Criterios de estabilidad de una intercara plana

Considérese una frente de solidificación plano como el que se muestra en la figura 1.8, el cual corresponde a un sistema eutéctico como el de la figura 1.6 con $k_0 < 1$.

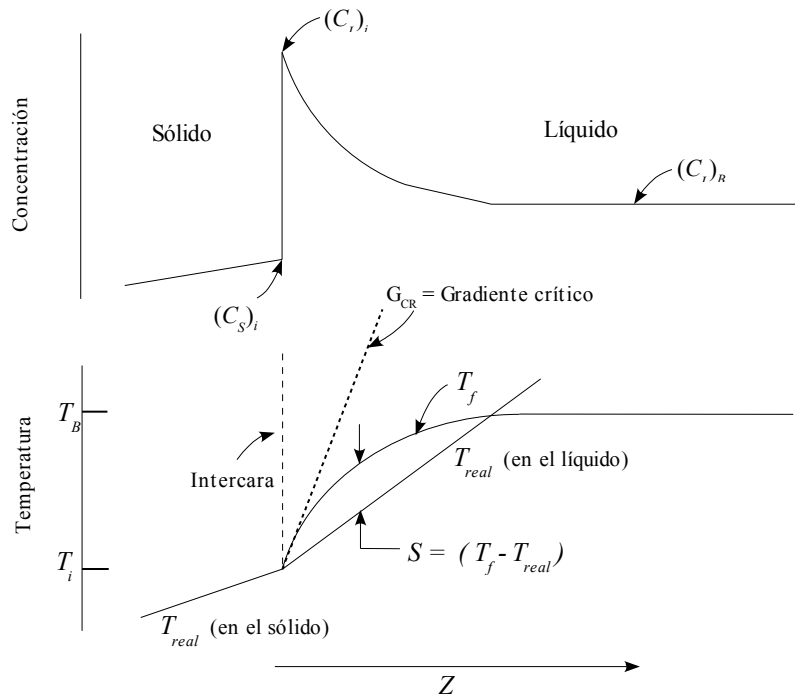


Figura 1.8 Frente de solidificación de una aleación binaria con solubilidad sólida. [6]

Como resultado de la variación de la concentración de soluto en el frente de solidificación, hay una variación en la temperatura de fusión, la cual está representada por la línea T_f en la figura 1.8. Sin embargo, independientemente de la temperatura de fusión, la temperatura del líquido puede seguir cualquier línea. En la intercara se asume un sobreenfriamiento pequeño, donde $T_{real} \approx T_f$.

Si la temperatura real es menor que la temperatura de fusión, T_f , una región del frente de solidificación está sobreenfriada. Esto se conoce como *sobreenfriamiento constitucional* y ocurre cuando $G_i \geq \left(\frac{dT_f}{dZ}\right)_i$, donde G_i es la pendiente de la curva de temperatura del líquido y $\left(\frac{dT_f}{dZ}\right)_i$ es la pendiente de la curva de fusión en la intercara. Consecuentemente $\left(\frac{dT_f}{dZ}\right)_i$ es un valor crítico del gradiente de temperatura y se define

$$G_{CR} = \left(\frac{dT_f}{dZ}\right)_i \quad (45)$$

Supóngase ahora que las *curvas* del diagrama de fases en equilibrio son rectas, como en la figura 1.6. entonces se tiene que

$$G_{CR} = m_L \left(\frac{dC_l}{dZ}\right)_i \quad (45a)$$

Para desarrollar la expresión (45a) es necesario conocer las condiciones del flujo en la intercara. Despreciando nuevamente la difusión en el sólido y con la relación de k_0 , la ecuación (36) se convierte en

$$D_L \left(\frac{\partial C_L}{\partial z}\right)_i - V(C_L)_i(1 - k_0) = 0 \quad (46)$$

Despejando (46) y sustituyendo en (45a) el resultado es

$$G_{CR} = \frac{-m_L V}{D_L} (C_S)_i \left(\frac{1-k_0}{k_0} \right) \quad (47)$$

Es pertinente mencionar que una referencia [2] desarrolla la expresión de G_{CR} y concluye con una ecuación incorrecta:

$$G_{CR} = \frac{-m_L V}{D_L} C_0 \left(\frac{1-k_0}{k_0} \right)$$

Si las densidades del líquido y el sólido no son iguales, la ecuación (47) se convierte en

$$G_{CR} = \frac{-m_L V}{D_L} (X_S)_i \left(\frac{1-k_0}{k_0} \right) \frac{\rho_S}{\rho_L} \quad (48)$$

1.3.4. Solidificación celular y dendrítica.

La inestabilidad de la forma plana de la intercara líquido-sólido tiene como consecuencia la solidificación con un mecanismo celular y, en condiciones mas alejadas de la estabilidad, con un mecanismo dendrítico. Una descripción cuantitativa de la solidificación dendrítica es complicada debido a la morfología compleja de las dendritas. Si se asume una forma muy simplificada de las dendritas se obtiene una imagen cualitativamente correcta de la solidificación dendrítica. Se supondrá que las dendritas son placas simples con formas cónicas sin ramas secundarias como se muestra en la figura 1.9.

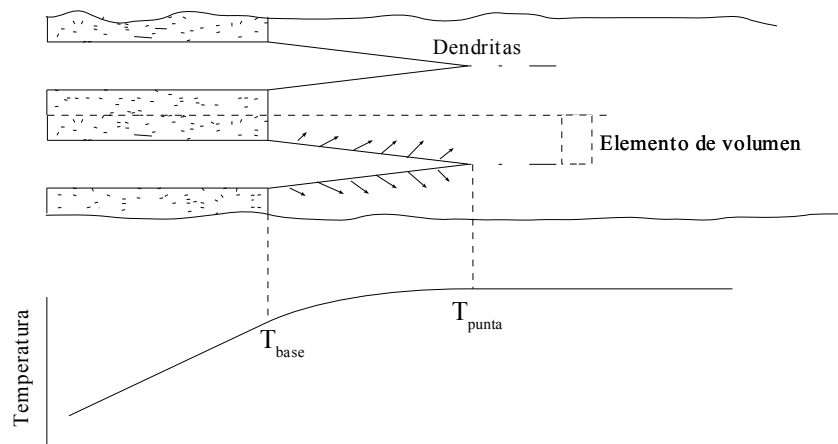


Figura 1.9 Modelo de dendritas en forma de placas. [6]

El elemento de volumen mostrado en la figura 1.9 puede considerarse como una “celda unitaria” porque al apilarse éstos tras la solidificación, generan toda la estructura. Cuando el arreglo avanza hacia la derecha el elemento de volumen solidifica desde el centro de la dendrita hacia el exterior, como se muestra en la figura 1.10. Se analizará la segregación dentro de este elemento de la misma manera que se hizo para las intercaras planas solidificadas unidireccionalmente. En este caso, dos suposiciones son razonablemente buenas [6]:

- i. Todo el soluto expulsado del sólido en cada elemento de volumen permanece dentro del elemento de volumen.
- ii. La composición del líquido interdendrítico permanece uniforme.

La suposición ii. se sostiene porque el espacio entre dendritas es tan pequeño que la difusión en el líquido es lo suficientemente rápida para mantener la composición uniforme.

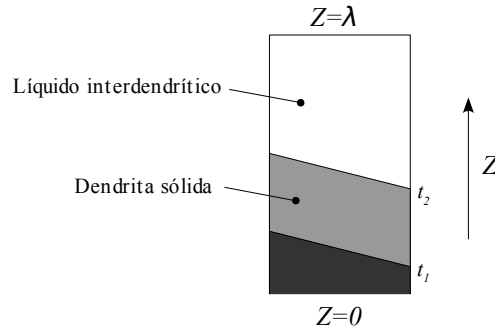


Figura 1.10 Elemento de volumen en el costado de una dendrita.

Considérese una aleación hipoeutéctica sin difusión sólida (lo que es aproximado con λ pequeño) y $C_\alpha < C_0 < C_E$. Al solidificar el elemento de volumen la concentración de soluto aumenta dentro del sólido hasta alcanzar el valor C_α . En este punto el líquido tiene la composición C_E , así que el líquido restante debe solidificarse a una temperatura T_E , con composición C_E . La estructura final de la pieza en este caso consiste en dendritas rodeadas de una fase eutéctica. Sin embargo, si se considera un proceso con difusión sólida la segregación en el elemento de volumen decrece y, con suficiente difusión, no se forma la fase eutéctica.

Longitud de las dendritas

La longitud del arreglo de dendritas se denominará L , con lo que se puede escribir

$$L = \frac{T_{punta} - T_{base}}{\bar{G}_A} \quad (49)$$

donde \bar{G}_A es el promedio del gradiente de temperatura en el arreglo de dendritas.

Considérese una dendrita avanzando dentro de un líquido de composición C_0 . Prácticamente todo el soluto es rechazado lateralmente hacia el líquido interdendrítico. Consecuentemente, la concentración de soluto en la punta de la dendrita es muy pequeña, como se muestra en la figura 1.11a. Por lo tanto, la temperatura de liquidus en la punta de la dendrita es muy cercana a la temperatura de liquidus en C_0 , y la temperatura de la punta de la dendrita debe ser cercana a esta última. Experimentos han mostrado que, para condiciones normales de crecimiento dendrítico, la temperatura de la punta es alrededor de 1-2°C menor que la de liquidus en C_0 , por lo tanto, se emplea $T_{punta} = T_{liquidus}$. Se define el rango de solidificación de una aleación como ΔT_f , donde

$$\Delta T_f = T_{liquidus} - T_{base} \quad (50)$$

y ahora se tiene que

$$L = \frac{\Delta T_f}{\bar{G}_A} \quad (49a)$$

La temperatura en la base será T_E si se forma un eutéctico en el líquido interdendrítico. Habrá una composición menor a C_α donde no se forme ningún eutéctico, por lo tanto, con composiciones menores a esta se incrementa T_{base} . ΔT_f tiene un máximo en alguna composición menor a C_α , mostrada en la figura 1.11b; es evidente que ΔT_f está determinada esencialmente por el diagrama de fases.

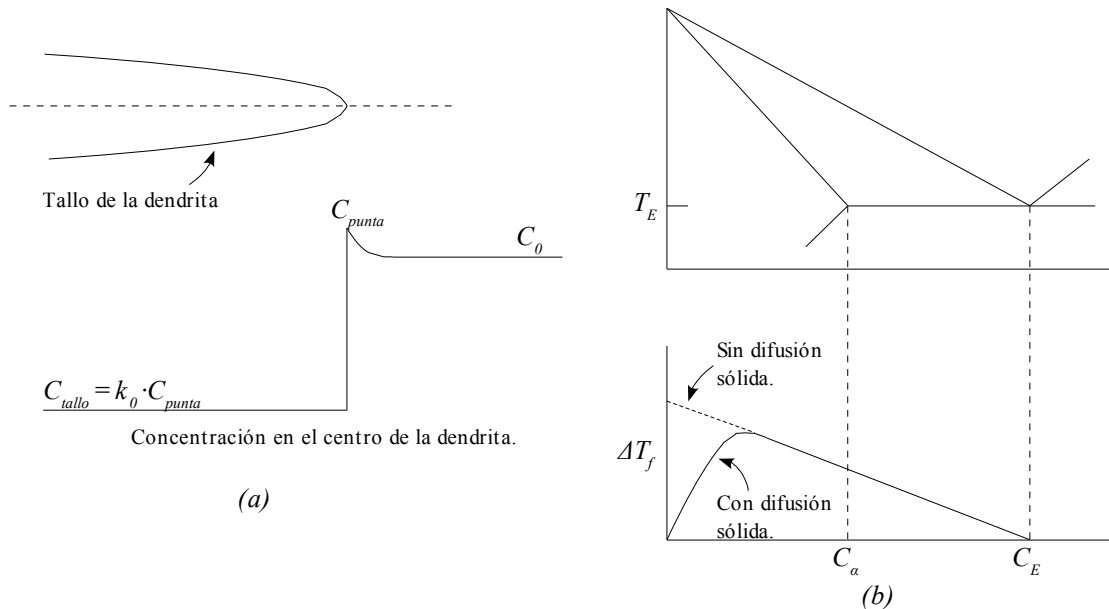


Figura 1.11 (a) Perfil de concentración de soluto a lo largo del centro de la dendrita. (b) El rango de solidificación ΔT_f en función de la composición relativa del diagrama de fases. [6]

En este contexto, es claro que la longitud de una dendrita depende de dos factores:

1. El rango de solidificación de la aleación, ΔT_f . Las aleaciones con separaciones amplias entre el liquidus y el sólido tendrán valores de L grandes.
2. La transferencia de calor en la aleación. Las variables que promueven un gradiente pequeño en la zona dendrítica, \bar{G}_A , incrementan L . Por ejemplo, L se incrementa con un molde con una conductividad térmica pequeña, o en una aleación con una temperatura de fusión baja, comparada con una de temperatura alta.

En general, en la mayoría de las aleaciones de Al y Mg L tiene valores grandes, mientras que en los aceros tiene valores pequeños y en medio se hallan las aleaciones cobre.

1.3.5. Estructura de un lingote

La representación clásica de la estructura de un lingote muestra tres zonas: una zona *fría*, una zona columnar y una zona central de granos equiaxiales. Dentro de cada grano existe una subestructura de celdas, dendritas y/o eutécticos. El flujo del fluido durante la solidificación afecta el origen y desarrollo de las tres zonas.

Zona fría

Es una región periférica cerca de la superficie del molde compuesta por granos pequeños y equiaxiales. La formación de la zona *fría* implica interacciones complejas entre el flujo de metal líquido, la transferencia de calor molde-metal, la nucleación y el crecimiento dendrítico. En este proceso es importante la *multiplicación de granos* causada por la fragmentación de estructuras predendríticas inducida por la turbulencia de la fundición. Una superficie rugosa, un molde muy frío, una temperatura de vaciado baja y corrientes convectivas que revuelvan el líquido favorecen la formación de granos finos en esta zona a través de mecanismos de nucleación y multiplicación.

Zona columnar

Los granos de la zona *fría* tienen intercaras dendríticas, algunas de las cuales están orientadas perpendicularmente a la pared, mientras que otros granos tienen sus ejes dendríticos formando ángulos

agudos con el molde. Existen mecanismos a través de los cuales los granos orientados perpendicularmente a la pared eliminan al resto, por lo que la zona columnar consiste en granos relativamente largos orientados cristalográficamente con sus dendritas paralelas a la dirección del flujo de calor. Los granos columnares crecen hacia el centro del lingote detrás de la intercara dendrítica, a lo largo de las direcciones del flujo de calor.

Zona equiaxial

Dentro del líquido en el centro del lingote generalmente crecen muchos granos pequeños equiaxiales suspendidos por todo el volumen, al avanzar la solidificación estos granos pequeños tienden a aglomerarse hasta que bloquean el crecimiento de los granos columnares. Este punto se define como la transición columnar a equiaxial. Cuando ocurre la colisión, la dirección del flujo de calor de los granos equiaxiales cambia de radial a unidireccional y hay un cambio de la estructura dendrítica de éstos. Los factores que promueven la producción y supervivencia de fragmentos de dendritas en el centro del lingote incrementan el tamaño de la zona equiaxial, por ejemplo:

1. Sobrecalentamiento pequeño. Un sobrecalentamiento grande tiende a fundir los fragmentos de dendritas.
2. Un rango amplio de solidificación. Promueve dendritas mas largas que son mas frágiles y se fragmentan fácilmente.
3. Molde con conductividad térmica pequeña. Disminuciones de temperatura pequeñas entre la punta y la base de la dendrita promueven formaciones largas y, por lo tanto, frágiles.
4. Aleaciones con puntos de fusión bajos. Por lo mismo que el anterior.
5. Mezclado vigoroso del líquido. Por dos efectos:
 - a) El flujo fragmenta las dendritas.
 - b) El sobrecalentamiento se disipa mas rápidamente, incrementando las probabilidades de supervivencia de las dendritas.

1.3.6. Mecanismos de formación de porosidad en aluminio y su tratamiento.

La porosidad en el aluminio ocurre, comúnmente, con la combinación de dos procesos: hidrógeno que emerge de la solución líquida y contracciones durante la solidificación. Los poros disminuyen la homogeneidad de las propiedades del material y deterioran la resistencia, la ductilidad y la calidad de la superficie de corte del producto. Esta es la razón por la que es necesario un tratamiento para desgasificar el aluminio [8]. La fuente del hidrógeno disuelto en el líquido es la reacción química entre aluminio y agua que genera hidrógeno gaseoso a altas temperaturas. La solubilidad del gas está determinada por una relación de equilibrio entre la concentración de hidrógeno en el aluminio y la presión parcial del gas en el ambiente. La solubilidad del hidrógeno en el aluminio sólido es mucho menor que en la fase líquida, por lo tanto, un exceso de hidrógeno disuelto en el aluminio líquido (mayor que el límite de solubilidad en el Al sólido) forma poros de hidrógeno durante la solidificación o solidifica en una solución sobresaturada de hidrógeno en la que el soluto precipita para formar poros en tratamientos térmicos posteriores.

El método contemporáneo para la remoción del hidrógeno consiste en la purga con un gas inerte, para lo cual se emplea una lanza o un rotor inmersos en líquido. Con este método el hidrógeno se disuelve en el gas inerte. La penetración del metal se impide con la misma presión del gas que se inyecta. La eficiencia de la desgasificación depende del área de la intercara del aluminio con el gas inerte y del tiempo de contacto. Por lo tanto, el consumo mínimo de gas inerte, lo que implica máxima eficiencia, puede aproximarse al proveer una gran área específica de la intercara (la tasa de superficie y volumen) y un tiempo de contacto prolongado. Cabe añadir que mientras más rápida sea la solidificación menor será la cantidad de hidrógeno que precipitará de la solución líquida formando poros.

Una solidificación rápida también contribuye en el control de la porosidad al disminuir los

movimientos macroscópicos de la aleación al contraerse durante y después del cambio de fase. Las contracciones también se pueden controlar con el *refinamiento* de los granos de la aleación. Las técnicas para producir estructuras de granos finas se pueden dividir en térmicas, de inoculación y de energía inducida. Todas operan con uno de dos mecanismos: nucleación o multiplicación. Los métodos térmicos consisten en sobreenfriar la aleación, con lo que el número de sitios de nucleación aumenta y el material solidifica rápidamente. La inoculación también promueve la nucleación empleando “aleaciones maestras” que contienen Al con Ti, B y C; los cuales forman intermetálicos disueltos en el líquido. Los métodos de energía inducida incluyen vibraciones mecánicas, agitación con burbujas y rotación de campos magnéticos. Actualmente, el método de energía inducida para la refinación de grano considerado como el mejor y más barato es la promoción de la multiplicación de cristales durante el proceso de solidificación, lo cual ocurre principalmente por la fragmentación de estructuras dendríticas incipientes empleando convección forzada [2].

