



Proyecto Final:
**“Porosidad de contracción en piezas coladas
de Fundición Gris”**

Área Metalurgia

Departamento de Ingeniería Mecánica

Facultad de Ingeniería U.N.M.D.P

Autores:

- Lopez Emanuel
- Ribas Martín

Director: Ing. Lopez Marcos

Codirector: Dr. Massone Juan

Fecha de presentación: 21/03/2018



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

Índice

Índice.....	1
Resumen	4
Introducción.....	5
Objetivos.....	6
Objetivo General.....	6
Objetivos Específicos	6
1. Revisión Bibliográfica	7
1.1 Fundiciones de Hierro.....	7
1.1.1 Generalidades de las Fundiciones de Hierro	7
1.1.2 Tipos de Fundiciones	10
1.2 Porosidad en Piezas Coladas.....	24
1.2.1 Porosidad por Gas.....	24
1.2.2 Porosidad por Contracción	24
1.2.3 Comienzo de la Porosidad de Contracción	27
1.2.4 Crecimiento de un Poro de Contracción.....	27
1.2.5 Sistemas de Alimentación.....	28
1.2.6 Diseño de Sistemas de Alimentación.....	29
1.3 Relevamiento de curvas de enfriamiento.....	30
1.4 Técnicas de Revelado.....	31
1.4.1 Revelado de macroestructura de solidificación – DAAS.....	31
1.4.2 Revelado de la microestructura – Ataque color	33
1.5 Trabajos previos referidos a “Porosidad en Fundiciones con Grafito Libre”	35
1.6 Conclusión de revisión bibliográfica	38

2. Definición de Parámetros de Colada	39
2.1 Introducción.....	39
2.2 Desarrollo.....	40
2.2.1 Preparación de la copa	40
2.2.2 Colada experimental de la copa	41
2.2.3 Modelado de la copa	43
2.2.4 Simulación de la solidificación en la copa.....	44
2.3 Conclusión.....	53
3. Diseño de la Probeta.....	54
3.1 Introducción.....	54
3.2 Objetivos	54
3.3 Desarrollo.....	55
3.4 Metodología de Trabajo	56
3.4.1 Parámetros adoptados para la simulación	57
3.4.2 Desmolde en caliente	58
3.5 Análisis de Diseño mediante MagmaSoft y Rediseños	58
3.5.1 Modelo 1.....	59
3.5.2 Modelo 2.....	71
3.5.3 Modelo 3.....	78
4. Construcción de modelos, moldes y colada experimental.....	91
4.1 Introducción.....	91
4.2 Desarrollo.....	91
4.2.1 Construcción del modelo	91
4.2.2 Construcción de los moldes.....	94
4.2.2 Colada Experimental	96
4.2.3 Preparación de las probetas	98

5. Clasificación y Análisis de la Porosidad de las Coladas	100
5.1 Introducción.....	100
5.2 Desarrollo.....	100
5.2.1 Modelo 1.....	101
5.2.2 Modelo 2.....	103
5.2.3 Modelo 3.....	105
5.3 Validación de las Coladas.....	107
5.3.1 Colada A.....	107
5.3.2 Colada B.....	109
5.4 Análisis de resultados de porosidad	111
5.5 Conclusión.....	112
6. Conclusiones generales del trabajo	113
7. Futuros trabajos.....	114
8. Referencias.....	115
Planos Anexos:	117

Resumen

El presente proyecto final se encuadra dentro de una de las líneas de investigación de la Div. Metalurgia del INTEMA (DMI) que tiene por objetivo general avanzar en el estudio y caracterización de las microcavidades de contracción en piezas de fundición de hierro con grafito, haciendo especial énfasis en la relación de estos defectos con la estructura de solidificación del material en cuestión. Para avanzar en esta línea en este trabajo se propuso diseñar un modelo estandarizado que promueva la presencia de cavidades de contracción en piezas de fundición gris y que permita caracterizar la susceptibilidad de este material a la presencia de defectos de contracción.

Para llevar a cabo el presente trabajo se hizo uso de la simulación computacional como herramienta para predecir la tendencia a la formación de microcavidades en piezas de diferente geometría. Se verificó además que todos los modelos diseñados resulten aptos para ser analizados mediante la aplicación de las técnicas especiales, desarrolladas con anterioridad en la DMI, para lograr el revelado de la macro y micro estructura de solidificación.

Posteriormente se fabricaron los modelos y moldes que presentaron los mejores resultados para llevar a cabo las coladas experimentales. Como resultado fue posible obtener tres modelos que presentan microporosidad dispersa, y uno de ellos macroporosidad concentrada, en los lugares predichos por las simulaciones computacionales, cumpliendo con el requisito de ser aptos para el revelado de su estructura de solidificación.

Introducción

La fundición de hierro con grafito laminar es uno de los materiales más utilizados en la industria para construir una gran cantidad de piezas de diversas aplicaciones en donde se requieran una alta amortiguación y una elevada conductividad térmica. Como características principales se pueden mencionar la facilidad para el moldeo, la capacidad de fabricación de geometrías complejas, su disponibilidad y el bajo costo de materia prima.

Sin embargo, la creciente exigencia en las propiedades de los productos terminados y en la maximización de los recursos económicos ha generado una gran necesidad en la industria de obtener piezas coladas de mejor calidad. Un grave problema son los defectos de contracción que ocurren durante el proceso de solidificación y posterior enfriamiento en la colada, los cuales traen aparejado el re trabajado o hasta el desecho de las piezas lo que conlleva a una pérdida de tiempo y productividad.

Este proyecto desarrolla una metodología de trabajo para la obtención de piezas con defectos de contracción que permitan el futuro estudio de su estructura de solidificación junto con la formación y crecimiento de los defectos de contracción. Para lograr comprender esta relación se decidió diseñar probetas que presenten distintos tipos de porosidad por contracción y que permitan el revelado de la macroestructura de solidificación, pudiendo interpretar los resultados sobre la base del modelo de solidificación desarrollado anteriormente en la División Metalurgia del INTEMA (DMI).

Objetivos

Objetivo General

El objetivo general de este proyecto es desarrollar una metodología que permita estudiar la formación de micro y macro cavidades de contracción en fundiciones grises con grafito laminar.

Objetivos Específicos

- ❖ Diseñar una probeta que promueva la presencia de micro y macro cavidades de contracción en piezas coladas en fundición gris y que permita el desmoldeo en caliente para la aplicación de la técnica DAAS, haciendo uso de la simulación computacional como herramienta para predecir la tendencia a la formación de microcavidades en piezas de diferente geometría.
- ❖ Efectuar la colada experimental de las probetas diseñadas en la planta piloto de la DMI.
- ❖ Ajustar los parámetros de las simulaciones computacionales para que se correspondan con los resultados obtenidos experimentalmente.
- ❖ Analizar la porosidad de contracción obtenida en las probetas diseñadas y compararla con los resultados de las simulaciones.

1. Revisión Bibliográfica

1.1 Fundiciones de Hierro

1.1.1 Generalidades de las Fundiciones de Hierro

Las fundiciones de hierro son aleaciones Fe-C que poseen más de 2,14% de Carbono (generalmente de 2,6 a 3,6 %) y se utilizan en procesos de colada para la fabricación de distintos tipos de piezas, permitiendo obtener geometrías complejas muy aproximadas a la geometría de la pieza definitiva. De esta manera, se reducen las operaciones de mecanizado, lo que proporciona un beneficio económico por la disminución de los tiempos de fabricación y del desperdicio de metal.