1.4. El ensayo de tracción: el E-8 de la ASTM y propiedades derivadas de él.

Por medio del ensayo de tracción se puede determinar el esfuerzo de fluencia, entre otras propiedades. El ensayo estándar E-8 de la ASTM (American Society for Testing Materials) se inicia con la preparación y el maquinado del espécimen o probeta estándar. En la medida de lo posible, se preparan probetas de tamaño estándar. Sin embargo, hay especificaciones equivalentes de tamaño inferior al estándar que se pueden maquinar y someter al ensayo. Del ensayo se obtiene la gráfica de carga-elongación, P- ΔL .

La gráfica de carga-elongación se suele convertir en la curva de esfuerzo-deformación nominal o ingenieril y en la curva de esfuerzo verdadero-deformación verdadera. Esta última también se conoce como la curva de esfuerzo de fluencia. En el caso de la curva ingenieril, en este documento se utiliza s para el esfuerzo y e para la deformación. Para la curva verdadera se utiliza σ para el esfuerzo verdadero y ϵ para la deformación verdadera.

2. Diseño experimental

Se construyó un molde de acero para la fundición de un lingote de 1 [cm] de espesor de la aleación, dicho molde se instrumentó con termopares colocados en puntos regularmente espaciados de la placa. Se realizó un primer diseño cuyo desempeño se probó con una colada, después de ello se hicieron adecuaciones para una segunda colada, para finalmente hacer modificaciones en un tercer paso y proponer un diseño mejorado. Los detalles técnicos de cada diseño se encuentran en los anexos respectivos. La maquinaria empleada para la manufactura es la disponible en el Departamento de Materiales y Manufactura de la Facultad de Ingeniería.

2.1. Principios de diseño de moldes

En un sistema de fundición básico el metal es vaciado a través de un depósito en forma de copa o basín, después fluye hacia el sistema de alimentación (bebedero, mazarotas y canales de alimentación) en la cavidad del molde [9]. El bebedero es el canal vertical a través del cual el metal fundido fluye hacia abajo en el molde. El canal de alimentación conecta el bebedero con el molde. Las mazarotas actúan como depósito para suministrar el metal fundido necesario para compensar la contracción durante la solidificación. Dado lo delgado del lingote que se desea obtener no se considera necesario colocar mazarotas, considerando que se pretende lograr una solidificación rápida, que la deformación es mínima en una pieza tan delgada y estará concentrada en la parte superior y que en el eventual caso de que el molde se sumerja en un baño refrigerante los gradientes de temperatura harán que la solidificación sea direccional (del fondo del molde hacia la superficie libre del metal y de las paredes al centro), lo que evitaría la formación de cavidades por la contracción del sólido.

Las aleaciones de aluminio y estaño pueden vaciarse en moldes tanto de arena como permanentes. Sin embargo, se necesita un cuidadoso control de los bebederos y de otras prácticas de vaciado para producir piezas moldeadas sólidas dada su marcada susceptibilidad al agrietamiento en caliente [4]. El flujo del metal es gobernado por dos principios básicos de la mecánica de fluidos: el teorema de Bernoulli y la ley de continuidad de masa. Empleando ambos principios y suponiendo una caída libre del metal desde el crisol, se obtiene una relación parabólica entre la relación de áreas transversales y alturas de la partes inferior y superior del bebedero, la cual indica que dicho canal debe tener una forma cónica con el objetivo de evitar que, debido al aumento de velocidad del fluido, este pierda contacto con las paredes aspirando aire dentro del líquido [9]. Sin embargo, pueden construirse bebederos de lados rectos con un estrangulador para permitir que el metal fluya con suavidad; esto último es lo que se ha implementado en el molde de este trabajo.

1.1.1. Funcionamiento de los termopares

Un termopar consiste en un circuito formado por dos conductores distintos conectados eléctricamente en serie y térmicamente en paralelo. Así, si los extremos de ambos conductores se mantienen a temperaturas diferentes, se desarrolla una fuerza electromotriz en el circuito [10]. En este trabajo el circuito de los termopares se cerró con la presencia de la aleación líquida en contacto exclusivamente con las puntas de los alambres, la cual constituyó un tercer elemento dentro del circuito. Sin embargo, aunque este último conductor se conectó eléctricamente en serie, se estima que en ambos extremos de la aleación la temperatura era igual y por ello no crea ningún circuito termopar con los conductores adyacentes. Por lo tanto, la temperatura registrada depende exclusivamente de la posición que tuvieron las puntas de los alambres.

2.2. Primer diseño

Con la intención de que la presencia de los termopares altere mínimamente el proceso de solidificación en un molde convencional, únicamente se taladraron pequeños orificios lo suficientemente amplios para introducir los alambres separados de los termopares. Los pares de orificios se hicieron en

grupos de tres para colocar un termopar en la superficie del lingote (empalmado con la pared del molde), otro en el centro del lingote y uno mas en un punto intermedio. Los alambres de los termopares y el resto del molde se recubrieron con una pintura para metales no ferrosos cuyo material de base es un aislante eléctrico. Las puntas de los alambres se pulieron para dejar el metal expuesto.

Para evitar algunos defectos de fundición, como inclusiones y agrietamiento, al molde se le ha dotado de dos pequeños depósitos de inclusiones que pudieran ser arrastradas por el frente del flujo, el primero en el fondo del canal de alimentación y el segundo al final de la cavidad principal. Además el molde posee una serie de chaflanes en todas las caras que forman ángulos rectos y agudos que también servirán para alargar la vida útil de un molde que estará expuesto a choques térmicos durante su uso.

La figura 2.1 es una vista en perspectiva del primer diseño. Debido a defectos de la materia prima, la pared donde se colocaron los termopares tuvo, en realidad, unos 0.7 cm de espesor.

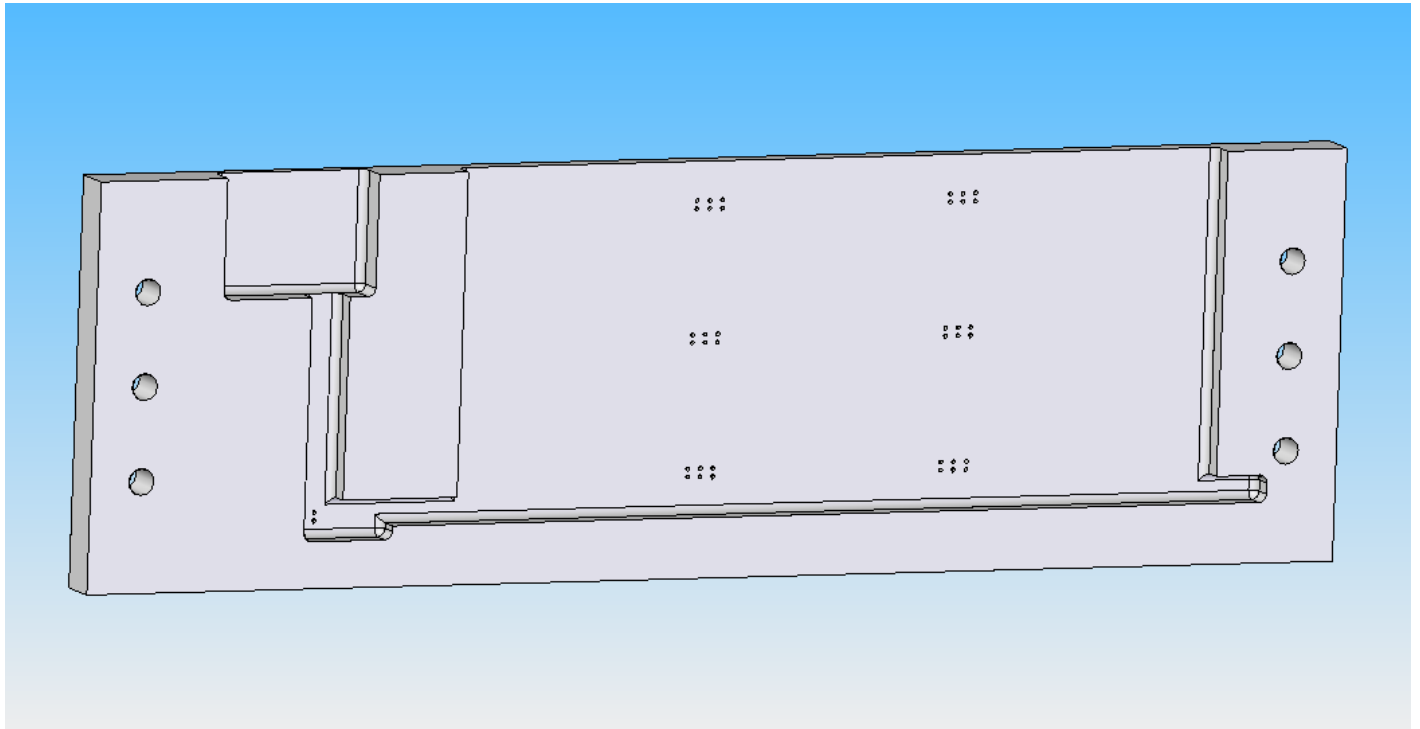


Figura 2.1 Primer diseño del molde.

2.2.1. Cálculo del tiempo de llenado del molde

Esta operación se efectúa para conocer de manera aproximada el tiempo de colada del molde, con el objetivo de que los ejecutantes posean una noción básica de lo que puede suceder durante la operación. De acuerdo con [11], el aluminio líquido tiene una viscosidad similar a la del agua. Se realizan las siguientes suposiciones: el proceso comienza cuando el vertedero y el canal de alimentación están llenos de líquido y se desprecian las pérdidas por fricción con las paredes del molde y por turbulencia del líquido.

Nomenclatura:

- $V_{el}(t) \rightarrow$ Velocidad del líquido en el estrangulador del canal de alimentación.
- $V_{ol-lleno}(t) \rightarrow$ Volumen del líquido dentro de la cavidad del lingote.
- $G(t) \rightarrow$ Gasto volumétrico de líquido en el canal de alimentación.
- $A_{estrangulador} \rightarrow$ Área transversal del estrangulador del canal de alimentación.
- $A_{molde} \rightarrow$ Área de la base de la cavidad del lingote.
- $h_1(t) \rightarrow$ Altura del líquido dentro del molde.

- $h_2 \rightarrow$ Altura desde la superficie del bebedero hasta la base del molde.

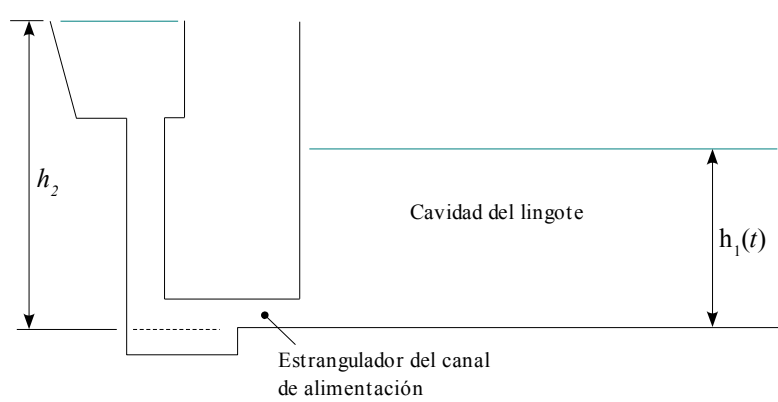


Figura 2.2 Diagrama simplificado del molde.

Con las suposiciones dadas, el flujo está gobernado únicamente por el teorema de Bernoulli por lo que

$$V_{el}(t) = \sqrt{2g \cdot \Delta h(t)} \quad (51)$$

donde

$$\Delta h(t) = h_2 - h_1(t)$$

Las condiciones de frontera son

$$h_1(0) = 0$$

$$V_{el}(0) = V_{max}$$

$$h_1(t_f) = h_2$$

$$V_{el}(t_f) = 0$$

Asimismo, al observar la figura 2.2 es evidente que

$$h_1(t) = \frac{V_{ol-lleno}(t)}{A_{molde}} \quad (52)$$

$$V_{ol-lleno}(t) = \int_0^t G(t) \cdot dt \quad (53)$$

y además

$$G(t) = V_{el}(t) \cdot A_{estrangulador} \quad (54)$$

Sustituyendo (54) en (53)

$$V_{ol-lleno}(t) = A_{estrangulador} \int_0^t V_{el}(t) \cdot dt \quad (55)$$

y definiendo $A = \frac{A_{estrangulador}}{A_{molde}}$ la ecuación (52) se convierte en

$$h_1(t) = A \cdot \int_0^t V_{el}(t) \cdot dt \quad (56)$$

Por lo tanto

$$\left(V_{el}(t) \right)^2 = 2g \left(h_2 - A \cdot \int_0^t V_{el}(t) \cdot dt \right) \quad (57)$$

Diferenciando y reordenado (57)

$$2 \cdot V_{el}(t) \frac{\partial V_{el}(t)}{\partial t} = -2g \cdot A \cdot V_{el}(t) \quad (58)$$

$$\frac{\partial V_{el}(t)}{\partial t} = -g \cdot A \quad (59)$$

Observado (59) se propone

$$V_{el}(t) = a \cdot t + b \quad (60)$$

donde $a = -g \cdot A$. Para obtener la constante b se sustituye (60) en (58) y se obtiene la expresión final de $V_{el}(t)$:

$$b = \sqrt{2g \cdot h_2}$$

$$V_{el}(t) = \sqrt{2g \cdot h_2} - (2g \cdot A) \cdot t \quad (61)$$

Empleando las condiciones de frontera se obtiene el tiempo de llenado del molde, t_f , simplemente igualando a cero la última ecuación.

$$t_f = \frac{1}{A} \left(\frac{h_2}{2g} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (62)$$

Los datos disponibles son

$$g = 9.78 \left[\frac{m}{s^2} \right]$$

$$h_2 = 0.13 \text{ [m]}$$

$$\rho = 2770 \left[\frac{kg}{m^3} \right]$$

$$A_{molde} = 0.006 \text{ [m}^2\text{]}$$

$$A_{estrangulador} = 2 \times 10^{-4} \text{ [m}^2\text{]}$$

Por lo tanto, en el primer diseño, el tiempo ideal para el llenado del molde es

$$t_f = \frac{0.006}{2 \times 10^{-4}} \left(\frac{2 \cdot 0.13}{9.78} \right)^{\frac{1}{2}} = 4.9 \text{ [s]} \quad (63)$$

2.2.2. Características del flujo

Se calcula el número de Reynolds con la velocidad máxima, se conoce el mínimo Re para que el flujo se turbulento que según [12] es $\lim Re_D \approx 2300$ y para conductos no circulares se puede estimar con un diámetro hidráulico, D_h .

$$V_{max} = \sqrt{2g \cdot h_2} = 1.59 \left[\frac{m}{s} \right] \quad (64)$$

$$D_h = \frac{4 A_{estrangulador}}{P_{mojado}} = \frac{4(2 \times 10^{-4})}{2(0.01 + 0.02)} = 13.3 \times 10^{-3} \text{ [m]} \quad (65)$$

$$Re_D = \frac{\rho V_{max} D_h}{\mu} = \frac{2770(1.59)(13.3 \times 10^{-3})}{1.2 \times 10^{-3}} = 48814 \quad (66)$$

En la ecuación (65) P_{mojado} es el perímetro del área transversal del estrangulador. Es muy claro que durante la operación de vaciado se tendrá un flujo turbulento que probablemente dará lugar a la formación de escoria en la superficie de la fundición.

2.3. Segundo diseño

Considerando el desempeño del molde en la primera colada, el cual se detalla en la sección 3.2, se hicieron las siguientes modificaciones al diseño original:

- Se ampliaron el canal de alimentación y la copa.
- Los orificios de los termopares se ampliaron, siendo ahora lo suficientemente holgados para introducir los alambres recubiertos con facilidad.

Además en esta ocasión se adecuó un recipiente metálico para enfriar el molde con agua inmediatamente después de verter la aleación. El recipiente no cubre las paredes correspondientes a la sección de la copa y el canal de alimentación con el objeto de evitar que el agua tenga contacto con cualquier depósito de metal que se haya derramado durante la colada. La figura 2.3 es una vista en perspectiva del segundo diseño. El tiempo ideal para el llenado del molde es aproximadamente un segundo menos que en la primera versión:

$$A_{\text{estrangulador}} = 0.012 \times 0.02 = 2.4 \times 10^{-4} [m^2] \quad (67)$$

$$t_f = \frac{0.006}{2.4 \times 10^{-4}} \left(\frac{2 * 0.13}{9.78} \right)^{\frac{1}{2}} = 4.07 [s] \quad (68)$$

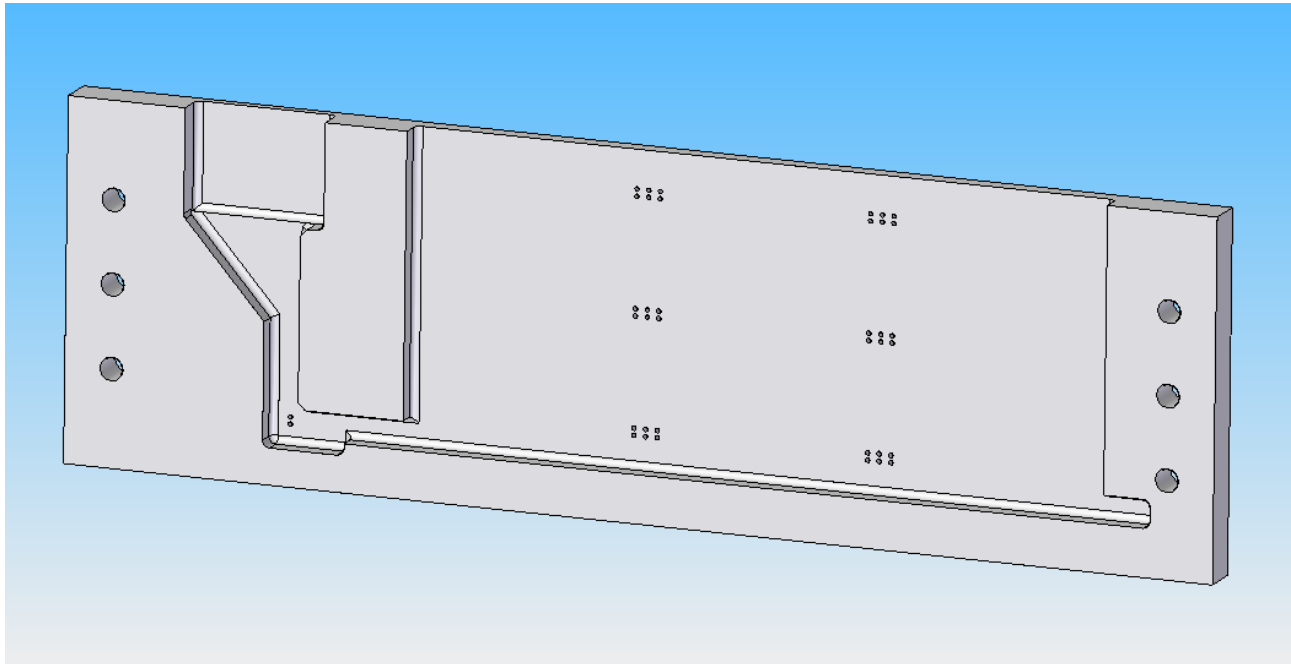


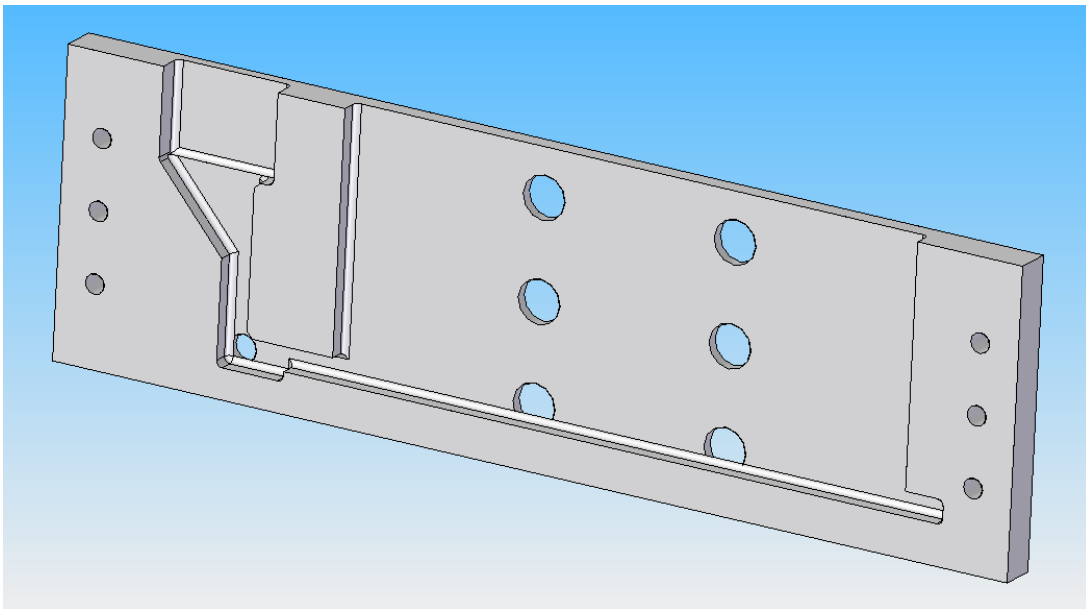
Figura 2.3 Segundo diseño.

Fue necesario doblar los termopares para colocar sus extensiones fuera de la tina. Se verificó que los termopares no hicieran un corto circuito al contacto con el agua dulce.

2.4. Tercer diseño

Debido a que, a pesar de la ampliación de los orificios, los fallos de los termopares aún fueron significativos además de que el montaje aún requirió mucho tiempo, se decidió manufacturar pequeñas piezas que sostienen cada trío de termopares contenidos en las pequeñas piezas de cerámica aislante que los mantienen aislados fuera del molde. Aunque hubiera sido preferible maquinar las cavidades de los aislantes directamente en el molde, debido a cuestiones de tiempo y relativas a los agujeros previos del molde se decidió maquinar las piezas para cada trío de termopares. Esta acción tiene la desventaja de que se altera la uniformidad de enfriamiento dentro del molde como consecuencia de la disminución de la conductividad térmica de las paredes por la presencia de los cerámicos en contacto con el metal fundido, así como las superficies de contacto de las piezas portatermopares con el resto del molde. Sin embargo, tiene las enormes ventajas de asegurar una operación correcta de los termopares, la disminución del tiempo y habilidad requeridos para la preparación de la lingotera y la desvinculación de alambres de un solo calibre, al poder introducir una variedad termopares dentro de las piezas de cerámica.

Las figuras 2.4 y 2.5 son una vista en perspectiva del tercer diseño desde la parte trasera y un acercamiento de una pieza para termopares que se introduce en los orificios, respectivamente.



Figuras 2.4 Tercer diseño.

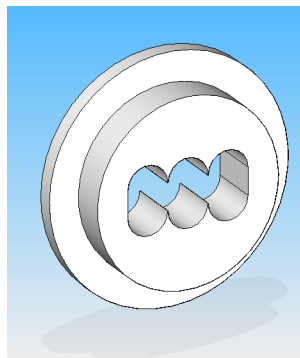


Figura 2.5 Pieza para termopares.

Finalmente se presenta una vista de todo el conjunto armado.

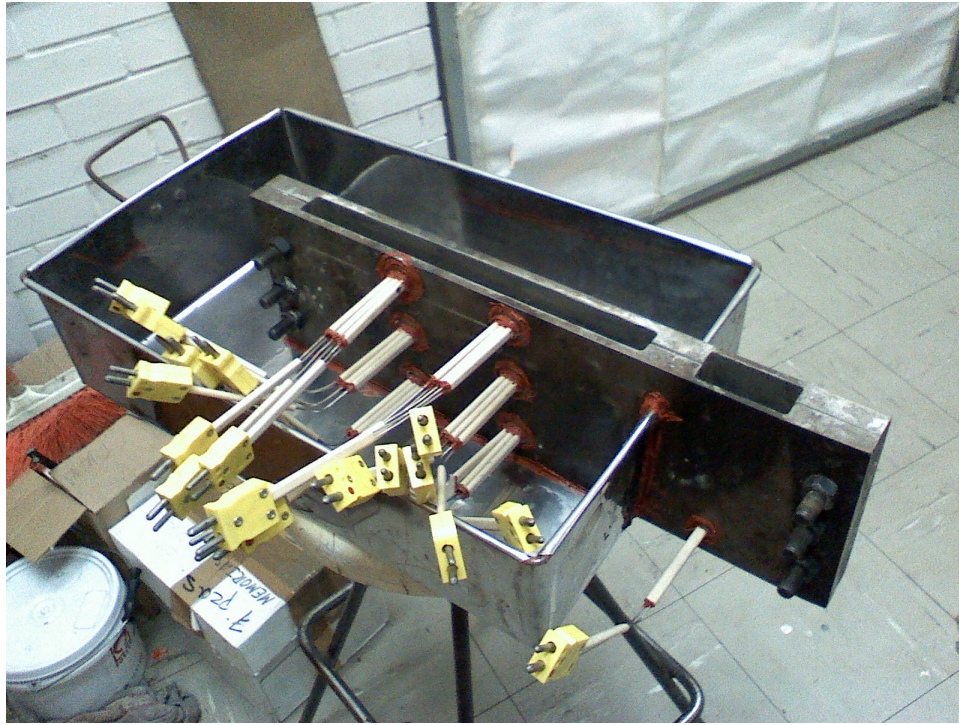


Figura 2.6 Tercer diseño con tina.

2.5. **Diseño propuesto.**

Aún con los resultados de la tercera colada, detallados en la sección 3.4, es posible sugerir ciertos cambios en el canal de alimentación. El tiempo ideal de llenado es el mismo que en el caso del segundo diseño. A continuación se presenta el diseño propuesto.

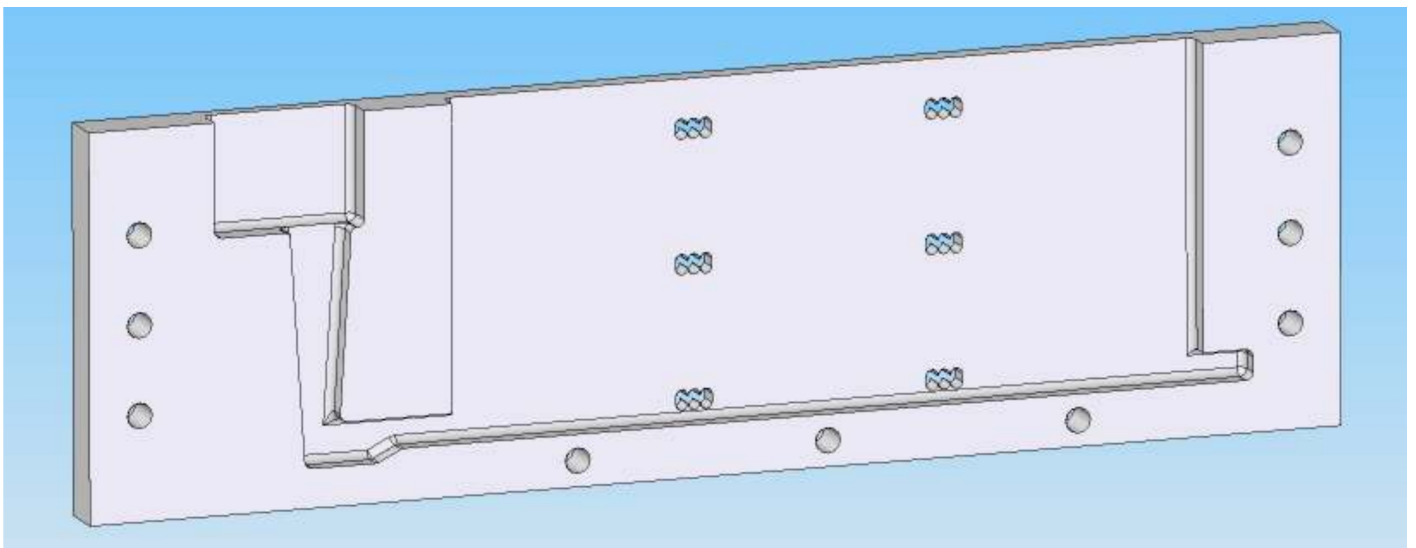


Figura 2.7 Diseño propuesto.

Se eliminó el termopar del canal de alimentación, esto es porque la escasa información útil que se obtuvo de él no justifica el trabajo necesario para mantenerlo en su posición durante el manejo de la lingotera armada. Otro cambio importante es que las cavidades de las piezas de cerámica de los termopares ahora están maquinadas directamente en la placa. Por último, se han añadido tres tornillos en la parte inferior para prevenir una deformación similar a la que hubo en la tercera colada.

3. Proceso experimental.

3.1. Técnica de fundición en Aluminio.

El procedimiento que se siguió para llevar a cabo cada una de las coladas fue el siguiente:

1. Preparación del molde. Al acero del molde y a los alambres de termopar se les aplicó un recubrimiento de pintura para moldes de metales no ferrosos, la misma pintura sirvió para sellar la superficie de contacto entre las dos placas. La punta de los alambres termopares se lijó para permitir el contacto eléctrico y se colocaron en la posición adecuada. Según el caso, el molde instrumentado se colocó dentro de una tina, se sujetó a la misma y fijó en la parte externa del molde empleando silicón para uso automotriz resistente a altas temperaturas.
2. Preparación de la carga. En este trabajo se empleó la aleación SAE783 (ANSI 8081) con un contenido de 79% aluminio, 20% estaño y 1% cobre. El volumen aproximado del molde es de 0.9 [lt], y se contó con una colada maestra de Al-25%Cu, aluminio y estaño comercialmente puros. Cantidades de las tres aleaciones se combinaron para obtener la aleación deseada.
3. Fundición del material. Se colocó un crisol previamente inspeccionado y limpio en el horno, se introdujeron las porciones de material sin estaño y se llevó a una temperatura cercana a 800 [°C]. Posteriormente el crisol con el material fundido se extrajo del horno, se añadió el estaño y se agitó el líquido para disolver completamente el último elemento añadido.
4. Limpieza y desgasificación. En el material fundido se introdujo una pastilla *desgasificante* de hexacloroetano (C_2Cl_6) y se aguardó hasta que cesó el efecto de la misma, tras lo cual se introdujo la pequeña lanza con gas argón para extraer el hidrógeno restante. Por último se retiró la escoria de la superficie empleando una cuchara de acero.
5. Vaciado. Con la instrumentación operando, el crisol se inclinó sobre el vertedero del molde y una persona guió el mismo empleando pinzas. El flujo de material hacia el molde debe ser estable y constante, las interrupciones pueden ocasionar que el canal de alimentación del molde quede obstruido por material solidificado.
6. Enfriamiento. Una vez terminado el vaciado, en la segunda prueba se vertió agua en la tina para obtener un enfriamiento rápido. La primera prueba se enfrió con el aire del ambiente.

3.2. Desempeño del molde en la primera colada.

Los resultados de la primera colada son los siguientes:

- El molde se llenó parcialmente (hasta un 75% de su capacidad) debido, presumiblemente, a la solidificación del material en el canal de alimentación.
- El 30% de los termopares falló por corto circuito.
- Los termopares que sí operaron presentaron lecturas imprecisas que aparentan ser causadas por contactos defectuosos con el material, en dos casos de formaron pequeñas cavidades alrededor de los termopares.
- Se obtuvo un lingote sin defectos significativos.

En esta primera colada se vertió el material a una temperatura muy cercana al punto de fusión del aluminio, esto propició la rápida solidificación en el canal de alimentación. Sin embargo, lo que resulta desconcertante son las lecturas que aparentan tener contactos defectuosos con el material aún cuando los termopares se encontrasen en el fondo de la lingotera.

3.3. Desempeño del molde en la segunda colada.

- El molde se llenó completamente.
- Todos los termopares cercanos a la base del molde fallaron por corto circuito debido a que la pintura, demasiado frágil, no soportó la sollicitación que supuso la deformación de los alambres para extraer los extremos de la tina.
- Se obtuvo un lingote con algunos poros dispersos, aunque esto se debió, presumiblemente, al empleo de una pastilla desgasificante de baja calidad.

3.4. Desempeño del molde en la tercera colada.

Durante la tercera colada aparentes residuos de humedad en el recubrimiento entre las dos placas del molde experimentaron una reacción súbita con el aluminio fundido expandiéndose en el interior de la masa fundida y, en consecuencia, arrojaron partes del metal hacia el exterior del recipiente. Debido a este fenómeno la operación del llenado del molde fue suspendida y la tercera colada resultó inconclusa.

La expansión en el interior del molde causó una deformación permanente en ambas placas, además de que expulsó de sus sitios a las piezas que portaban los grupos de termopares.

4. Resultados experimentales.

No se tienen valores conocidos para ninguna de las propiedades que gobiernan la transferencia de calor desde el interior del lingote hasta el medio ambiente, incluyendo la transferencia de calor en la superficie de contacto del lingote con el molde y las capacidades térmicas específicas de estos materiales a temperaturas elevadas. Sin embargo, los resultados de este trabajo podrían emplearse como referencia para el desarrollo de modelos en el futuro. Los termopares se agruparon de la siguiente manera:

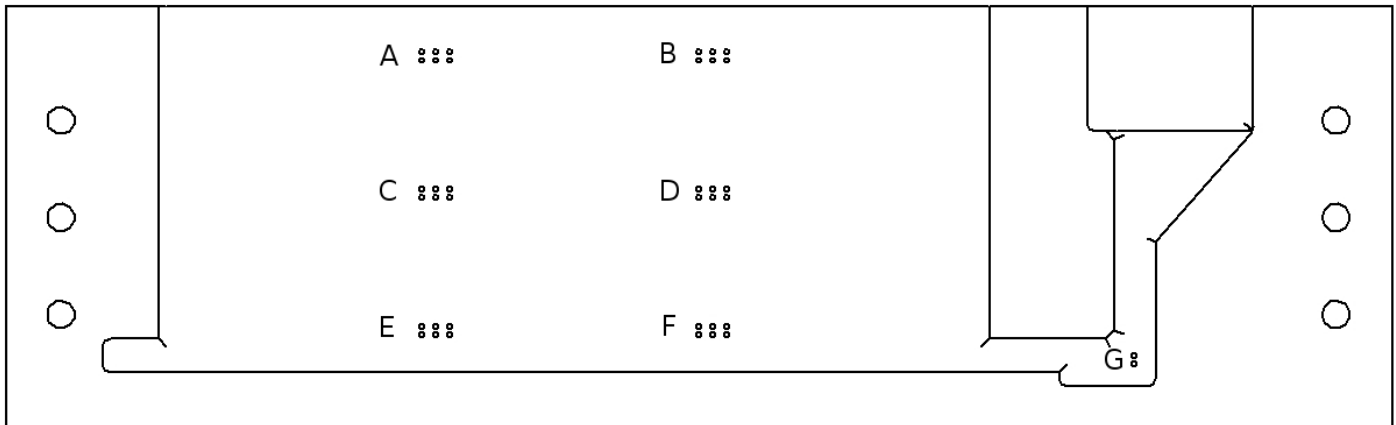
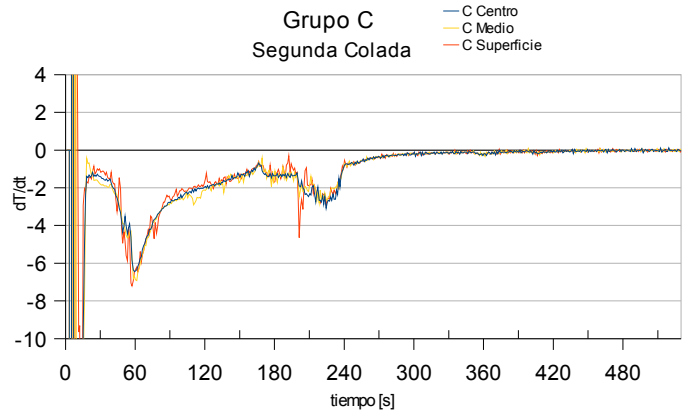
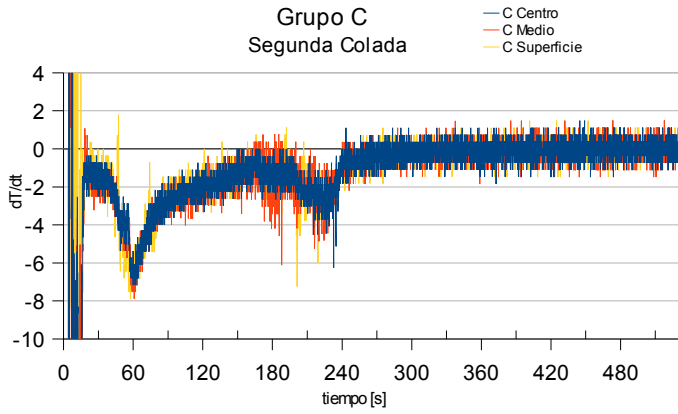


Figura 4.1 Distribución de los termopares.

Los datos de las temperaturas de solidificación se registraron con intervalos de 0.1[s] empleando una unidad de adquisición de datos de *National Instruments*[®] y el paquete *LabView*[®] del mismo fabricante. Se seccionaron bloques del lingote para cada grupo de termopares y se almacenaron imágenes de las microestructuras de la zona con el objeto de obtener las propiedades de zonas cercanas a donde se obtuvieron las lecturas de enfriamiento. Para esta tarea se empleó un Microscopio electrónico *Philips XL20* con filamento de tungsteno equipado con un detector de electrones secundarios *Eberhard-Thornby* y un detector de electrones retrodispersados de estado sólido, ubicado en las instalaciones de la UDIATEM; se tomaron pares de imágenes de la orilla, el centro y un punto intermedio del espesor del lingote. También se obtuvieron imágenes para observar la porosidad de cada una de las muestras. Con la finalidad de obtener el porcentaje de fases en las imágenes se elaboró un programa de computadora para determinar el porcentaje cada tono presente en imágenes TIFF con una escala de 256 tonos grises; para mayor simplicidad las imágenes fueron editadas para cambiar el rango de tonos de estaño por blanco y el rango de tonos de aluminio por negro; en este documento se presentan las imágenes originales.