Estos materiales presentan un amplio abanico de propiedades mecánicas debido a los distintos tratamientos térmicos que pueden realizarse, combinando resistencia, ductilidad, transmisión de calor, entre otras.

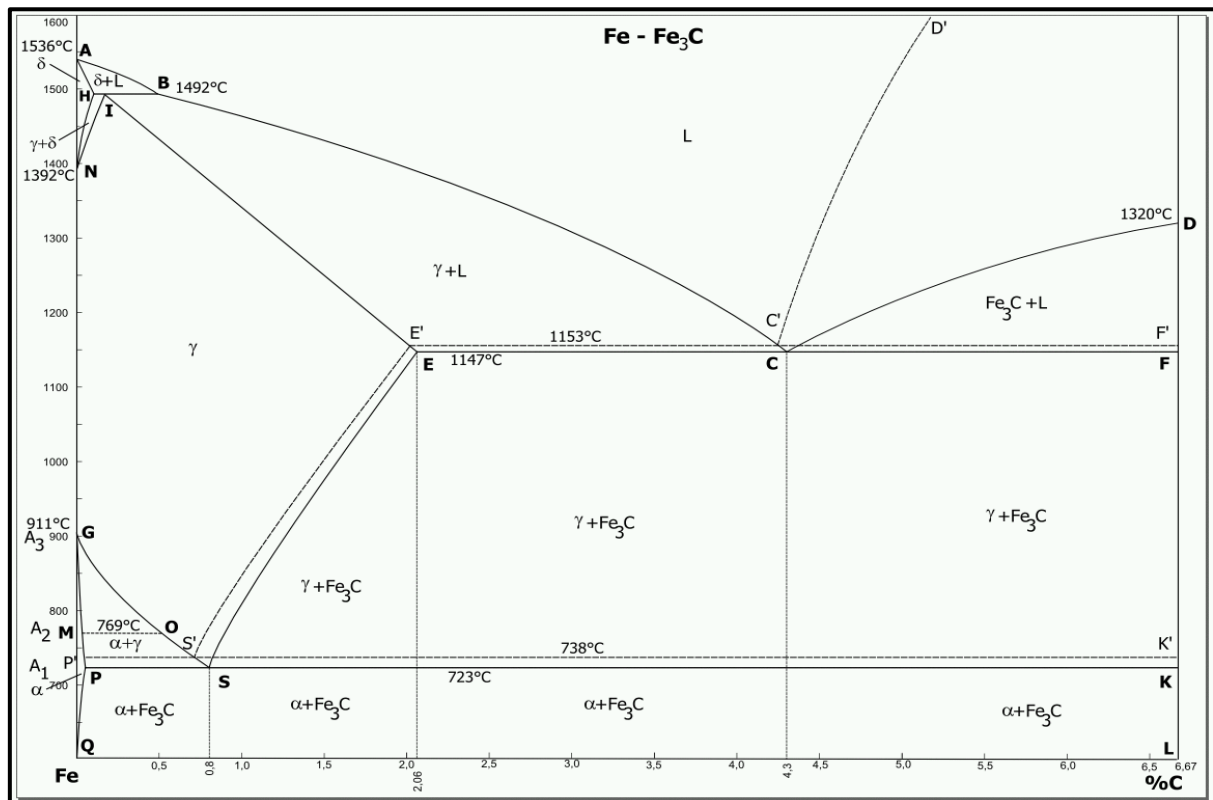


Figura 1.01: Diagrama de Fe-C metaestable y estable desde hierro puro hasta 6,67 % de C.

Debido a estas propiedades y a una materia prima de bajo costo este tipo de aleaciones puede competir en la industria con otras aleaciones.

La figura 1.01 muestra un diagrama de equilibrio Fe-C en el intervalo de concentraciones que va desde el hierro puro hasta 6,67 % de C.

En las fundiciones de hierro, el carbono puede encontrarse de dos maneras:

- Carburo de hierro o Cementita (Fe_3C), con un contenido de 6,67% C en las fundiciones blancas.
- Grafito libre, 100% Carbono, que se encuentra presente únicamente en las denominadas “fundiciones grises”.

A la temperatura del eutéctico, la austenita puede disolver 2,14 % de C, mientras que la cementita contiene 6,67 % de C. Estas fases tienen contenidos de C más similares entre sí que la austenita y el grafito que posee 100 % de C. Por lo tanto, desde el punto de vista cinético, es más conveniente que a partir del líquido se forme austenita y cementita, en lugar de austenita y grafito.

Por otra parte, desde el punto de vista termodinámico, el grafito es una fase más estable que la cementita, por lo que la mezcla Austenita + grafito posee menor energía libre que la mezcla Austenita + Fe_3C proporcionando un estado final más estable.

Entre los parámetros que condicionan la solidificación estable o metaestable según el diagrama Fe-C, y en consecuencia, el tipo de fundición que se obtiene, se encuentran:

- ❖ la composición química.
- ❖ la velocidad de enfriamiento del metal durante su solidificación en el molde.

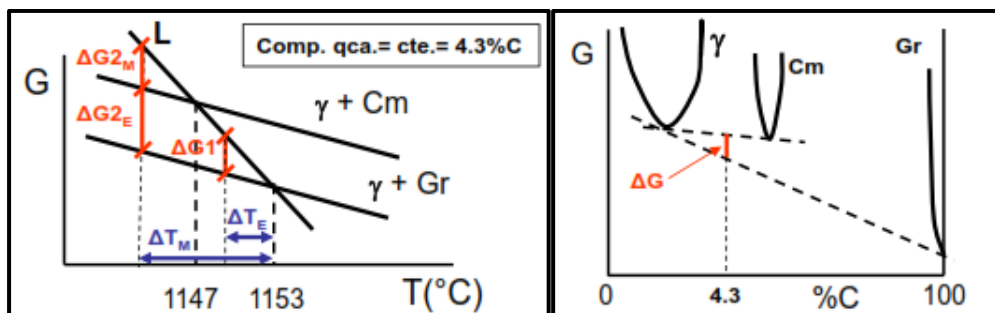


Figura 1.02: Diagrama de energía libre de Gibbs para Cementita y Grafito. [1]

Según la figura 1.02 en el intervalo de temperatura 1147 – 1153 °C la solidificación se lleva a cabo formando la mezcla Austenita + grafito directamente del líquido por ser termodinámicamente más favorable. En cambio, por debajo de 1147 °C,

la solidificación se lleva a cabo con la formación de cementita en lugar de grafito, por ser más conveniente desde el punto de vista cinético.

En resumen, si las condiciones cinéticas lo permiten, durante la solidificación se formarán estructuras con grafito, de lo contrario con cementita, a pesar de que el grafito sea más estable.

Las variaciones de espesores y tamaños de las piezas reales dificultan la formación directa del grafito a partir del líquido, debido a las distintas velocidades de enfriamiento de cada parte de la misma. La formación de grafito a partir del líquido se efectúa en el estrecho intervalo de temperaturas que hay entre las líneas del diagrama estable y metaestable, es decir, en las condiciones de pequeños subenfriamientos o, por consiguiente, pequeñas velocidades de enfriamiento.