Posteriormente se obtuvieron las derivadas (cambios de pendiente) en cada lectura de los termopares; el resultado de los puntos individuales es muy disperso. Para visualizar las tendencias con claridad, los resultados y las lecturas se promediaron en grupos de diez en diez, de esta manera, las gráficas de las derivadas poseen un punto por cada segundo. Una comparación se puede ver en las figuras 4.2 y 4.3.



Figuras 4.2 y 4.3 Gráfica de resultados dispersos y gráfica de resultados promediados.

4.1. Diagrama de fases de la aleación aluminio-estaño

Aunque la aleación con la que se obtuvieron los resultados de este documento contiene 1% de cobre, el diagrama de fases en equilibrio de los dos componentes mayoritarios debe proporcionar una aproximación aceptable al comportamiento de esta.

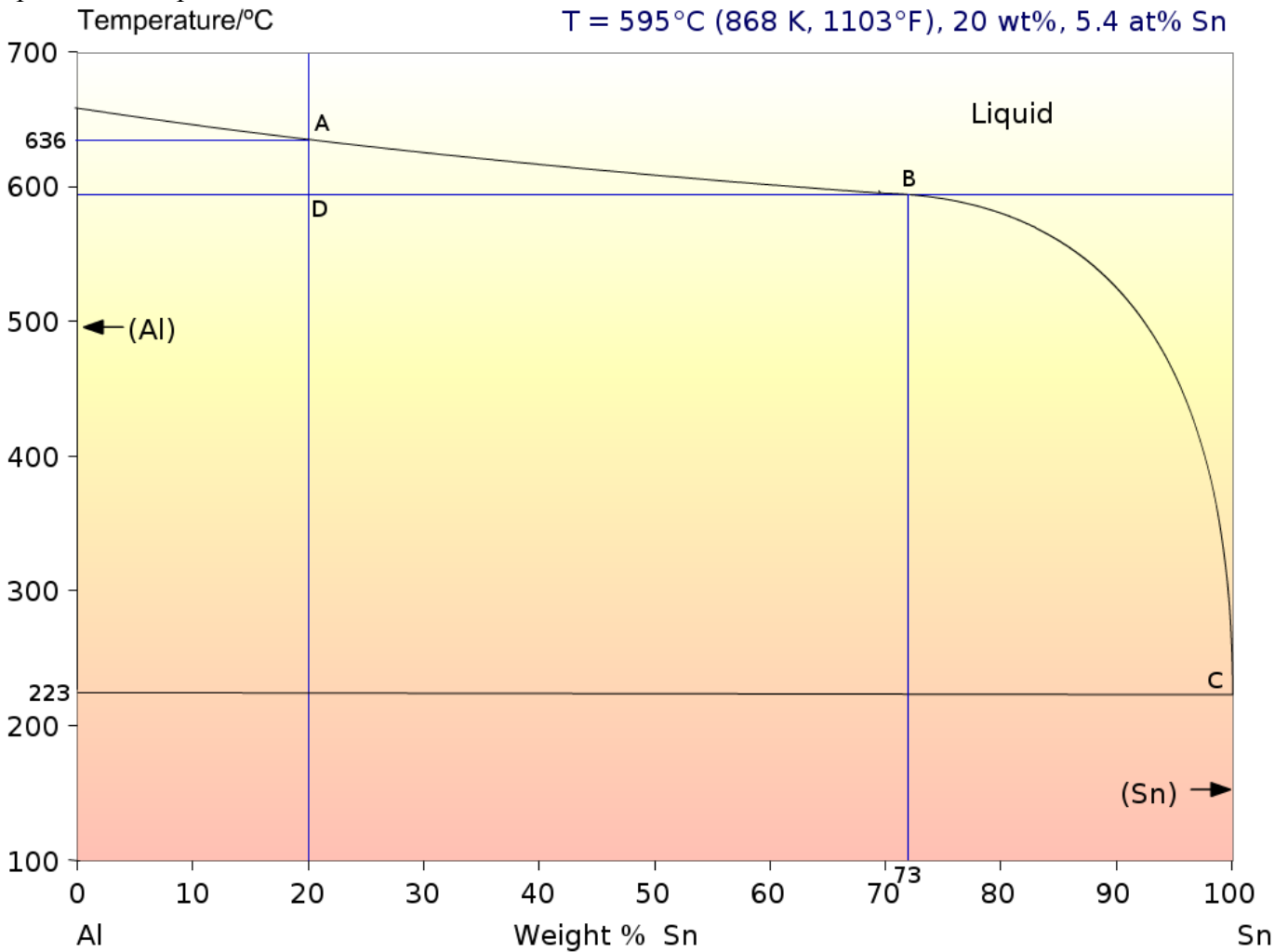


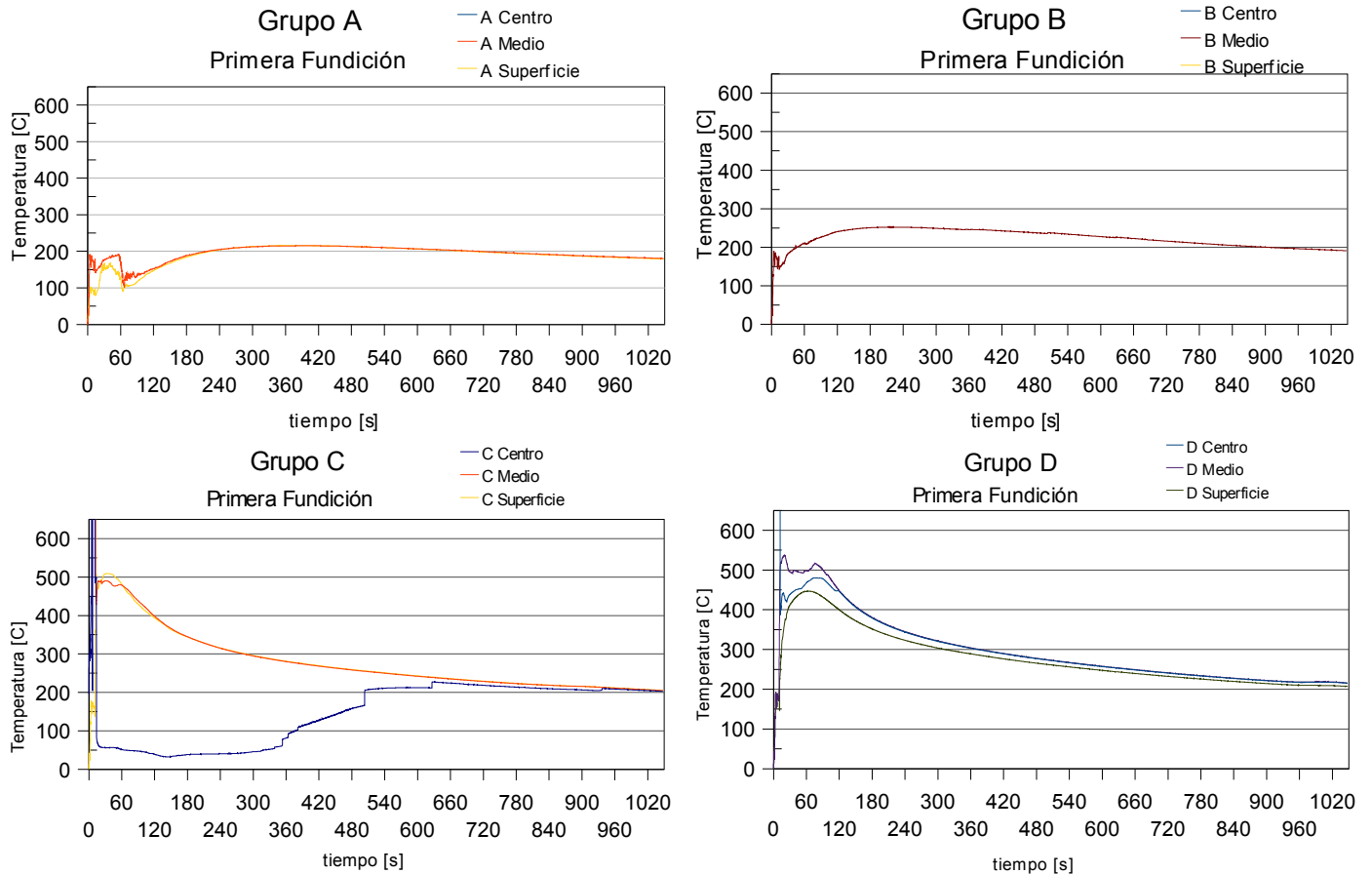
Figura 4.4 Diagrama de fases en equilibrio de la aleación Al-Sn [13].

La composición y temperatura de la parte superior derecha de la figura 4.4 corresponden al punto marcado como *D*. Los componentes son prácticamente insolubles en estado sólido. Además, en un intervalo de temperatura de 41 °C, de *A* a *D*, solidifica aluminio puro con aproximadamente el 73 % de la masa de la aleación; con un líquido restante donde la concentración de estaño es, también, del 73%. Al final de la solidificación, a 223°C en *C*, se presenta un eutéctico muy pequeño.

4.2. Resultados de la primera colada

4.2.1. Curvas de enfriamiento

En las tablas de esta sección y las siguientes se presentan las gráficas de los termopares en el mismo orden que en la figura 4.1.



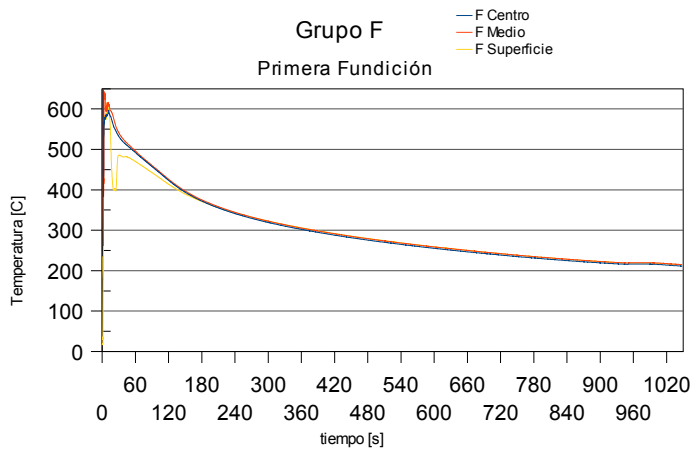
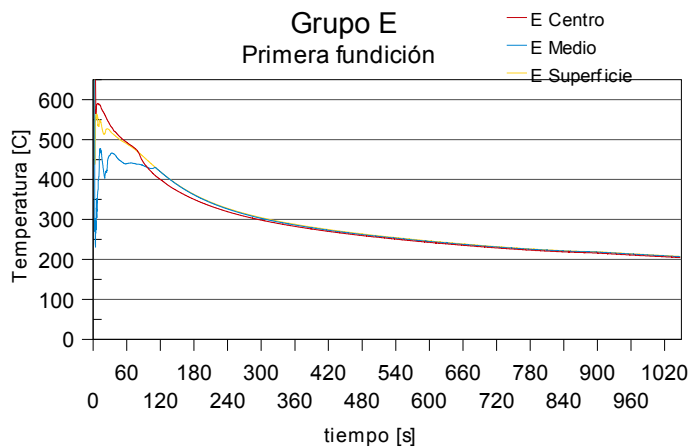


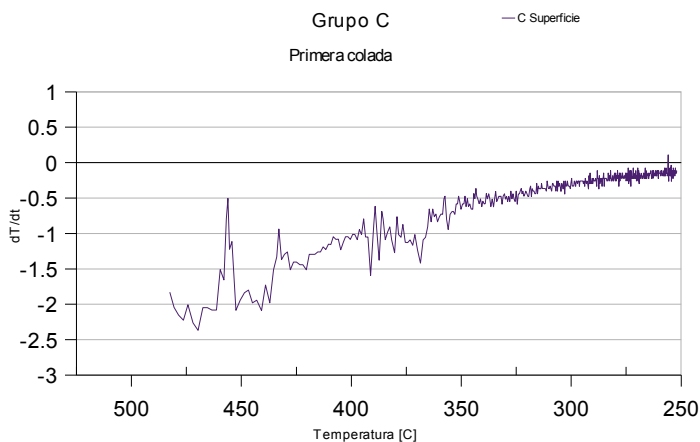
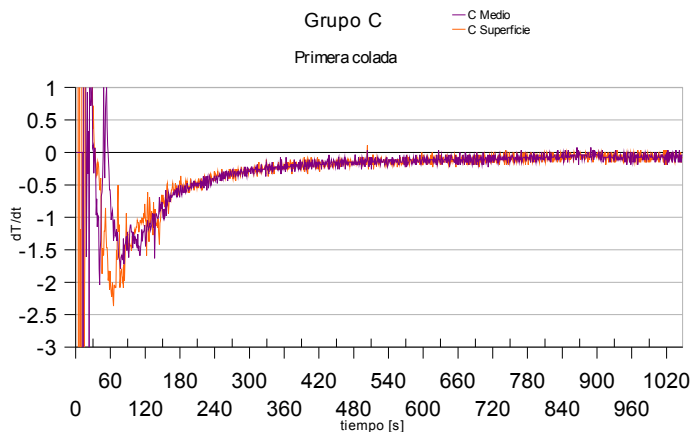
Tabla 4.1 Curvas de enfriamiento de la primera colada.

Las consecuencias de la temperatura baja del material vaciado se aprecian en esta tabla. Las curvas que aparecen en los termopares de los grupos *A* y *B* son debidas a cortos circuitos, puesto que la aleación no tocó esa zona del molde. Otros termopares que fallaron por cortocircuito son los marcados como *C Superficie*, *C centro*, *D medio*, *D superficie* y *F superficie*. El resto de los termopares operó correctamente.

Las gráficas de la altura intermedia del molde (grupos *C* y *D*) muestran que la aleación llegó a esa zona a temperaturas por debajo de la línea de liquidus del diagrama de fases, es decir, esa parte del molde se llenó con un material en proceso de solidificación; esto es una consecuencia de la temperatura baja de vaciado. Otra consecuencia probable del frente frío del flujo de metal, con una viscosidad significativa, son los contactos defectuosos de los termopares del grupo *E*, ubicado en el fondo de la lingotera. Por otro lado, las gráficas del grupo *F* y *E centro* muestran que el metal llegó al fondo del molde por arriba de la curva de líquidus. Como se recordará, en esta colada el molde se enfrió al aire. En todas las secciones el metal se enfrió muy lentamente, basta mencionar que después de 17 minutos del vaciado el material apenas alcanzó los 200 °C.

Derivadas de las curvas de enfriamiento

La tabla 4.2 muestra parejas de gráficas de las derivadas de las curvas que, se considera, aportan información sustancial. La temperatura se emplea como variable independiente para apreciar los puntos importantes del diagrama de fases. No se muestran varios puntos iniciales en los casos en los que estos poseen valores dispersos que dificultan o impiden observar las regiones estables. La columna de la izquierda presenta gráficas de derivadas-tiempo, mientras que en la columna de la derecha se encuentran curvas de derivadas-temperatura.



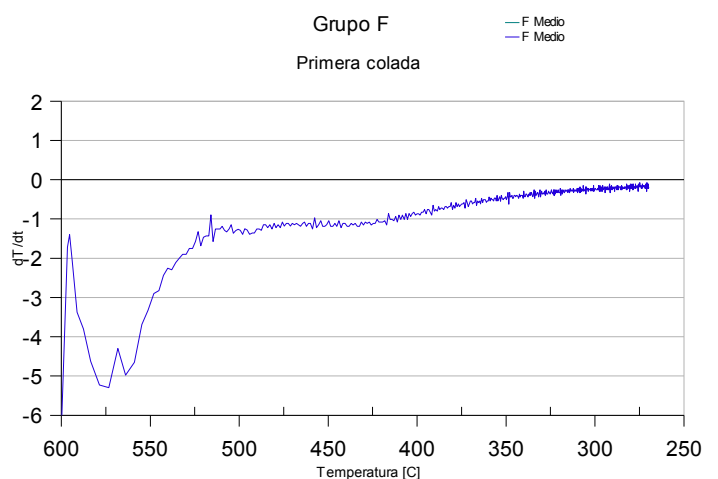
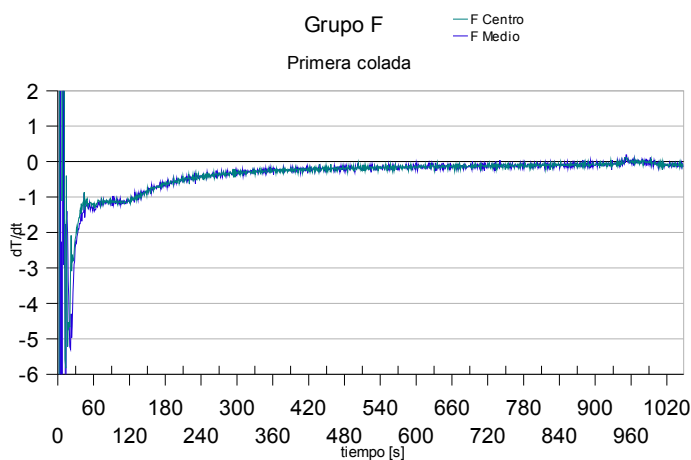
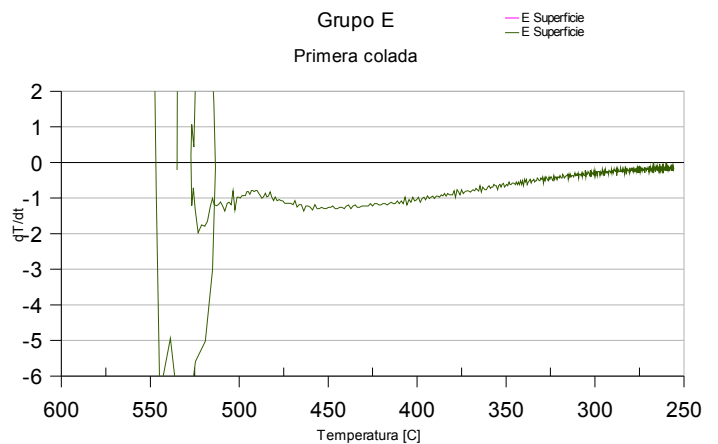
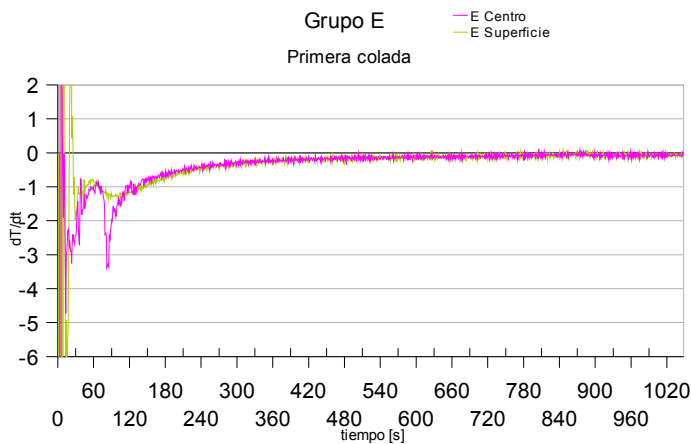
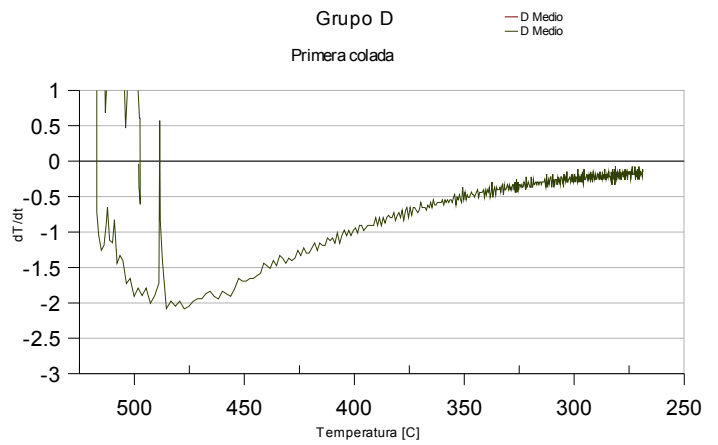
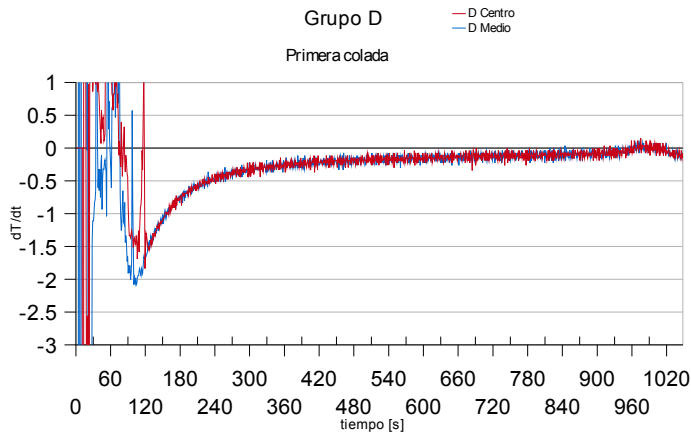


Tabla 4.2 Derivadas de las curvas de enfriamiento de la primera colada.

Las derivadas de las curvas de la primera colada muestran que, aproximadamente, a 500 y 425°C existen límites de fases (líneas en el diagrama de fases); además, la pendiente de las curvas se estabiliza, lo cual implica que en ese rango de temperatura el coeficiente de transferencia de calor de la aleación no tuvo cambios significativos. Posteriormente la aleación se enfrió muy lentamente y el efecto es que las derivadas se aproximan a cero; existen dos factores que favorecen este comportamiento:

- i. Después de solidificar, la contracción del lingote causó una separación de las paredes del molde y la consecuencia es el aumento de la resistencia de contacto en la intercara molde-lingote.
- ii. La disminución de la velocidad de transferencia de calor causada por la decreciente diferencia de temperatura entre el molde y el medio circundante.

Sin duda, la separación en la intercara molde-lingote tuvo una influencia determinante para lograr el aislamiento térmico que se manifiesta en las derivadas que tienden a cero.

4.2.2. Microestructuras asociadas

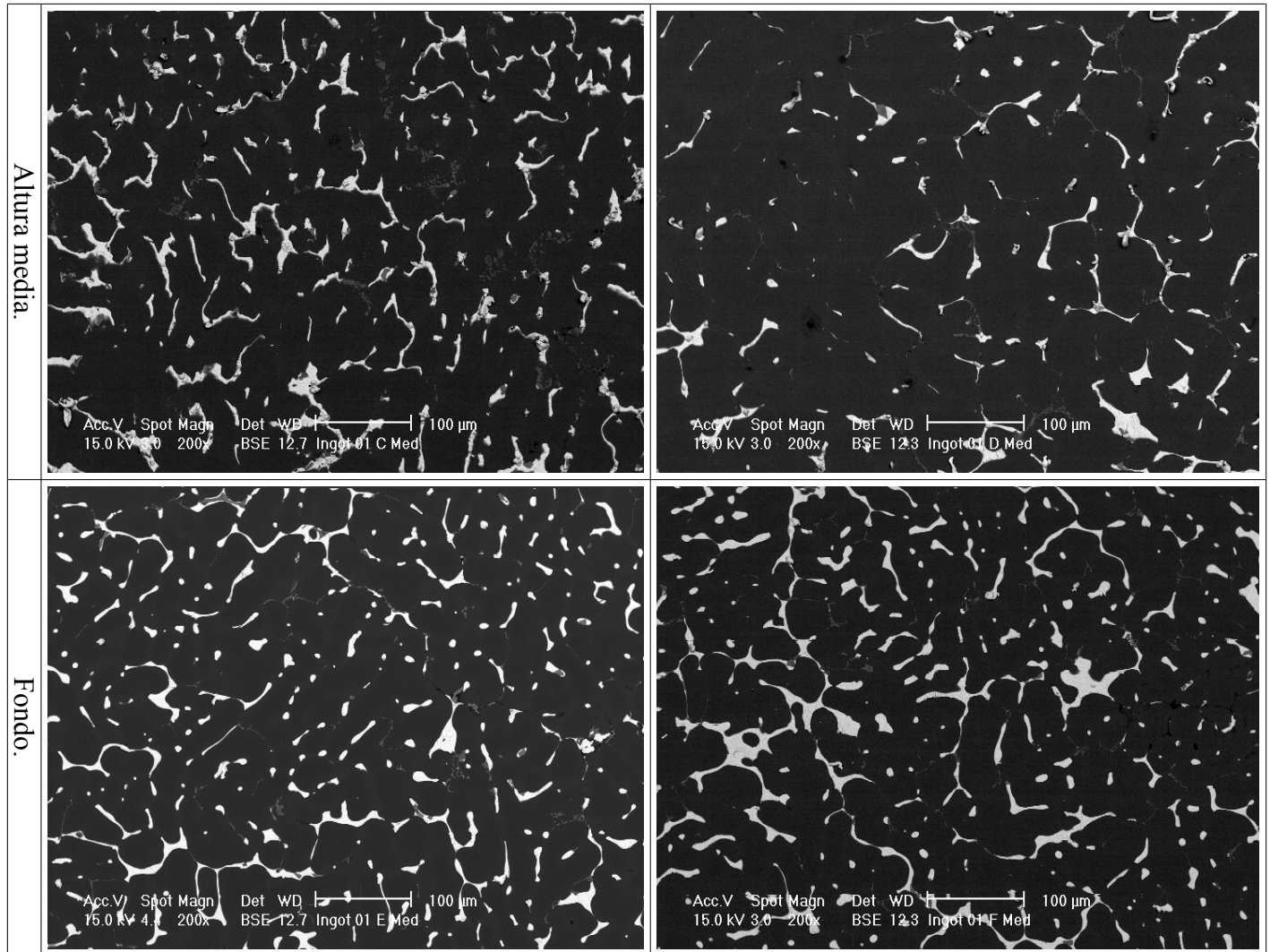


Tabla 4.3 Imágenes de las microestructuras de la primera colada según la altura.

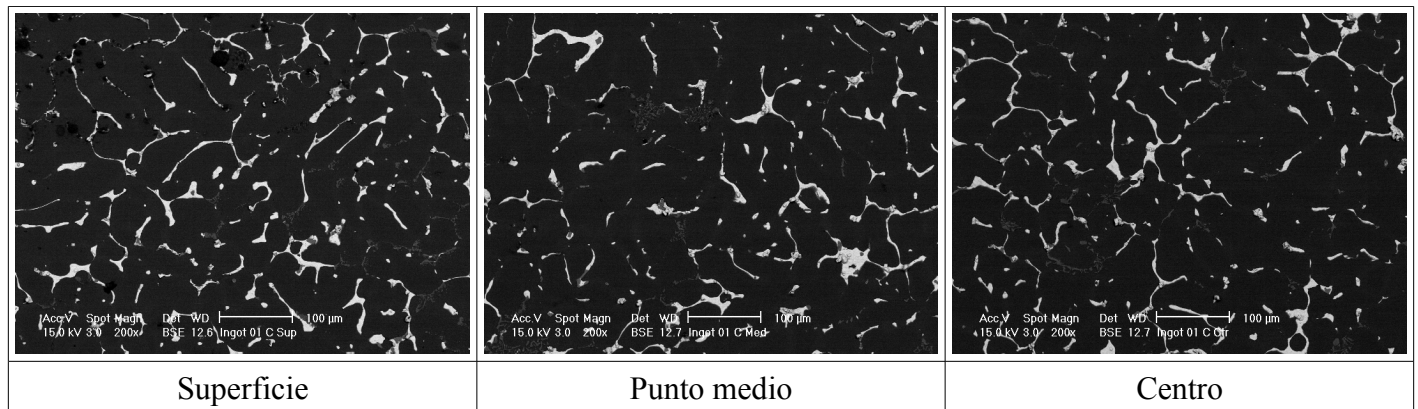


Tabla 4.4 Imágenes de las microestructuras de la primera colada en un plano horizontal.

En las imágenes se aprecian granos de aluminio en cuyos bordes está disperso el estaño y un intermetálico. No se ven cambios sustanciales en la microestructura. En las tablas 4.5 y 4.6 se cuantificó el porcentaje de cada fase en las imágenes y no se aprecia una segregación significativa en ninguna dirección.

Primera colada

	Aluminio	Estaño
Superficie	89.5	10.49
Medio	90.06	9.94
Centro	90.63	9.37

Tabla 4.5 Segregación horizontal.

Primera colada

	Abajo	Enmedio
Aluminio	90.53	89.6
Estaño	9.48	10.4

Tabla 4.6 Segregación vertical.

4.3. Resultados de la segunda colada

4.3.1. Curvas de enfriamiento

Nuevamente las gráficas de los termopares se presentan en el mismo orden que en la figura 4.1.

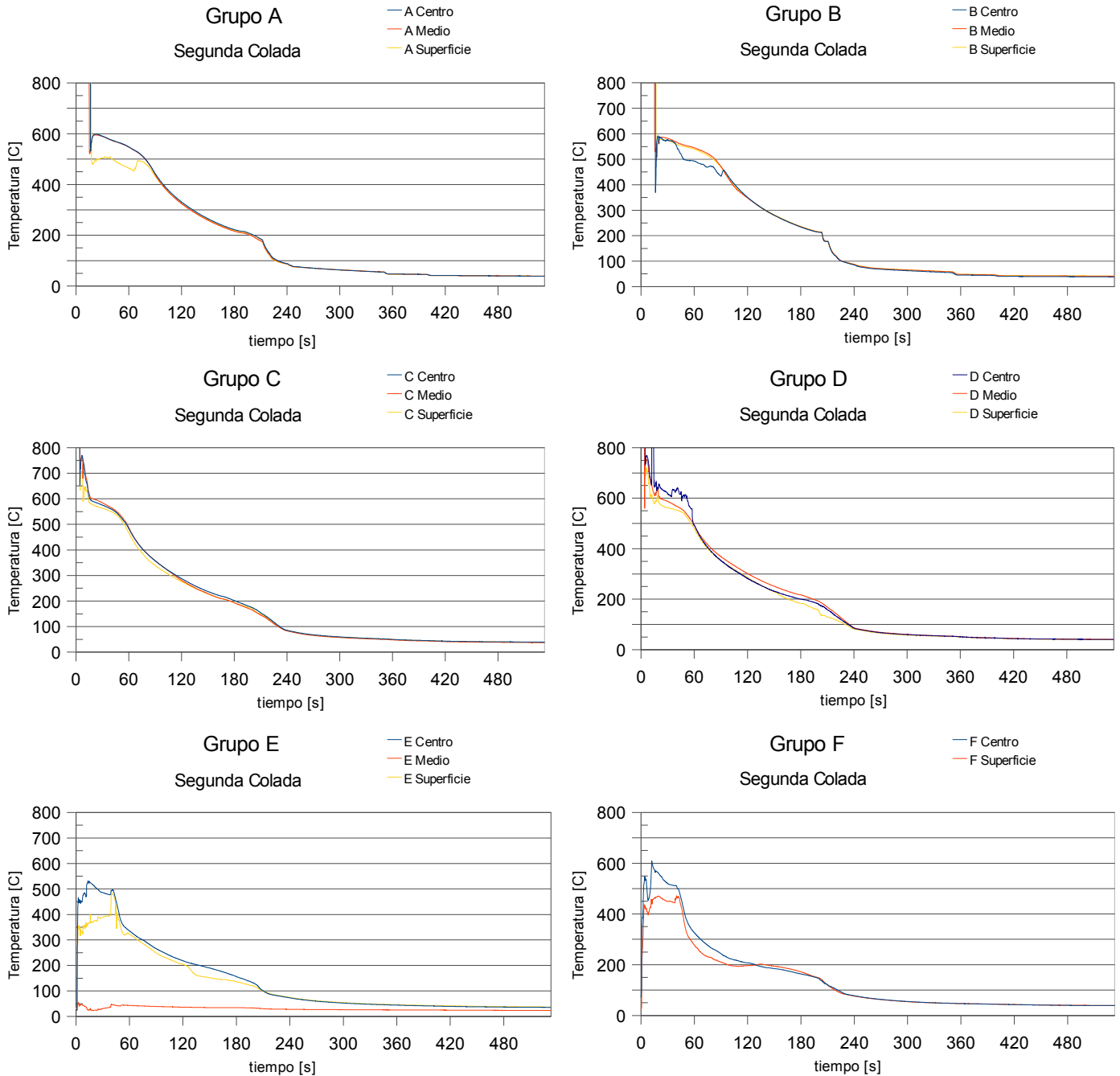


Tabla 4.7 Curvas de enfriamiento de la segunda colada.

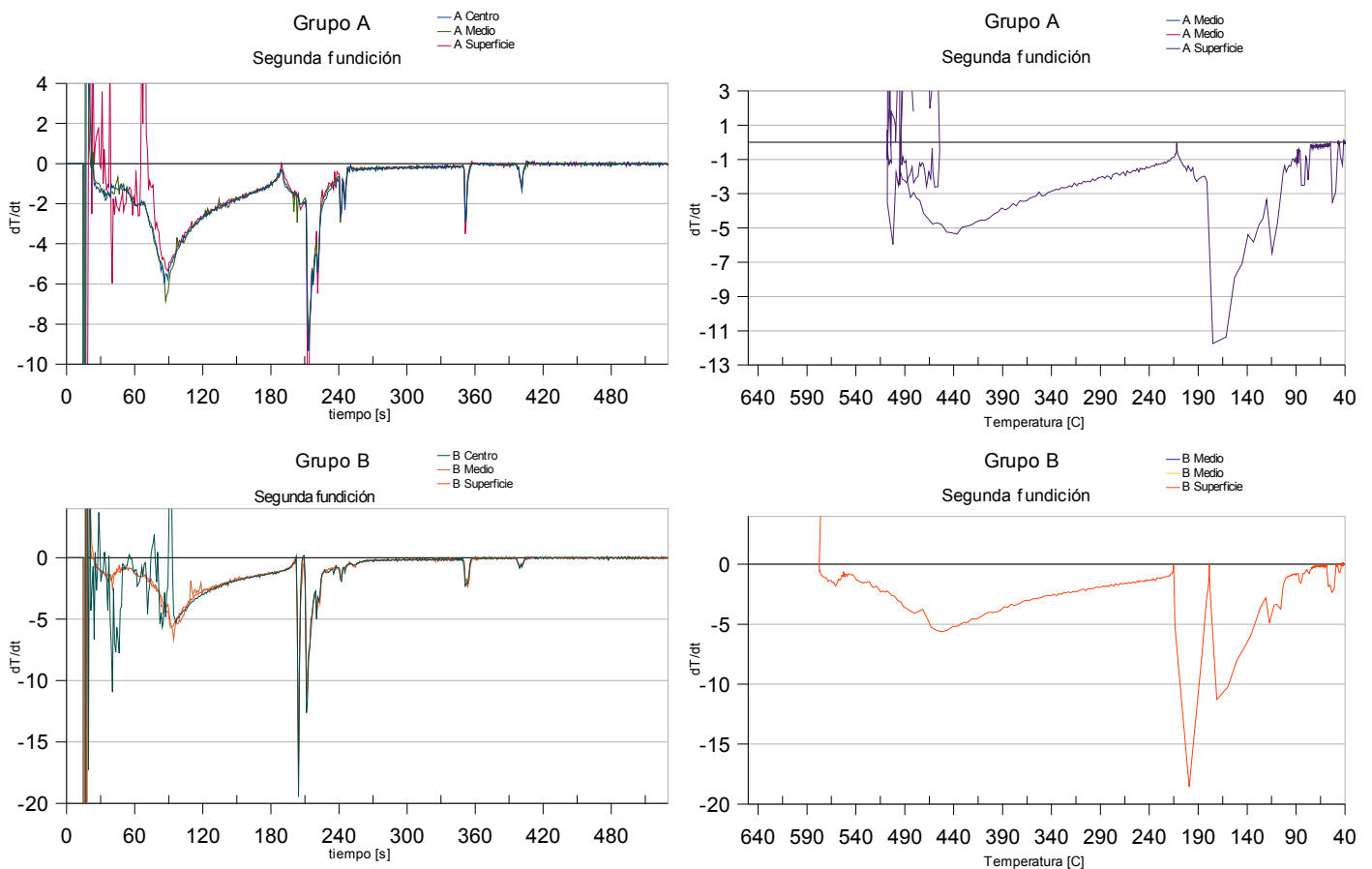
En esta colada todos los termopares de la altura media y superior funcionaron correctamente; los grupos E y F resultaron estropeados, en estos ningún dispositivo midió correctamente. Es pertinente recordar que, en esta colada, el molde fue enfriado en un baño de agua. El metal alcanzó el nivel intermedio del molde a una temperatura muy superior a la curva de liquidus del diagrama de fases, mientras que alcanzó el último

nivel recién había comenzado la solidificación, como revela el cambio de pendiente de las curvas de los grupos *C* y *D*. La velocidad de enfriamiento, incrementada respecto a la primera colada, permite apreciar con gran claridad los cambios de pendiente abruptos de las curvas. También hubo un contacto mejor de los termopares con el metal, presumiblemente causado por la viscosidad baja de la aleación completamente líquida.

En la segunda colada es más acentuada la disminución de la velocidad de enfriamiento causada por la disminución de la velocidad de transferencia de calor debido a la decreciente diferencia de temperatura entre el lingote y el medio circundante. Este efecto se manifiesta en la curvatura de las líneas de las gráficas de enfriamiento. Otro efecto que se manifestó en algunos termopares, particularmente en el grupo *D*, fue la recalcancia de la aleación al inicio de la solidificación.

Derivadas de las curvas de enfriamiento

La tabla 4.8 posee las mismas características que la presentada en la primera colada. Nuevamente la columna de la izquierda presenta gráficas de derivadas-tiempo, mientras que en la columna de la derecha se encuentran curvas de derivadas-temperatura.