La introducción de diversos elementos de aleación a la fundición, llamados grafitizantes, amplía el intervalo entre las temperaturas del eutéctico estable y metaestable, y puede ocasionar la aparición de centros adicionales para la cristalización del grafito, favoreciendo así en ciertas circunstancias la aparición de éste. Dentro de los elementos de aleación que actúan como grafitizantes se pueden mencionar el Si, Ni, Cu, Al y P. El agregado de Si tiene importancia práctica en las fundiciones comerciales, con porcentajes habituales de 1 a 3 %. Por otro lado, como elementos que promueven la formación de carburos se pueden mencionar el Mn, V, Cr, Mo, W. En la figura 1.03 se puede ver lo anteriormente dicho:

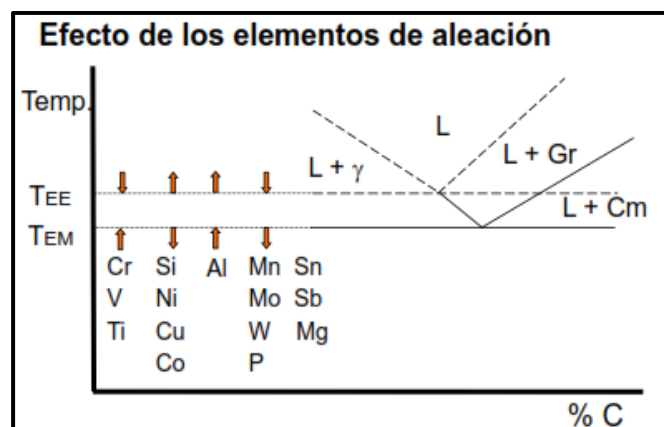


Figura 1.03: Efecto de los elementos de aleación sobre la temperatura del eutéctico estable y metaestable [1].

Un parámetro sencillo de caracterización y de uso habitual en la industria es el Carbono Equivalente (C.E.), utilizado regularmente para simplificar la evaluación del

efecto de la composición química en las fundiciones de hierro sin alear. El C.E. se define como:

$$C.E. = \%C_{TOTAL} + \left(\frac{\%Si + \%P}{3}\right) - 0,027\%Mn + 0,4\%S [2]$$

La comparación del C.E. con la composición eutéctica en el sistema Fe-C nos indica si una fundición de hierro se comportará como una aleación hipoeutéctica, eutéctica o hipereutéctica durante la solidificación.

Este detalle es de gran importancia ya que según el tipo de aleación que se tiene, cada una presenta distintas morfologías debido a la fase que precipita en forma proeutéctica. En el caso de las aleaciones hipoeutécticas (%C < 4.2) la primera fase en precipitar es la austenita, y para una hipereutéctica la primera fase en precipitar es cementita o grafito según sea el tipo de fundición (blanca o gris).

1.1.2 Tipos de Fundiciones

Se pueden distinguir seis tipos de fundiciones, definidas por la disposición del carbono y la morfología del grafito:

- Fundición Blanca (White Iron)
- Fundición Atruchada (Mottled Iron)
- Fundición Maleable (Malleable Iron)
- Fundición Laminar (Gray Iron)
- Fundición Nodular (Ductile Iron)
- Fundición Vermicular (Compacted Iron)

A continuación describiremos las características más importantes de los tipos de fundiciones presentados.

1.1.2.1 Fundición Blanca (White Iron)

En esta fundición casi todo el carbono se encuentra en forma de carburos de hierro, generalmente Fe₃C (Cementita). La formación de la fundición blanca es promovida por:

- a) bajo contenido de carbono.

- b) bajo contenido de silicio.
- c) presencia de elementos formadores de carburos.
- d) alta velocidad de enfriamiento.

El rango en el cual varía la composición química en este tipo de fundición se presenta en la Tabla 1:

Tipo de Fundición	Composición %					
	C	Si	Mn	P	Cr	S
Blanca (White)	1.8-3.6	0.5-1.9	0.25-0.8	0.06-0.2	1 - 3	0.06-0.2

Tabla 1: composición química de una fundición blanca. [2]

La presencia de carburos de hierro brinda a este tipo de fundición elevada dureza (hasta 700 HB), resistencia a la compresión, resistencia al desgaste y a la abrasión, manteniendo estas propiedades a elevadas temperaturas. La alta dureza que poseen produce fragilidad y muy baja maquinabilidad, limitando su utilización industrial para aquellos casos en los que no se requiera ductilidad.

En la figura 1.04 puede verse como debe solidificar una fundición de hierro para que pertenezca a esta categoría:

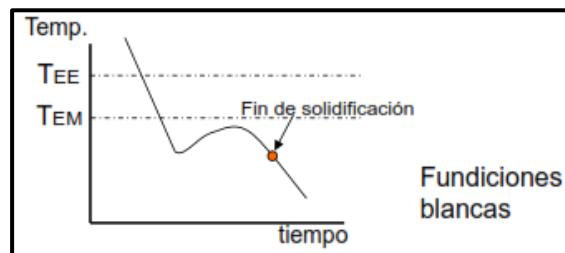


Figura 1.04: Solidificación de las fundiciones blancas [1].

Siendo:

TEE: temperatura del punto eutéctico para diagrama Fe-C estable.

TEM: temperatura del punto eutéctico para diagrama Fe-C metaestable.

Como se ve en la figura anterior, para obtener una fundición blanca el fin de la solidificación de la pieza se debe dar a una temperatura menor a la TEM, lo que se logra con una mayor velocidad de enfriamiento.

En la figura 1.05 se muestra la microestructura típica de una fundición blanca, que presenta grandes dendritas primarias debidas al crecimiento de una austenita proeutéctica, la cual fue posteriormente transformada en perlita, inmersa en una matriz de ledeburita.

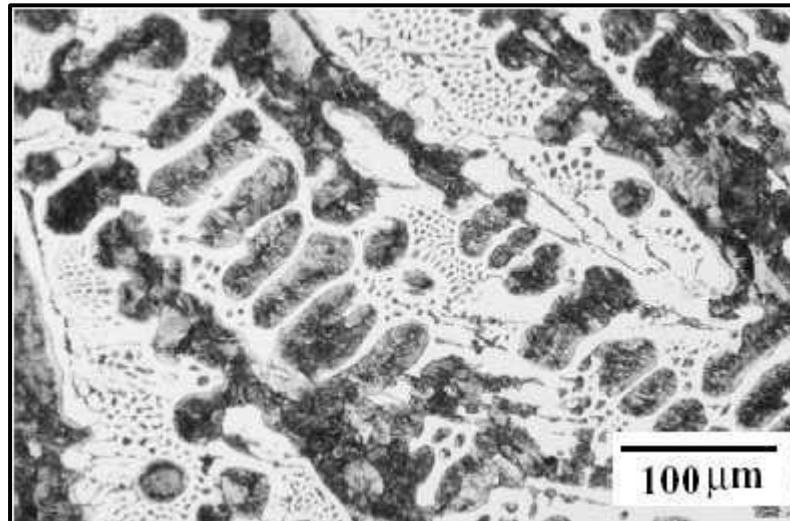


Figura 1.05: Microestructura típica de una fundición blanca.

1.1.2.2 Fundición Atruchada (Mottled Iron)

En esta fundición, la variación de temperatura durante la solidificación provoca la generación de una estructura mixta, intermedia entre la fundición blanca y las fundiciones grises.

Presentan simultáneamente grafito y ledeburita, lo que les confiere su coloración moteada característica.

Las fundiciones atruchadas se pueden dar en coladas de piezas pequeñas de fundición que era potencialmente gris. De esta forma, aunque el núcleo solidifique según el sistema estable, dando grafito, la periferia puede (por ser su enfriamiento más rápido) solidificar según el diagrama metaestable dando ledeburita.