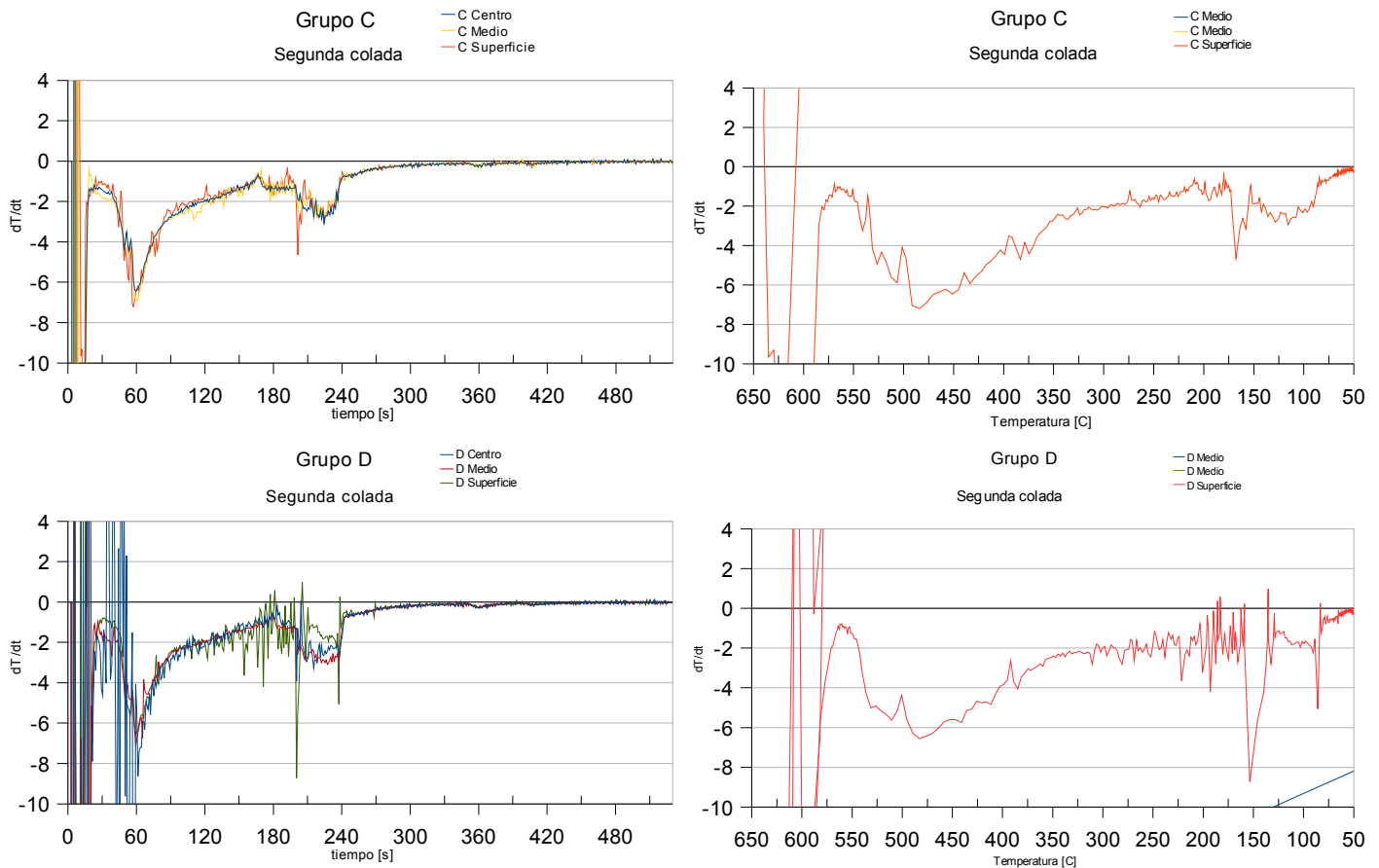


Tabla 4.8 Derivadas de las curvas de enfriamiento de la segunda colada.

Las temperaturas relevantes de la segunda colada están resumidas en las tablas 4.9 y 4.10; solo se consideran los termopares de los grupos *C* y *D* ya que sólo en estos la aleación llegó completamente líquida, en el resto el inicio de la solidificación no está determinado. El tiempo de referencia corresponde al inicio del proceso de cada grupo. Se hicieron ampliaciones de la gráficas correspondientes para obtener una exactitud mayor. También se emplearon las curvas de enfriamiento donde los resultados de las derivadas son muy dispersos.

$t_{referencia} = 57.4[s]$

	<i>Sup. C</i>		<i>Medio C</i>		<i>Centro C</i>	
	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]
Inicio solidificación.	0	569	2	598.9	3.9	584
Segundo punto de inflexión.	33.9	484	34.7	478.5	35.5	487.5
Tercer punto de inflexión.	109	209.1	109	206.3	109	218.4
Fin del proceso.	167	115	167	128.3	167	119.1

Tabla 4.9 Resumen de datos del grupo C.

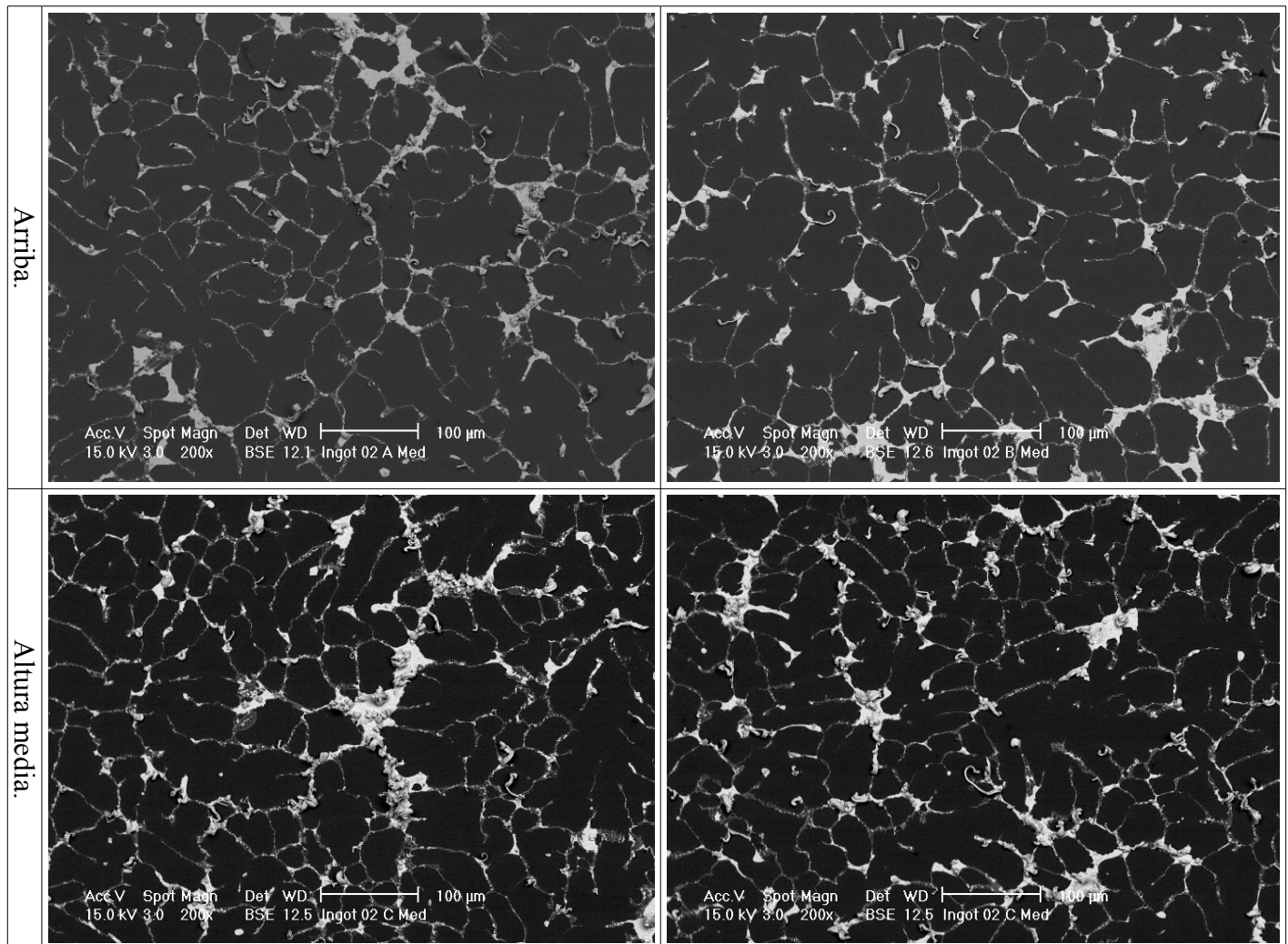
El inicio de la solidificación revela la velocidad de avance del frente, de unos $0.25 \left[\frac{cm}{s} \right]$ en el grupo *C* y diez veces más rápido en el grupo *D*. Es notorio que en los últimos puntos el cambio es al mismo tiempo.

$T_{referencia}$ 15.4[s]	<i>Sup. D</i>		<i>Medio D</i>		<i>Centro D</i>	
	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]
Inicio solidificación.	0	576.9	0.2	609.5	0.4	644.5
Segundo punto de inflexión.	44.3	482.1	44.2	495.2	ND	ND
Tercer punto de inflexión.	167.8	135	152.4	191	ND	ND
Fin del proceso.	222.1	86.6	222.1	92.6	222.1	91

Tabla 4.10 Resumen de datos del grupo *D*.

El intervalo de temperatura entre el inicio y el segundo cambio es varias veces mayor que el predicho por el diagrama de fases en equilibrio, en el que se forma la mayor parte del sólido, este lapso muestra un enfriamiento estable en las curvas de la tabla 4.7. Esta observación, combinada con la evidencia de un frente de solidificación que avanza, sugiere que el metal solidificó de manera similar a la estructura dendrítica de la figura 1.9. Prácticamente en todas las derivadas se aprecia un pico (tercer punto de inflexión) entre 190 y 150 °C, el cual correspondería a una recalescencia del material debida al inicio de la nucleación del estaño.

4.3.2. Microestructuras asociadas



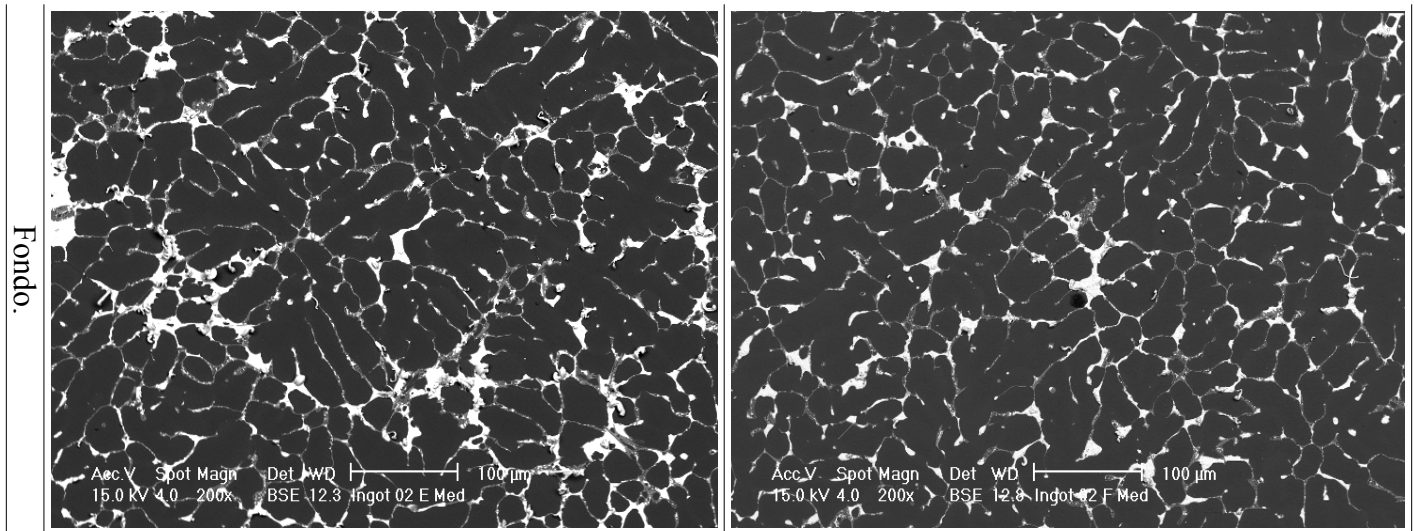


Tabla 4.11 Imágenes de las microestructuras de la segunda colada según la altura.

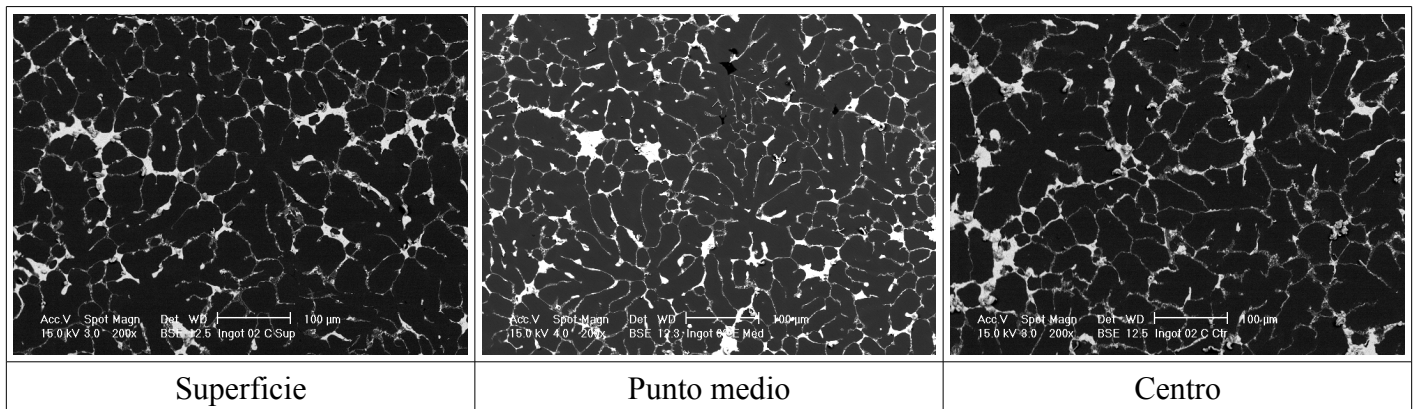


Tabla 4.12 Imágenes de las microestructuras de la segunda colada en un plano horizontal.

Las imágenes fueron captadas unas tres semanas después de que las muestras fueron preparadas. Por otro lado, en la segunda colada la aleación tiene una tendencia a formar dendritas que se acentúa en las zonas más frías del molde (el fondo y la pared del mismo), mientras que las estructuras de las zonas “calientes” tienden a ser celulares (el centro y la superficie). Estas regiones corresponden a las descritas en la sección 1.3.5; la única que no se aprecia es la zona *fría*. Se notan tres fases correspondientes al aluminio, estaño y una más compuesta principalmente por estaño. El intermetálico típicamente presente en esta aleación, Fe_4Al_{13} , solidifica a temperaturas altas (más de $1000^{\circ}C$), lo que implica que la fase entre los granos de aluminio no está compuesta por este material. También se observa el crecimiento de *whiskers* en el estaño más puro prácticamente en todas las muestras, este es un fenómeno que aún no ha sido completamente explicado aunque se sabe que su desarrollo se promueve con la presencia de esfuerzos causados por la difusión de otro metal y esfuerzos térmicos residuales, entre otros [14]. El crecimiento de estas protuberancias sugiere que la velocidad de enfriamiento y solidificación de la segunda colada creó esfuerzos internos significativos dentro de la aleación. Estas deformaciones del material original impidieron la adquisición precisa del porcentaje de cada fase; los resultados de las fases visibles en las imágenes se presentan en las tablas 4.13 y 4.14. Es notoria una cantidad mayor de la fase compuesta principalmente de estaño en esta colada, esto puede deberse a que el crisol o el material de la carga utilizada en la fundición hayan contenido impurezas.

Segunda colada

	Aluminio	Estaño
Superficie	83.98	16.02
Medio	85.41	14.59
Centro	85.23	14.77

Tabla 4.13 Segregación horizontal.

Segunda colada

	Abajo	Enmedio	Arriba
Aluminio	86.95	83.32	83.58
Estaño	13.05	16.68	16.42

Tabla 4.14 Segregación vertical.

4.4. Resultados de ensayos de tracción.

Los bloques restantes de la aleación se seccionaron horizontalmente para obtener probetas para pruebas de tracción, estas secciones a su vez se cortaron en 2 y 3 piezas de manera alternada, como se muestra en la figura 4.5. De esta manera se obtuvieron 75 probetas de tres secciones horizontales con alrededor de 4.5 [mm] de espesor cada una y se probaron en una máquina INSTRON.

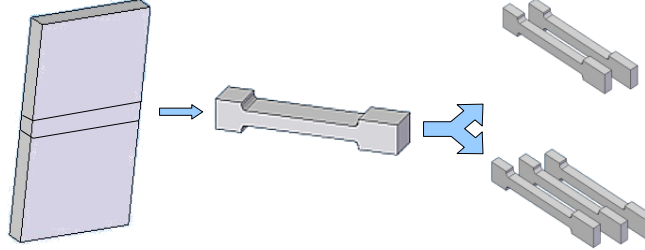


Figura 4.5 Proceso de corte de las probetas para pruebas de tracción.

Los ensayos de tracción de ambos lingotes produjeron resultados poco comunes dado que, antes de iniciar la recta elástica con un esfuerzo de cedencia usual, en la primera parte de la prueba se alcanza un esfuerzo muy pequeño, se estabiliza y la deformación crea una especie de escalón antes de iniciar la deformación elástica conocida. La figura 4.6 fue seleccionada por la claridad con la que se puede apreciar este escalón que no parece formar parte de ningún rango elástico de la deformación.

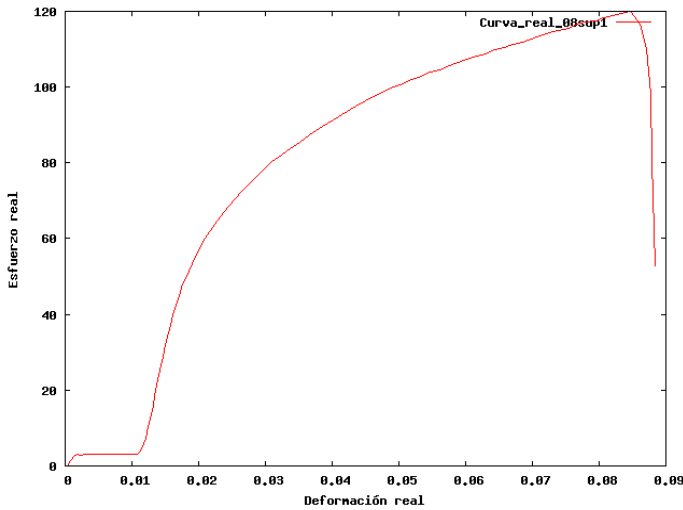


Figura 4.6 Gráfica “modelo” de las pruebas de tracción.