Son fundiciones de difícil maquinado y se emplean cuando no se requiere soportar grandes esfuerzos. Estas características hacen de las fundiciones atruchadas materiales con pocas aplicaciones en la industria.

En la figura 1.06 se ven las curvas de enfriamiento que dan como resultado una fundición de este tipo. Como se ve en ellas la solidificación comienza según el diagrama metaestable y finaliza según el estable o viceversa, lo que se puede relacionar con una diferencia en las velocidades de enfriamiento, ya sea por diferentes tamaños de sección u otras razones.

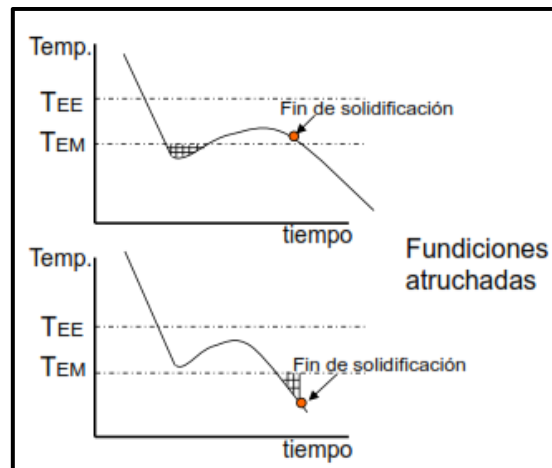


Figura 1.06: Curvas de enfriamiento de una fundición atruchada. [1]

1.1.2.3 Fundición Maleable (Malleable Iron)

Se genera a partir de un tratamiento térmico de las fundiciones blancas, el cual confiere las condiciones termodinámicas y cinéticas para que todo el carbono que se encontraba combinado con el hierro (cementita), pase a formar ferrita y partículas irregulares de carbono, llamados flóculos de grafito.

En la figura 1.07 se muestra la microestructura típica de una fundición maleable:

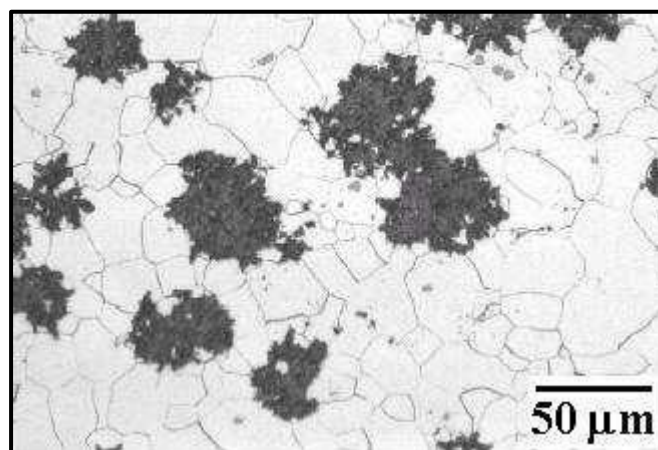


Figura 1.07: Microestructura característica de una fundición maleable.

Comparada con la fundición blanca, la fundición maleable posee mayor ductilidad debido a que las partículas de grafito no rompen la continuidad de la matriz ferrítica.

A continuación se puede ver la composición química de este tipo de fundición (ver Tabla 2):

Tipo de Fundición	Composición %				
	C	Si	Mn	P	S
Maleable (Malleable)	2.2-2.9	0.9-1.9	0.15-1.2	0.02-0.2	0.02-0.2

Tabla 2: composición química de una fundición maleable. [2]

1.1.2.4 Fundición Nodular (Ductile Iron)

En este tipo de fundición el grafito se presenta en forma de esferas o nódulos, lo que hace referencia a su nombre. Esto se debe a la influencia de ciertos agentes “nodulizantes”, tales como Mg o Ce, los cuales al ser agregados al metal líquido, generan una modificación en la morfología del grafito, dando lugar a la formación de los nódulos esféricos característicos de la fundición nodular. Este tratamiento se conoce como “nodulización”.

La segunda etapa del tratamiento del metal líquido lo constituye la inoculación, proceso en el que se introducen agentes nucleantes en el metal líquido sobre los que crecerán las fases sólidas durante la solidificación. La inoculación permite controlar así la microestructura, el tamaño, la cantidad y la distribución de los nódulos de grafito.

La inoculación en la fundición nodular es necesaria debido al delicado balance que existe entre las transformaciones del diagrama Fe-C estable y metaestable y la consiguiente obtención de fundiciones grises, atruchadas o blancas.

Composiciones de fundiciones nodulares típicas, sin aleantes se ven en Tabla 3:

Tipo de Fundición	Composición %					
	C	Si	Mn	P	S	Mg
Nodular (Ductile)	3.0-4.0	1.8-2.8	0.1-1.0	0.01-0.1	0.01-0.03	0.03-0.05

Tabla 3: composición química de una fundición nodular. [2]

Una microestructura típica de este tipo de fundición es la que se muestra en la figura 1.08. La misma está constituida por nódulos de grafito, rodeados por ferrita (estructura bull's-eye), inmersos en una matriz de perlita. Las cantidades relativas de perlita y ferrita dependen de la composición química y la velocidad de enfriamiento.

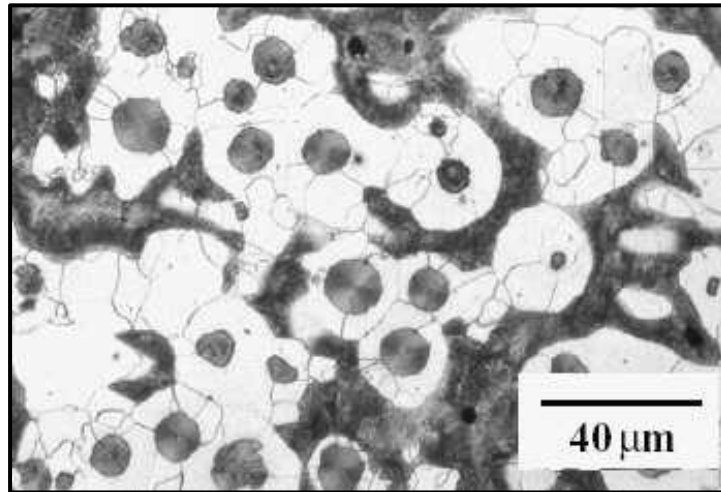


Figura 1.08: Microestructura típica de la fundición nodular.

Debido a sus nódulos esféricos, las fundiciones nodulares minimizan el efecto concentrador de tensiones, obteniendo así una mayor tenacidad y ductilidad, además de otras ventajas como colabilidad y maquinabilidad.

1.1.2.5 Fundición Vermicular (Compacted Iron)

En la fundición vermicular, el grafito se dispone en forma de vermes haciendo referencia a su nombre. Para adquirir esta forma durante la solidificación se parte de un nódulo que luego se degenera tomando una geometría más compacta y alargada. En la figura 1.09 se ve la microestructura típica de este tipo de fundición.