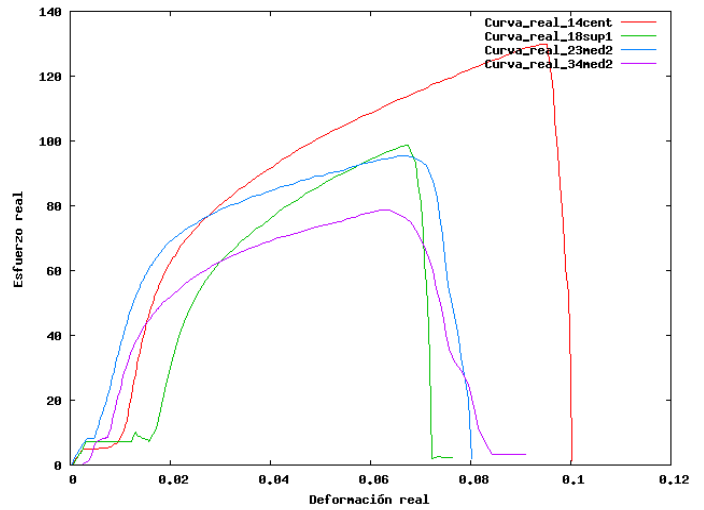


Figura 4.7 Gráfica de diversas pruebas.

Sin embargo, es necesario enfatizar que la formación este escalón no fue homogénea de ninguna manera: no se inició en el mismo esfuerzo, en pocas ocasiones fue completamente plano, presentó picos en algunos casos y el final del mismo fue difuso en muchos casos; todo lo anterior se puede apreciar en las gráficas de la figura 4.7, en la que la curva mas grande corresponde a una muestra del lingote de la segunda colada. Los esfuerzos el inicio del escalón, la duración y la frecuencia de aparición del mismo no parecen seguir ninguna tendencia, lo cual sugiere que existieron errores en las mediciones.

Lo que sí presenta tendencias definidas es el esfuerzo máximo o de ruptura, en ambos lingotes éste aumentó prácticamente de forma lineal tanto vertical como horizontalmente. El primer lingote presentó una dispersión significativa de los datos.

	Segundo lingote [Mpa]	Primer lingote [Mpa]
Superficie	104.02	88.34
Punto medio	116.19	92.36
Centro	116.05	102.12

Tabla 4.15 Variación del esfuerzo máximo horizontalmente.

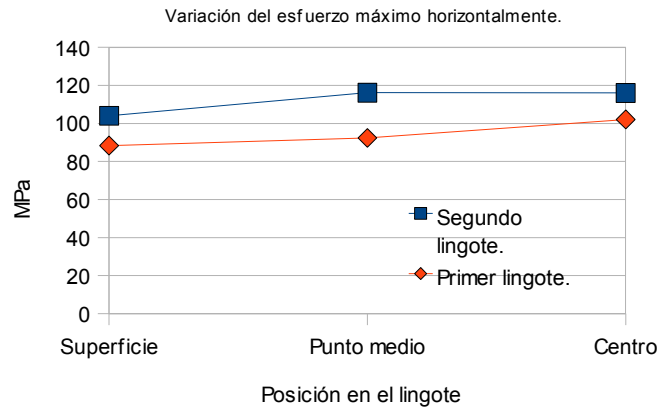
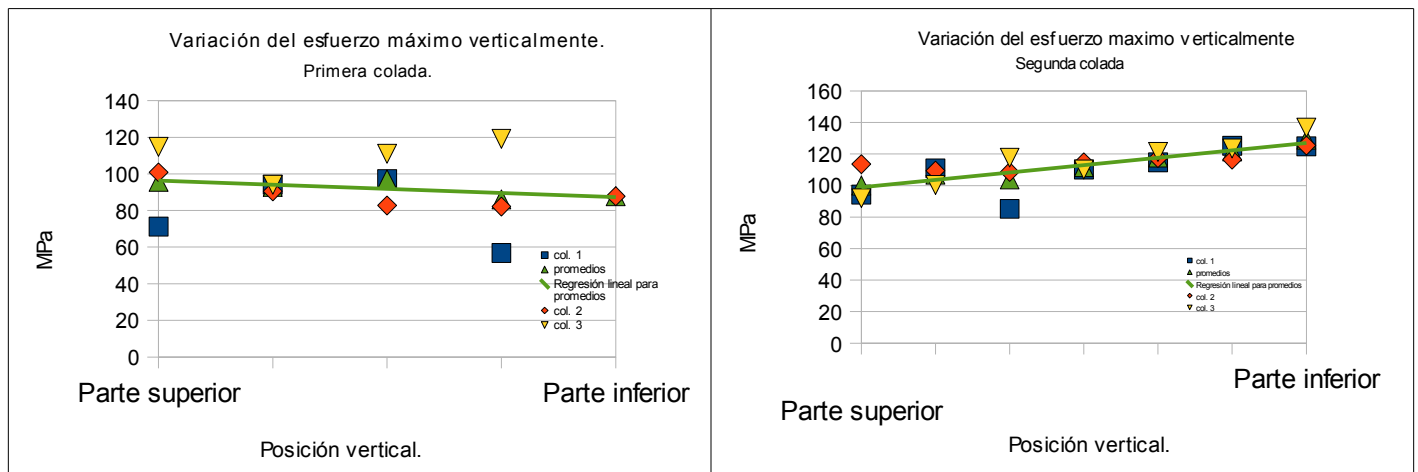


Figura 4.8 Variación del esfuerzo máximo horizontalmente.

A partir de la pared del molde el esfuerzo máximo varía prácticamente la misma magnitud en ambos lingotes, con la única diferencia es que en el segundo caso el material es unos 15 [MPa] mas resistente. En el caso de la variación vertical, el aumento del esfuerzo en cada lingote presenta tendencias opuestas; esta oposición coincide con el hecho de que en el primer lingote la parte superior se enfrió mas rápido que el fondo y en el segundo caso sucedió a la inversa (debido al baño de agua). Esta relación muestra que un enfriamiento mas rápido produce esfuerzos máximos (o de ruptura) mayores en la aleación que se trata en este trabajo. En el primer lingote el esfuerzo varía cerca de 10[MPa] ($\approx 10\%$) verticalmente, mientras que en el segundo varía alrededor de 30[MPa] ($\approx 30\%$) verticalmente.



Figuras 4.9 y 4.10 Variación del esfuerzo máximo verticalmente en la primera y segunda colada..

5. Conclusiones

El empleo de un molde para pruebas de solidificación controlada posee un gran potencial en la determinación del comportamiento y propiedades de materiales metálicos. Para la obtención de información precisa durante la solidificación es necesaria una instrumentación adecuadamente aislada y que el material llene la cavidad en un estado completamente líquido para obtener un contacto óptimo con los termopares. Para garantizar la estabilidad de la operación es necesario calentar previamente el molde, con el objeto de eliminar cualquier humedad que éste posea debido al medio ambiente. Sería idóneo contar con un mecanismo automático de vaciado, el cual permitiría la reproducción precisa de los experimentos y por lo tanto garantizaría la fiabilidad de los resultados obtenidos, además de disminuir el riesgo para el personal involucrado.

Las curvas de solidificación obtenidas en cada una de las secciones son similares y reproducibles. Estas muestran el arribo de materiales parcialmente solidificados y un proceso con tres zonas definidas en rangos muy amplios de tiempo y temperatura hasta obtener un material completamente sólido. Las gráficas hacen evidente la presencia de un ligero recalentamiento durante la nucleación del estaño, además de una temperatura muy baja durante la etapa final. Al respecto, el rango de temperatura en el que solidificó el estaño se encuentra en el rango de temperatura del aceite de los motores de combustión interna, lo cual es relevante debido al uso de esta aleación en cojinetes de automóviles.

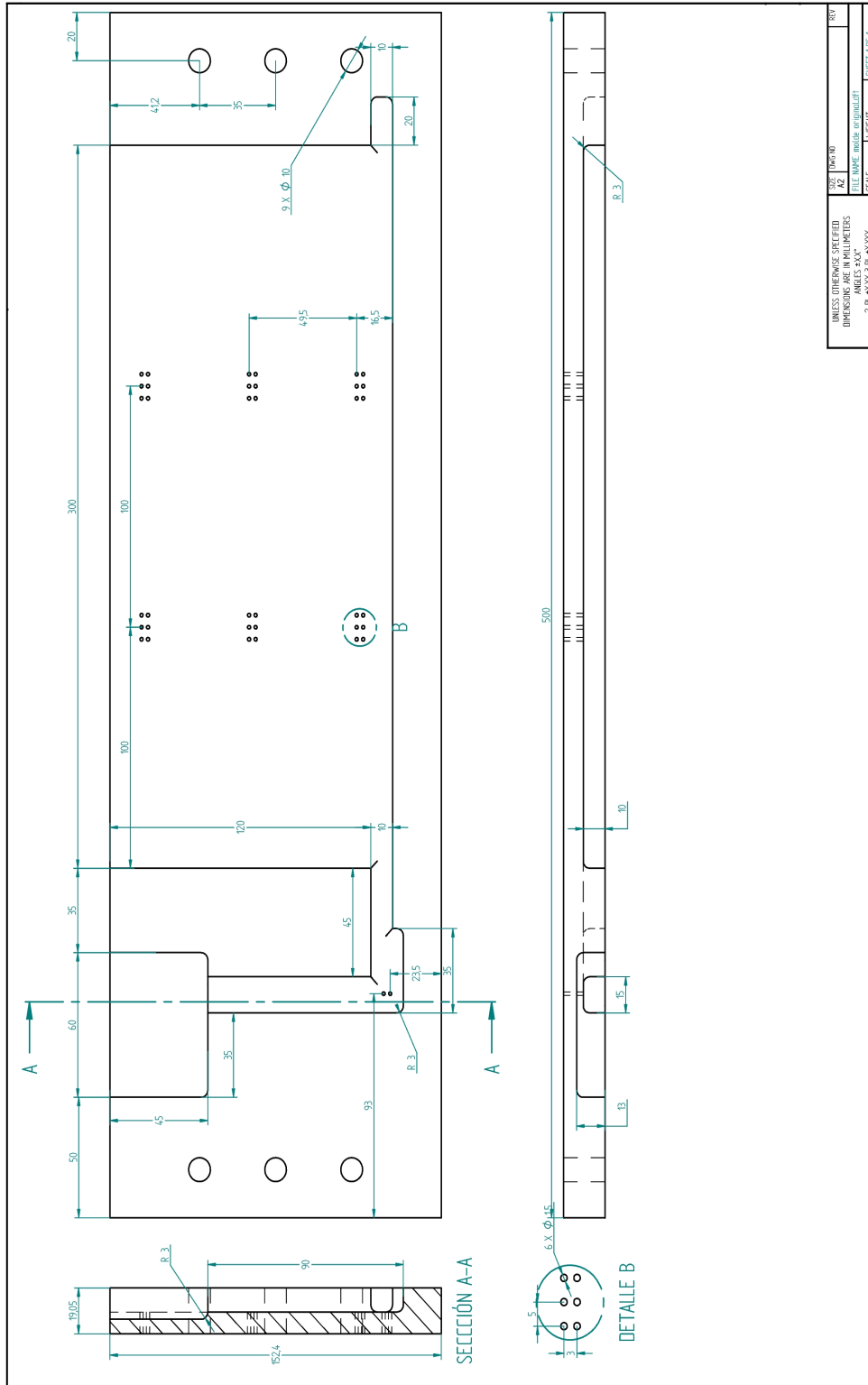
Por otro lado, la microestructura de los lingotes mostró una concordancia con la teoría de solidificación (zona *fría*, dendrítica y equiaxial), aunque las zonas observadas son delgadas y sin límites claramente definidos. El papel de los fragmentos dendríticos arrancados de las paredes y del fondo del lingote durante el vaciado, y arrastrados por el flujo del metal, tuvo un efecto fundamental en la formación de la zona equiaxial, lo que se manifiesta en las imágenes de estructuras más dendríticas en el fondo del lingote y la tendencia a formar granos equiaxiales en las zonas superiores del mismo.

En ambos lingotes el esfuerzo máximo aumentó en el centro (la zona de granos equiaxiales); esto muestra que la inoculación por fragmentación de dendritas es un método eficiente para aumentar la resistencia de la aleación empleada. Los fragmentos de dendritas del canal de alimentación así como de la pared del fondo del molde sin duda contribuyeron de manera determinante al aumento de la dureza. No deja de ser extraño que la dureza se incremente en direcciones verticales distintas en los dos lingotes disponibles, aunque tampoco se puede omitir que en el primer caso la aleación llegó a la parte superior del molde en un estado semi-sólido y que los datos de este lingote presentan una gran dispersión.

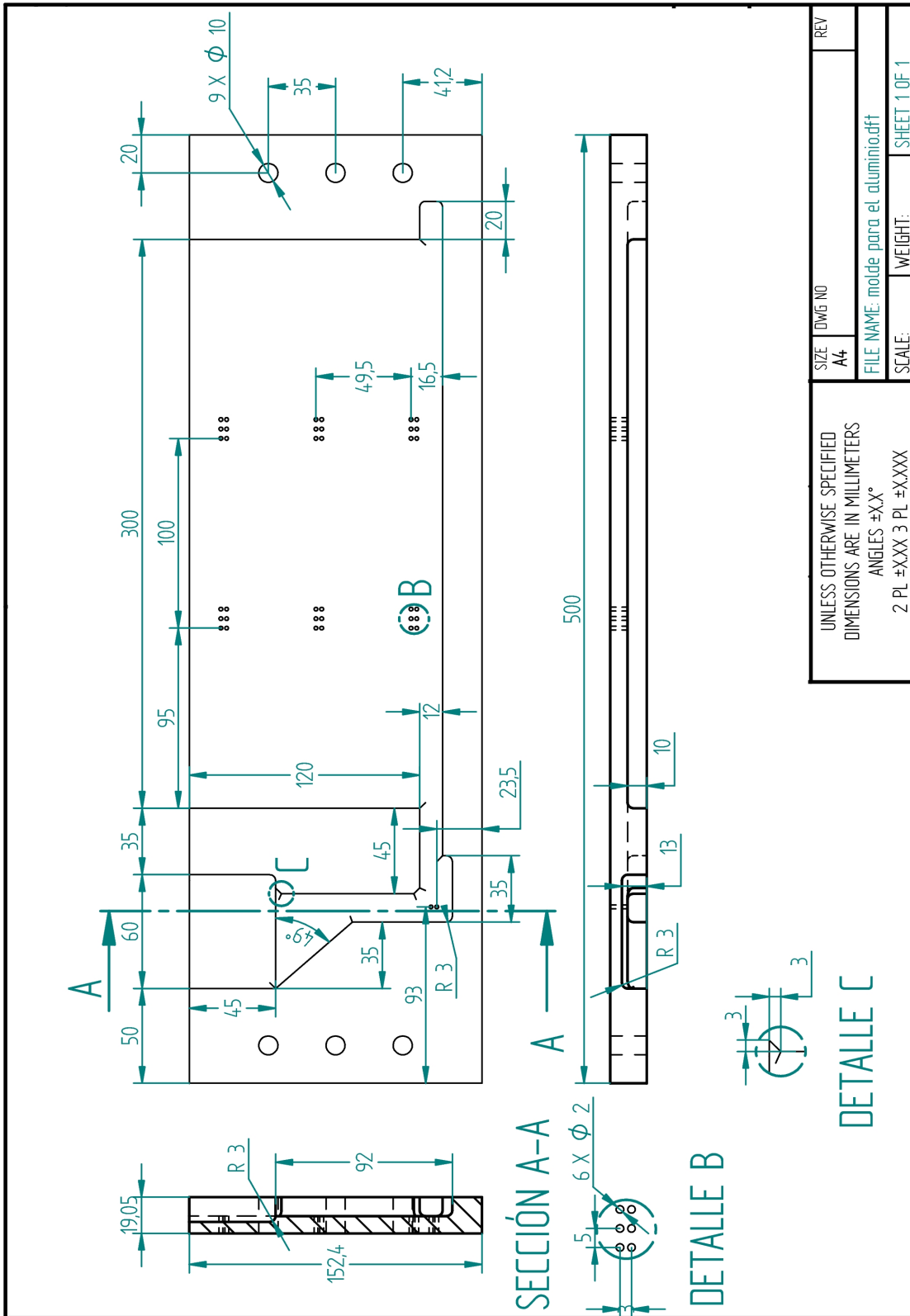
Una manera de obtener mayores cantidades de dendritas sería, quizás, colocar una copa metálica amplia en el molde para que al vaciar el metal se solidificara rápidamente en las paredes frías, crecieran dendritas e inmediatamente fuesen arrancadas por el flujo creciente de material fundido. El elemento principal para el aumento de las cantidades de fragmentos de dendritas es una superficie fría donde el frente del flujo de la aleación solidifique temporalmente antes de ser arrastrado hacia la cavidad principal del molde.

Anexos

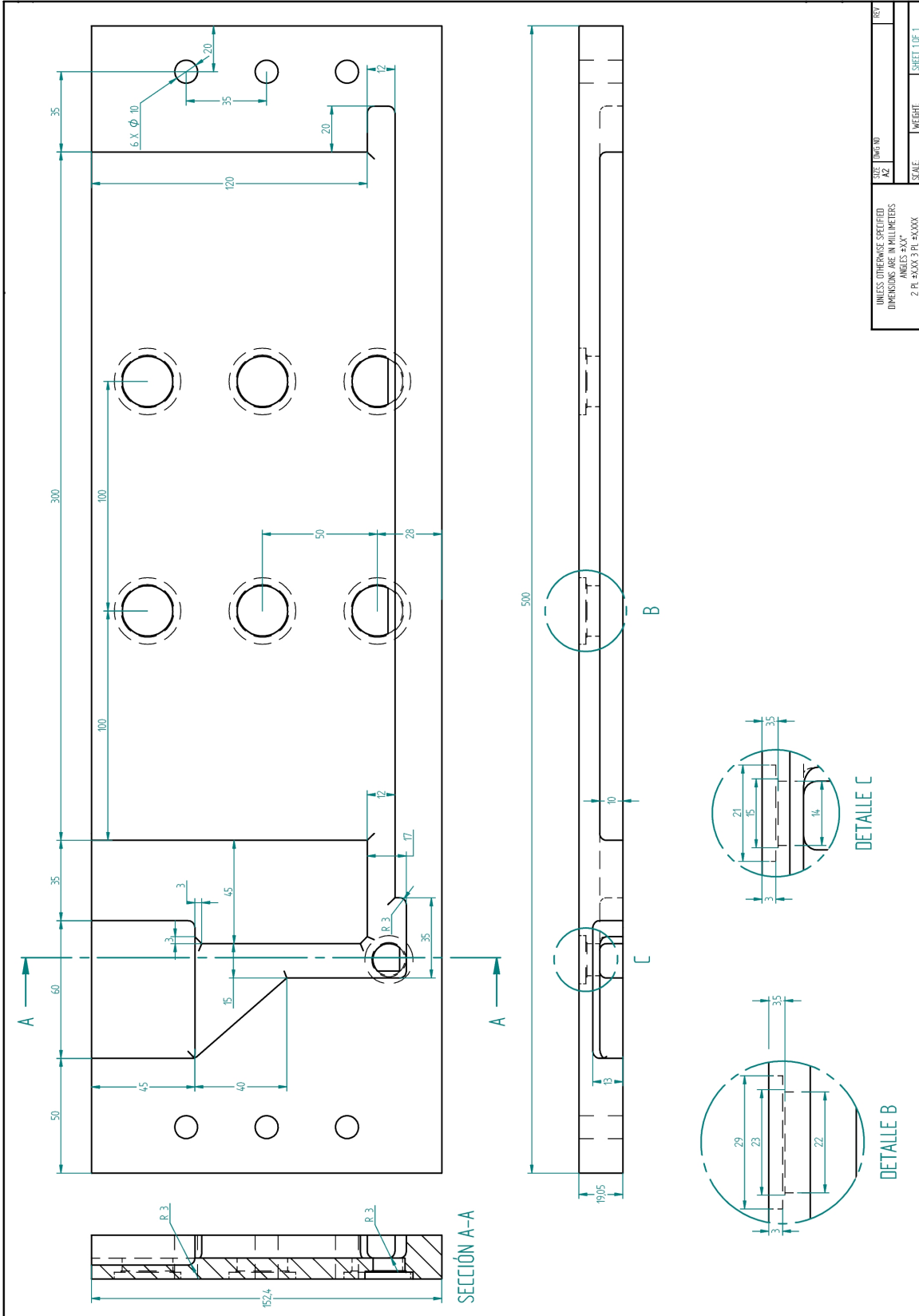
A. Dibujo técnico del primer diseño.



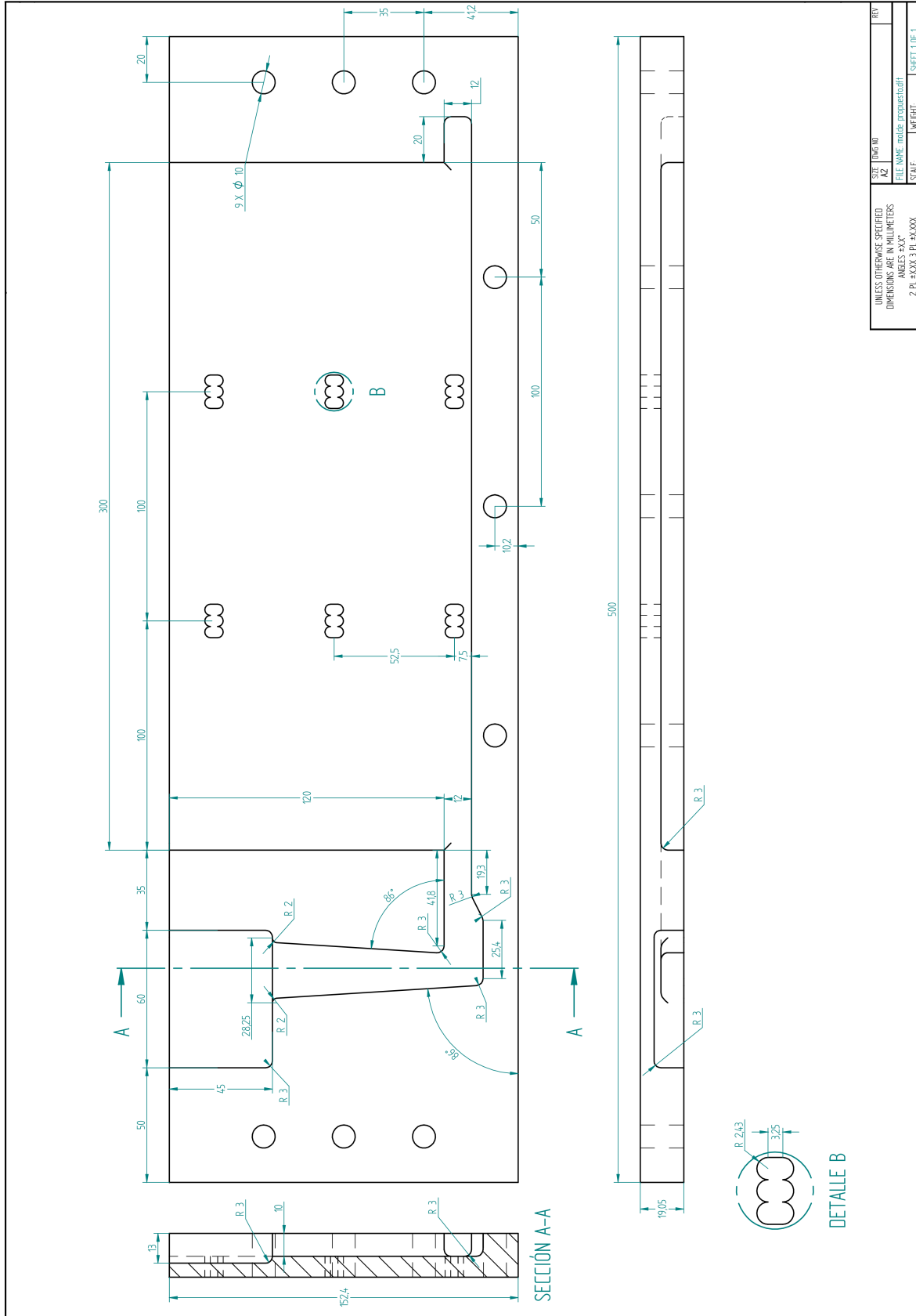
B. Dibujo técnico del segundo diseño.



C.Dibujo técnico del tercer diseño.



D.Dibujo técnico del diseño propuesto.



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS DECIMALS ARE TO 0.1		SIZE	FIG. NO.	REV.
2 PL-XXXX-2 PL-XXXX		A2		
SCALE	WEIGHT	FILE NAME: andia_romanofeh		SHEET 1 OF 1

E.Programas de control numérico.

Las piezas portatermopares y los sitios en los que se colocan en el cuerpo de la lingotera se manufacturaron con las máquinas de control numérico del Laboratorio de Manufactura Avanzada del CDM. Los programas de control numérico empleados se apuntan aquí.

Portatermopar grande.

a) Torneado.

Se utilizó una barra de $\varnothing = 1.5$ [pulg] en la máquina EMCO-Turn 100, la primera es una herramienta de desbaste normal, mientras que la segunda es una herramienta para ranuras de 4 [mm].

%100

```
N000 G71 G94 G53 G56
N005 G92 X0.0 ZHTA
N010 G92 S1000
N015 G96 S80 M04
N020 GOO XREF ZREF
N025 G59 T0101
N030 G00 X38.1 Z1.0
N035 G84 X28.9 Z-13.0 D3=500 F70
N040 G00 X28.9 Z1.0
N045 G84 X21.9 Z-4.4 D3=500 F70
N050 G53 G56 TOXOO
N055 G00 XREF ZREF
N065 G59 T0202 G92 S800 M04
N070 G00 X30.0 Z-7.4
N075 G01 X28.9 Z-7.4 F100
N080 G86 X0.1 Z-11.4 D3=250 D4=5 D5=4000 F50
N090 M30
```

b) Fresado.

En la máquina VMC-100 y una herramienta de $\varnothing = \frac{1}{8}$ [pulg] se continúa el maquinado.

%101

```
N000 G71 G54 G94 T0606 S600 M03
N005 G00 X0.0 Y0.0 Z10.0
N010 G00 X-5.702 Y1.59 Z2.0
N015 G01 Z-1.5 F4
N020 G02 X-4.017 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N025 G01 X-4.017 Y0.0 F8
N030 G01 X-0.842 Y0.0 F8
N035 G01 X-0.842 Y1.59 F8
N040 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N045 G01 X0.842 Y0.0 F8
N050 G01 X4.017 Y0.0 F8
N055 G01 X4.017 Y1.59 F8
N060 G02 X5.702 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N065 G01 X5.702 Y-1.59 F8
N070 G02 X4.017 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N075 G01 X4.017 Y0.0 F8
N080 G01 X0.842 Y0.0 F8
N085 G01 X0.842 Y-1.59 F8
N090 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N095 G01 X-0.842 Y0.0 F8
N100 G01 X-4.017 Y0.0 F8
N105 G01 X-4.017 Y-1.59 F8
N110 G02 X-5.702 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N115 G01 X-5.702 Y1.59 F8
N120 G01 Z-3.0 F4
N125 G02 X-4.017 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N130 G01 X-4.017 Y0.0 F8
```

N135	G01 X-0.842 Y0.0 F8	N345	G01 X-0.842 Y0.0 F8
N140	G01 X-0.842 Y1.59 F8	N350	G01 X-0.842 Y1.59 F8
N145	G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N355	G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N150	G01 X0.842 Y0.0 F8	N360	G01 X0.842 Y0.0 F8
N155	G01 X4.017 Y0.0 F8	N365	G01 X4.017 Y0.0 F8
N160	G01 X4.017 Y1.59 F8	N370	G01 X4.017 Y1.59 F8
N165	G02 X5.702 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N375	G02 X5.702 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N170	G01 X5.702 Y-1.59 F8	N380	G01 X5.702 Y-1.59 F8
N175	G02 X4.017 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N385	G02 X4.017 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N180	G01 X4.017 Y0.0 F8	N390	G01 X4.017 Y0.0 F8
N185	G01 X0.842 Y0.0 F8	N395	G01 X0.842 Y0.0 F8
N190	G01 X0.842 Y-1.59 F8	N400	G01 X0.842 Y-1.59 F8
N195	G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N405	G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N200	G01 X-0.842 Y0.0 F8	N410	G01 X-0.842 Y0.0 F8
N205	G01 X-4.017 Y0.0 F8	N415	G01 X-4.017 Y0.0 F8
N210	G01 X-4.017 Y-1.59 F8	N420	G01 X-4.017 Y-1.59 F8
N215	G02 X-5.702 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N425	G02 X-5.702 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N220	G01 X-5.702 Y1.59 F8	N430	G01 X-5.702 Y1.59 F8
N225	G01 Z-4.5 F4	N435	G01 Z-7.5 F4
N230	G02 X-4.017 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N440	G02 X-4.017 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N235	G01 X-4.017 Y0.0 F8	N445	G01 X-4.017 Y0.0 F8
N240	G01 X-0.842 Y0.0 F8	N450	G01 X-0.842 Y0.0 F8
N245	G01 X-0.842 Y1.59 F8	N455	G01 X-0.842 Y1.59 F8
N250	G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N460	G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N255	G01 X0.842 Y0.0 F8	N465	G01 X0.842 Y0.0 F8
N260	G01 X4.017 Y0.0 F8	N470	G01 X4.017 Y0.0 F8
N265	G01 X4.017 Y1.59 F8	N475	G01 X4.017 Y1.59 F8
N270	G02 X5.702 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N480	G02 X5.702 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N275	G01 X5.702 Y-1.59 F8	N485	G01 X5.702 Y-1.59 F8
N280	G02 X4.017 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N490	G02 X4.017 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N285	G01 X4.017 Y0.0 F8	N495	G01 X4.017 Y0.0 F8
N290	G01 X0.842 Y0.0 F8	N500	G01 X0.842 Y0.0 F8
N295	G01 X0.842 Y-1.59 F8	N505	G01 X0.842 Y-1.59 F8
N300	G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N510	G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N305	G01 X-0.842 Y0.0 F8	N515	G01 X-0.842 Y0.0 F8
N310	G01 X-4.017 Y0.0 F8	N520	G01 X-4.017 Y0.0 F8
N315	G01 X-4.017 Y-1.59 F8	N525	G01 X-4.017 Y-1.59 F8
N320	G02 X-5.702 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N530	G02 X-5.702 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N325	G01 X-5.702 Y1.59 F8	N535	G01 X-5.702 Y1.59 F8
N330	G01 Z-6.0 F4	N540	G00 Z5.0
N335	G02 X-4.017 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N545	M30
N340	G01 X-4.017 Y0.0 F8		

Portatermopar chico.

Las operaciones emplean las mismas herramientas y material que el portatermopar grande.

a) Torneado.

%100

N000 G71 G94 G53 G56

N005 G92 X0.0 ZHTA
 N010 G92 S1000
 N015 G96 S80 M04
 N020 GOO XREF ZREF
 N025 G59 T0101
 N030 G00 X38.1 Z1.0
 N035 G84 X28.9 Z-13.0 D3=500 F70
 N040 G00 X28.9 Z1.0
 N045 G84 X21.9 Z-4.4 D3=500 F70
 N050 G53 G56 TOXOO
 N055 G00 XREF ZREF
 N065 G59 T0202 G92 S800 M04
 N070 G00 X30.0 Z-7.4
 N075 G01 X28.9 Z-7.4 F100
 N080 G86 X0.1 Z-11.4 D3=250 D4=5 D5=4000 F50
 N090 M30

b) Fresado

%102	N075 G01 X0.842 Y-1.59 F8
N000 G71 G54 G94 T0606 S600 M03	N080 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N005 G00 X0.0 Y0.0 Z10.0	N085 G01 X-0.842 Y1.59 F8
N010 G01 X-0.842 Y1.59 z2.0 F100	N090 G01 Z-6.0 F4
N015 G01 Z-1.5 F4	N095 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8
N020 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N100 G01 X0.842 Y-1.59 F8
N025 G01 X0.842 Y-1.59 F8	N105 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8
N030 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N110 G01 X-0.842 Y1.59 F8
N035 G01 X-0.842 Y1.59 F8	N115 G01 Z-7.5 F4
N040 G01 Z-3.0 F4	N120 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F20
N045 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	N125 G01 X0.842 Y-1.59 F20
N050 G01 X0.842 Y-1.59 F8	N130 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F20
N055 G02 X-0.842 Y-1.59 I-0.842 J0.0 F8	N135 G01 X-0.842 Y1.59 F20
N060 G01 X-0.842 Y1.59 F8	N140 G00 Z5.0
N065 G01 Z-4.5 F4	N145 M30
N070 G02 X0.842 Y1.59 I0.842 J0.0 F8	

Huecos para portatermopares grandes.

Para esta actividad se empleó la máquina EMCO-VMC300, en la cual las instrucciones para realizar cilindros automáticamente no funcionan correctamente. Se utilizó una herramienta de $\varnothing = \frac{5}{16}$ [pulg].

Este es el programa para maquinarse un solo hueco.

%MPF 250	N035 G01 X7.937 F8
N000 G54 G71 G17 G90 G40 G80	N040 G02 X7.937 Y0.0 I-7.937 J0.0 F8
N005 T04 D04 S600 M03	N045 G01 X10.531 F8
N010 G00 X0.0 Y0.0 Z5.0	N050 G02 X10.531 Y0.0 I-10.531 J0.0 F8
N020 G01 Z-3.0 F4	N055 G01 X0.0 Y0.0 F20
N025 G01 X3.969 F8	N060 G01 Z-3.5 F4
N030 G02 X3.969 Y0.0 I-3.969 J0.0 F8	N065 G01 X3.969 F8

N070 G02 X3.969 Y0.0 I-3.969 J0.0 F8
N075 G01 X7.531 F8
N080 G02 X7.531 Y0.0 I-7.531 J0.0 F8
N085 G01 X0.0 Y0.0 F20
N090 G01 Z-5.0 F4
N095 G01 X3.969 F8
N100 G02 X3.969 Y0.0 I-3.969 J0.0 F8
N105 G01 X7.031 F8
N110 G02 X7.031 Y0.0 I-7.031 J0.0 F8

N115 G01 X0.0 Y0.0 F20
N120 G01 Z-7.0 F4
N125 G01 X3.969 F8
N130 G02 X3.969 Y0.0 I-3.969 J0.0 F8
N135 G01 X7.031 F8
N140 G02 X7.031 Y0.0 I-7.031 J0.0 F8
N145 G01 X0.0 Y0.0 F20
N150 G00 Z20.0
N155 M30

Hueco para el portatermopar chico.

Se empleó la misma máquina y herramienta que en la versión grande.

%MPF 255

N000 G54 G71 G17 G90 G40 G80
N005 T04 D04 S600 M03
N010 G00 X0.0 Y0.0 Z5.0
N015 G01 Z-3.0 F4
N020 G01 X3.969 F8
N025 G02 X3.969 Y0.0 I-3.969 J0.0 F8
N030 G01 X6.531 F8
N035 G02 X6.531 Y0.0 I-6.531 J0.0 F8
N040 G01 X0.0 Y0.0 F20
N045 G01 Z-3.5 F4
N050 G01 X3.531 F8
N055 G02 X3.531 Y0.0 I-3.531 J0.0 F8
N060 G01 X0.0 Y0.0 F20
N065 G01 Z-5.0 F4
N070 G01 X3.031 F8
N075 G02 X3.031 Y0.0 I-3.031 J0.0 F8
N080 G01 X0.0 Y0.0 F20
N085 G01 Z-7.0 F4
N090 G01 X3.031 F8
N095 G02 X3.031 Y0.0 I-3.031 J0.0 F8
N100 G01 X0.0 Y0.0 F20
N105 G00 Z20.0
N110 M30

Referencias

- 1: Schouwenaars, R., Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento, Universidad Nacional Autónoma de México, 2004.
- 2: Biloni, H y Boettinger, W.J., Solidification en Physical Metallurgy, editor(es) R.W. Cahn y P. Haasen, Elsevier Science Publishers, 4ª edición, 1996.
- 3: Cahn R.W. y Greer A.L., Metastable states of alloys en Physical Metallurgy, editor(es) R.W. Cahn y P. Haasen, Elsevier Science Publishers, 4ª edición, 1996.
- 4: Mangonon P.L., Ciencia de Materiales, selección y diseño, Pearson Educación, 1a. edición, 2001.
- 5: Incropera y DeWitt, Fundamentos de transferencia de calor, Prentice Hall, 4a. edición, 1999.
- 6: Verhoeven, John D., Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons, 1a. edición, 1975.
- 7: Porter D.A. y Easterling K.E., Phase transformations in metals and alloys, CRC Press, 2a. edición, 1992.
- 8: Eds. Totten y Mackenzie, Handbook of Aluminum, Vol. 1, Marcel Dekker, 1a. edición, 2003.
- 9: Kalpakjian, S. y Schmid, S.R., Manufactura, ingeniería y tecnología, Pearson Educación, 4a. edición, 2002.
- 10: Rowe D.M., Thermoelectrics Handbook: macro to nano, CRC Press, 1a. edición, 2006.
- 11: Soo-Han, Bo-Young, Sang-Youl, Duck-Kyu y Dong-In, A study of the viscosity and surface tension for Al foaming and the effects of addition elements, , Gyeongsang National University, 2002
- 12: White, F.M., Mecánica de fluidos, McGraw Hill, 5a. edición, 2004.
- 13: Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge; Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science <http://www.doitpoms.ac.uk/miclib/pds.swf?targetFrame=Al-Sn>
- 14: <http://www.metalwhiskers.com/moxie/articles/whiskerfailure.shtml>