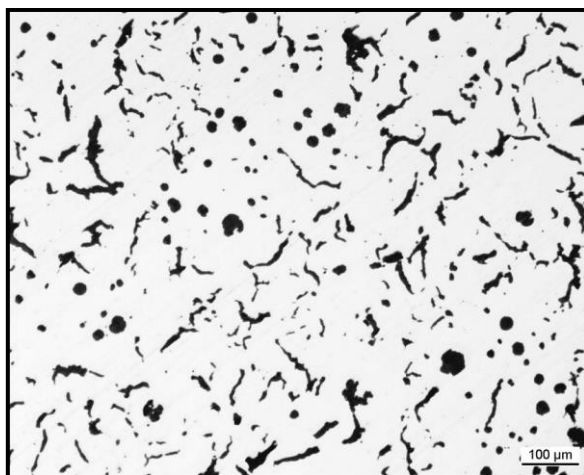


Figura 1.09: microestructura típica de una fundición vermicular.

La fundición vermicular reúne cualidades de elasticidad, resistencia y conductividad térmica debidas a la disposición de su grafito. Estas propiedades favorecen su utilización en aplicaciones donde es imprescindible la evacuación de calor junto con cierta resistencia y ductilidad, tales como bloques de motor, colectores de escape, discos de freno para aerogeneradores, etc.

Sin embargo, presenta la dificultad de falta de métodos consolidados para garantizar una homogeneidad en la estructura y sus propiedades. Habitualmente su elaboración se realiza de manera similar a la obtención de una fundición nodular: se introduce Mg o Ce como elemento nodulizante pero en menor cantidad que en la fundición nodular, o se puede incorporar algún elemento degenerador de grafito, como Ti o S.

El grado de vermicularidad depende del balance existente entre los diferentes elementos modificadores de la estructura gráfica, la velocidad de enfriamiento y la habilidad para formar núcleos gráficos.

El rango de composiciones de este tipo de fundiciones se muestra a continuación en la Tabla 4:

Tipo de fundición	Composición %					
	C	Si	Mn	P	S	Mg
Vermicular (Compacted)	2.5-4.0	1.0-3.0	0.2-1.0	0.01-0.1	0.01-0.03	0.015-0.025

Tabla 4: composición química de una fundición vermicular. [2]

1.1.2.6 Fundición de Grafito Laminar

La fundición con grafito laminar es la más difundida en aplicaciones generales por su costo relativamente bajo y tecnología de producción sencilla. También se la denomina comúnmente “fundición gris”, nombre que deriva del color característico de su superficie de fractura debido a la presencia de la fase grafito. Tanto el carbono como el silicio promueven la formación de grafito en lugar de cementita, por lo que cantidades crecientes de estos elementos favorecerán la formación de grafito. El porcentaje de Si utilizado corrientemente está en el rango de 1,5 a 3,5 %.

La tendencia a la formación de carburos se reduce si al metal líquido se le agrega de 0,1 a 1 % de inoculante, generalmente FeSi (75 % de Si). La cantidad de inoculante utilizado dependerá de la composición química, del espesor de pieza, la velocidad de enfriamiento y la composición del inoculante, utilizando habitualmente 0,6 % del peso total de líquido de FeSi (45 a 85 % de Si).

El intervalo de composición química para fundición gris no aleada se muestra en la Tabla 5:

Tipo de Fundición	Composición %				
	C	Si	Mn	P	S
Fundición Gris (Gray)	2.5-4	1-3	0.2-1	0.01-0.02	0.02-0.25

Tabla 5: composición química de una fundición laminar. [2]

El subenfriamiento requerido para obtener este tipo de fundición se aprecia en la figura 1.10:

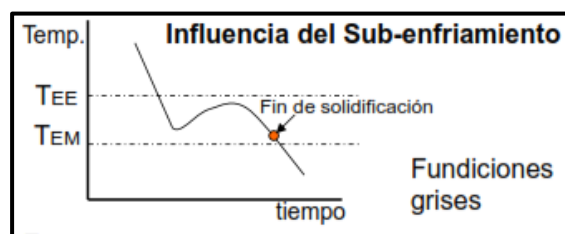


Figura 1.10: Curva de enfriamiento de fundición gris. [1]

1.1.2.6.1 Metalurgia de Fundiciones Grises

En la metalurgia de las fundiciones de hierro los principales factores que definen la microestructura son los siguientes:

- Composición química
- Velocidad de enfriamiento
- Tratamiento de líquidos
- Tratamiento térmico

A partir de la combinación de los factores anteriores es posible obtener el tipo de estructura adecuada para la aplicación requerida, la cual estará definida por [2]:

- La forma y distribución de grafito requerida
- La estructura sin carburo
- La matriz requerida

A continuación, desarrollaremos más en detalle cómo influye cada uno de los factores mencionados en las propiedades finales de las fundiciones con grafito laminar (fundiciones grises).

1.1.2.6.2 Composición Química Típica

Los elementos principales de la composición química son el carbono y el silicio. La figura 1.11 muestra la gama de carbono y silicio para las distintas fundiciones de hierro en comparación con el acero.

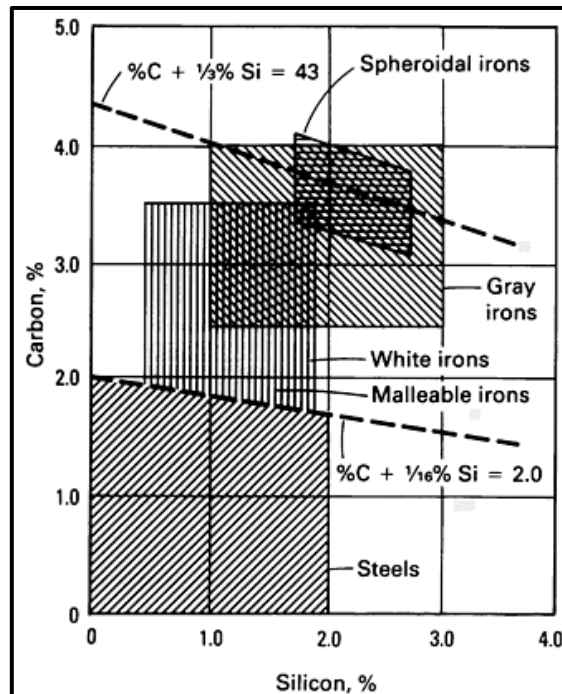


Figura 1.11: Cantidades de Si y C en los distintos tipos de fundiciones de hierro. [2]

En las fundiciones se presenta un exceso de carbono respecto a la máxima solubilidad en la austenita, lo que se muestra en la figura por la línea discontinua inferior. El alto contenido de carbono está relacionado con la cantidad de grafito o Fe_3C . Si esto se combina con un alto contenido de silicio aumenta el potencial de grafitización del hierro así como su capacidad de moldear.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, ya que este elemento es un promotor de la perlita. Puede ser tan bajo como 0,1% para los matrices ferríticas y tan alto como 1,2% para matrices perlíticas.

Elementos como el fósforo y el azufre son los más comunes y están siempre presentes en la composición. Pueden ser tan altos como 0,15% para fundiciones de baja calidad.

El efecto del azufre debe ser equilibrado por el efecto del manganeso para evitar la formación de sulfuro de hierro (FeS) en los límites de grano, lo cual no es deseado, y formar sulfuro de manganeso (MnS), el cual es inofensivo porque se distribuye dentro de los granos. La razón óptima entre el manganeso y el azufre para una estructura libre de FeS y la cantidad máxima de ferrita es:

$$\% Mn = 1,7 (\% S) + 0,15 \text{ (Ec. 2) [2]}$$

La influencia de los distintos componentes en la microestructura de la fundición será mencionada en el apartado “Microestructura”.

1.1.2.6.3 Velocidad de Enfriamiento

Al igual que la composición química, la velocidad de enfriamiento puede influir significativamente en la estructura de la fundición y, por lo tanto, en las propiedades mecánicas. Los valores que se presenten de velocidad de enfriamiento dependen principalmente del tamaño de sección.

Se pueden notar dos cosas al aumentar la velocidad de enfriamiento:

- Se refina tanto el tamaño del grafito como la estructura de la matriz, lo que resulta en una mayor resistencia y dureza.
- Aumenta el subenfriamiento, lo que da lugar a una mayor dureza acompañada de una disminución de la resistencia.

En consecuencia, la composición debe adaptarse de tal manera que proporcione el potencial de grafitización correcto para una velocidad de enfriamiento dada. Para una composición química dada, y a medida que aumenta el espesor, el grafito se vuelve más grueso y la relación perlita / ferrita disminuye, lo que da como resultado una resistencia y dureza más bajas.

1.1.2.6.4 Tratamiento del Metal Líquido

Para este tipo de fundiciones es de suma importancia la inoculación (definida en 1.1.2.4 “Fundiciones nodulares”), porque puede cambiar dramáticamente las condiciones de nucleación y crecimiento durante la solidificación. Como resultado, se pueden obtener diferentes morfologías del grafito, y por lo tanto distintas propiedades.

Los principales efectos de la inoculación son:

- Un aumento del potencial de grafitización debido al aumento de los centros favorables para la nucleación de grafito. Como resultado de esto la forma del grafito varía en función del enfriamiento.
- Una estructura más fina, es decir, mayor número de células eutécticas, con un aumento subsiguiente en la resistencia.

1.1.2.6.5 Microestructura

La norma ASTM A 247 establece distintos tipos de grafito en las fundiciones laminares según su tamaño, forma y patrón en el que se encuentre. El grafito laminar se subdivide en cinco tipos (patrones), designados por las letras A a E (véase la figura 1.13).

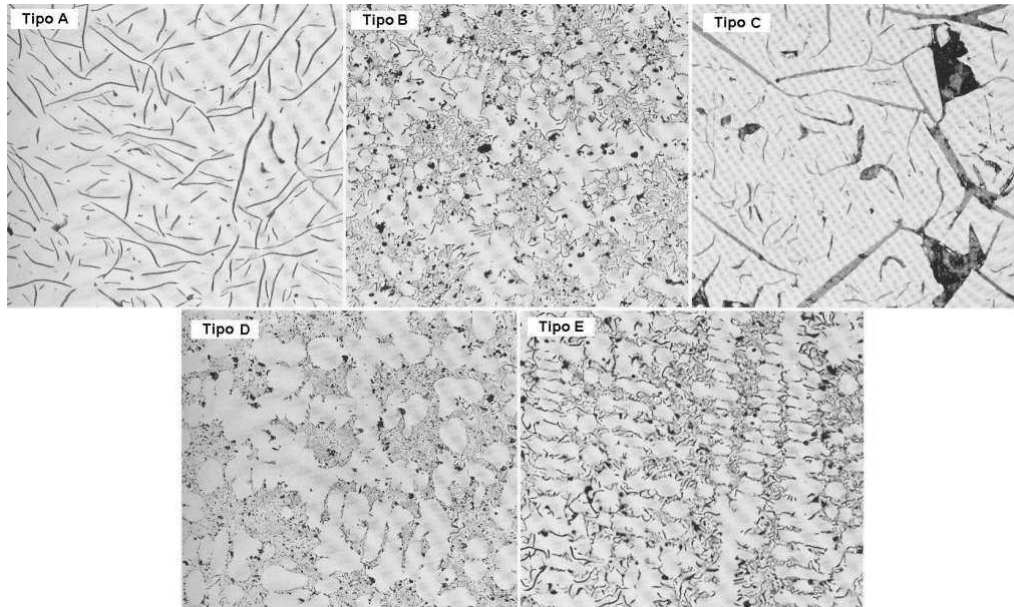


Figura 1.12: Distintos patrones del grafito laminar según norma ASTM A 247. [2]

El grafito tipo A se encuentra en las fundiciones inoculadas y enfriadas con tasas moderadas durante la solidificación. En general, se asocia con las mejores propiedades mecánicas (figura 1.12A), por este motivo se prefiere este tipo de grafito (orientación aleatoria) para la mayoría de las aplicaciones y es el que se buscará obtener en este trabajo. A mayor tamaño de láminas, el grafito tipo A es superior a otros en aplicaciones que requieran amortiguamiento y buena conductividad de calor. Esto se debe a que las láminas de grafito tipo A se encuentran interconectadas, favoreciendo así la conducción de calor. Entre sus aplicaciones se mencionan las de block de cilindros de vehículos automotores, discos de frenos, entre otras.

El grafito tipo B se encuentra en fundiciones de composición cercana a la eutéctica. Presenta un patrón de roseta, el cual es típico de un enfriamiento bastante rápido, en secciones moderadamente delgadas (alrededor de 10 mm) y en muestras con una inoculación deficiente (figura 1.12B).

El grafito tipo C se produce en aleaciones hipereutécticas combinadas con pequeños subenfriamientos. Las láminas de mayor tamaño son las que se generan en el

intervalo proeutéctico, y al estar en presencia de bajos subenfriamientos se ven favorecidas en crecimiento (figura 1.12C). Esto aumenta la resistencia al choque térmico, aumentando la conductividad térmica y disminuyendo el módulo de elasticidad. Por otra parte, no generan buenos acabados superficiales en piezas mecanizadas.

El grafito de tipo D se encuentra en las fundiciones hipoeutécticas o eutécticas solidificadas con tasas de enfriamiento bastante altas, mientras que el grafito tipo E es característico de fundiciones hipoeutécticas, también con grandes subenfriamientos. Las pequeñas láminas interdendríticas que presenta el grafito tipo D promueven un acabado fino al mecanizar, pero es difícil obtener una matriz perlítica con este tipo de grafito (figura 1.12D). El grafito tipo D puede formarse en superficies enfriadas rápidamente o en secciones delgadas.

El grafito tipo E es de forma interdendrítica, y tiene una orientación definida en lugar de una orientación aleatoria (figura 1.12E). A diferencia del tipo D, este puede asociarse con una matriz perlítica y por lo tanto puede producir una pieza cuyas propiedades de desgaste sean tan buenas como las de una pieza que contiene sólo grafito tipo A en una matriz perlítica.

Una rápida solidificación, debida a tamaños de sección delgada o medios de moldeo altamente conductores, puede dar lugar a un mayor subenfriamiento, logrando que la solidificación comience a una temperatura inferior a la temperatura eutéctica esperada para una composición dada. Esto puede resultar en una modificación de la forma del grafito del tipo A al E. La figura 1.14 muestra la relación que hay entre la velocidad de enfriamiento y el tipo de grafito que se obtiene (clasificado según la norma ASTM A 247).

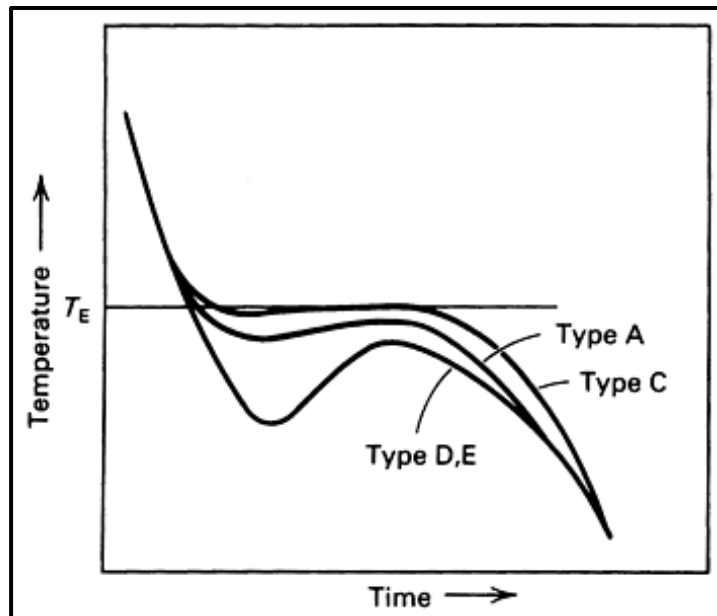


Figura 1.14: Influencia de la velocidad de enfriamiento en el tipo de grafito en escamas. [2]

1.1.2.6.6 Estructura de Solidificación

En una fundición hipereutéctica, la solidificación comienza con la precipitación de grafito en forma de láminas cuando se llega a la temperatura de líquidus. Estas láminas crecen y se engrosan a medida que se continúa el enfriamiento, dejando un líquido de menor contenido de carbono hasta que este llegue a la composición del eutéctico. Cuando la temperatura baja a la temperatura del eutéctico, el líquido restante solidifica como una estructura eutéctica de austenita y grafito. El grafito eutéctico resultante es más fino que el grafito proeutéctico.

En una fundición hipoeutéctica, la solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita proeutéctica. A medida que la temperatura disminuye, las dendritas crecen tomando carbono del líquido remanente, debido a que las dendritas proeutécticas son de una composición de menor carbono que la aleación de partida. Cuando el contenido creciente de carbono y la temperatura decreciente alcanzan los valores eutécticos, empieza la solidificación eutéctica.

En la solidificación eutéctica a medida que se extrae el calor las dendritas de austenita crecen e interactúan con las láminas de grafito. En este caso, a diferencia de la fundición nodular, el grafito y la austenita forman “colonias eutécticas” en las que ambas fases están en contacto con el líquido y presentan un crecimiento cooperativo [3]. La figura 1.14 ilustra el modo de solidificación antes descrito.

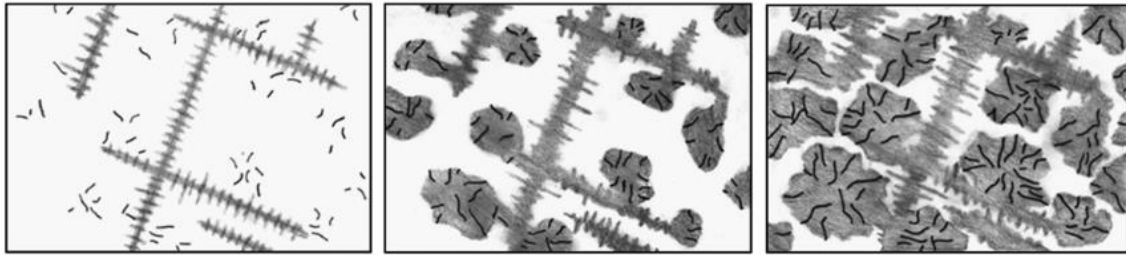


Figura 1.14 esquema de la solidificación eutéctica de la fundición gris. [3]

1.2 Porosidad en Piezas Coladas

La porosidad en piezas coladas es ocasionada principalmente por dos fenómenos. Uno de ellos es la disminución de la capacidad de disolver gases que quedan atrapados durante la solidificación, fenómeno llamado porosidad por gas. El otro proceso es debido a una deficiencia en la alimentación requerida para compensar la contracción del metal durante la solidificación y el enfriamiento, y se lo denomina porosidad por contracción.

Modelos recientes suponen la interacción entre ambos procesos. Cuando el poro de gas aparece en la zona pastosa, luego de la coherencia dendrítica, éste es atrapado. Cuando el flujo del metal se bloquea a través del frente de solidificación, el poro se convierte en un punto de inicio de la micro-contracción. Así, la formación de micro-contracciones depende de la nucleación y crecimiento de micro poros.

1.2.1 Porosidad por Gas

Durante el enfriamiento y solidificación del líquido, el gas disuelto es eliminado a través del líquido. Puede producirse la formación de una burbuja de gas si la presión crítica es superada. Dicha burbuja flota y si no puede encontrar una superficie libre esta interacciona con la interfase sólido-líquido formando un poro de gas.

1.2.2 Porosidad por Contracción

Las transformaciones que sufre el metal durante la solidificación y el posterior enfriamiento son responsables de una serie de contracciones que inducen defectos. Tales defectos tienen un impacto negativo en la economía de la producción de piezas

coladas; sus consecuencias van desde elevados costos de retrabajado hasta desechar la pieza.

El metal fundido en el horno ocupa un volumen mayor que en estado sólido, siendo éste un problema importante a la hora de colar el metal en un molde.

Hay tres diferentes tipos de contracciones a tratar, como ilustra la figura 1.15. Las mismas son contracción en estado líquido, contracción de solidificación y la contracción en estado sólido [4].

A medida que se reduce la temperatura, el metal en estado líquido se contrae, reduciendo su volumen linealmente.

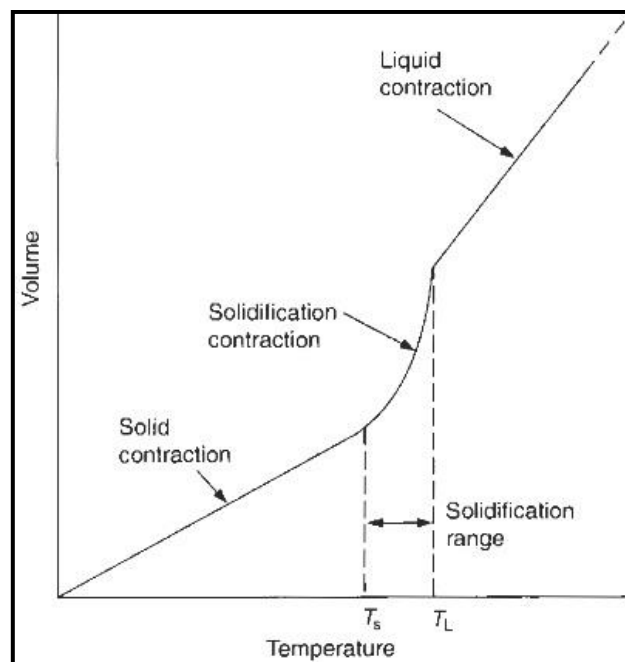


Figura 1.15: Contracciones del metal al enfriarse y solidificar. [4]

En procesos de colada la contracción del líquido no genera grandes inconvenientes, ya que el líquido que compensa esta pequeña reducción en volumen puede ser provisto sin dificultad con la extensión del tiempo de llenado, o por un pequeño aumento del volumen del alimentador.

Por otra parte, la contracción durante la solidificación es bastante más compleja, debido a la mayor densidad del sólido comparada con la del líquido. La dificultad de reponer el volumen de metal que se contrae a través de los canales de alimentación es

el principal problema, que desencadena la presencia de porosidad como resultado de la alimentación deficiente.

La etapa final de la contracción en el estado sólido puede causar otra serie de problemas. A medida que la temperatura disminuye, la pieza tiende a reducir su tamaño. Esta reducción se puede ver limitada por el molde, o por partes de la misma pieza que hayan solidificado anteriormente y que no permiten una contracción libre. Esto conduce a una deformación plástica de la pieza, y a dificultades para predecir la sobredimensión de la pieza a fin de obtener las dimensiones finales requeridas. La restricción del molde durante la contracción de estado sólido también puede conducir a problemas más localizados tales como desgarramiento o agrietamiento en caliente de la pieza colada.

Las fundiciones de hierro grises, con carbono a partir de 3,6%, presentan un aumento en el volumen debido a la precipitación de la fase grafito de baja densidad, mejor conocida como expansión gráfitica, como puede observarse en la figura 1.16. Esta expansión gráfitica disminuye en cierta medida la alimentación extra necesaria, ya que compensa la contracción debida al enfriamiento. Este fenómeno no se da en fundiciones blancas donde tenemos fase carburo y no grafito libre.

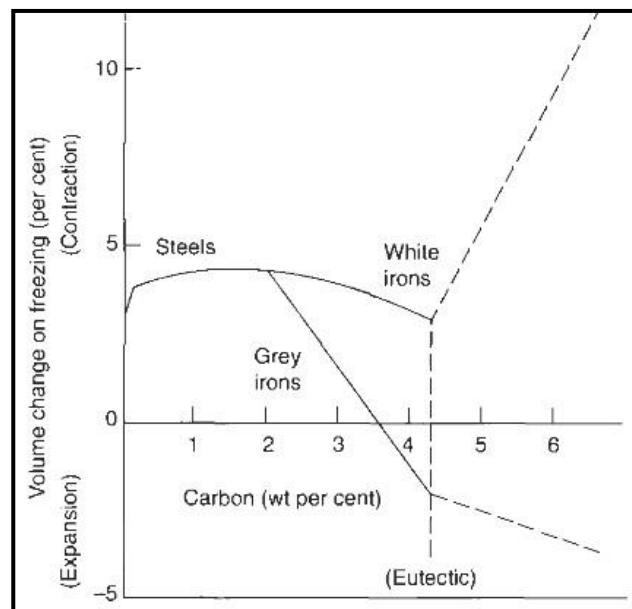


Figura 1.16: Cambio volumétrico vs carbono equivalente, fuente Campbell [4]

Los defectos de contracción denominados macrorrechupes concentrados son consecuencia de un déficit de masa durante el enfriamiento en estado líquido y en la solidificación, resultando en un faltante de material en la pieza.

Por otro lado, cierta bibliografía [5] reporta que los macrorrechupes y microrrechupes dispersos en el interior de la pieza deben su origen a la nucleación y crecimiento en la zona pastosa. Estos defectos dependen del nivel de gases y la cantidad de impurezas. La diferencia entre uno y otro es el tamaño de los mismos.

1.2.3 Comienzo de la Porosidad de Contracción

Para que sea posible la formación de un poro interno se debe alcanzar una tensión hidrostática en zonas difíciles de alimentar, algo que no sucederá si la alimentación es adecuada y el metal no posee gases ni impurezas.

La porosidad interna por nucleación en piezas coladas se inicia cerca del centro térmico de la colada, lejos de la superficie.

La presencia de poros ocurrirá en zonas con líquido remanente sin alimentación. Los sitios preferentes para la nucleación de los mismos son aquellos donde se encuentran las impurezas. Los óxidos e inclusiones complejas, las cuales consisten en fases líquidas de baja tensión superficial son sumamente favorables para iniciar la formación de porosidad.

A medida que el líquido solidifica entre los brazos dendríticos, su volumen disminuye. Si la tensión en el líquido no es compensada por una deformación en sus alrededores y aumenta de manera tal que alcanza el valor crítico de tensión, aparecerá un poro.

1.2.4 Crecimiento de un Poro de Contracción

El crecimiento de un poro de contracción resulta de manera casi instantánea, es decir, el poro de un momento a otro tiene un tamaño considerable semejante al final. Luego crece a una velocidad controlada por la tasa de solidificación, dependiendo directamente de la extracción de calor que realiza el molde.

1.2.5 Sistemas de Alimentación

El sistema de alimentación es un conjunto de canales dentro del molde a través de los cuales se debe llenar las piezas del molde de manera completa, evitando la entrada de óxidos (escorias), la erosión del molde y favoreciendo la salida de gases.

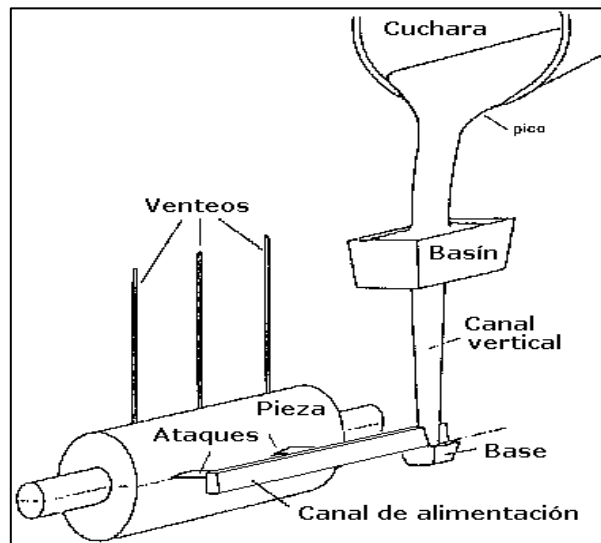


Figura 1.17: Elementos habituales de un sistema de alimentación. [6]

Los componentes habituales de un sistema de alimentación se aprecian en la figura 1.17. El basín de colada recibe el chorro de metal que el operador vuelca desde la cuchara, facilitando al operador conducir el chorro de metal dentro del molde.

El canal de bajada es el enlace entre la entrada de metal hasta el plano donde se une con un canal horizontal que permite distribuir el líquido hacia las partes seleccionadas. A medida que el líquido desciende, adquiere mayor velocidad, debiendo disminuir el área para disminuir la aspiración de aire.

La base del canal de bajada tiene el objetivo de disminuir en gran medida la velocidad del fluido, para realizar un ingreso laminar al canal de alimentación. Dicho canal es el encargado de distribuir el metal en las piezas. En general es horizontal, de sección rectangular y se diseña buscando un flujo que llene correctamente la pieza y permita separar las inclusiones.

El ataque es el lugar por el cual el metal ingresa en la cavidad donde se formará la pieza. Ubicarlo en la parte superior provoca un ingreso turbulento del metal con posible erosión y gases atrapados, mientras que un ataque inferior disminuye erosiones y turbulencias debido a que el fluido ingresa de manera gradual, el cual se suele corregir mediante realimentación.

Para diseñar el sistema de alimentación, y su realimentación de ser necesaria, se deberán considerar los siguientes aspectos importantes y objetivos particulares:

- ❖ El metal deberá entrar a la cavidad de moldeo con la mínima turbulencia posible, y desarrollar un flujo lo más laminar posible, para evitar que las turbulencias atrapen aire, incrementen la formación de óxido y/o erosionen el molde.
- ❖ Evitar que el primer chorro quede en la cavidad de moldeo por estar más frío y arrastrar más impurezas.
- ❖ La distribución del metal debe ayudar a una correcta solidificación y asistir de esta manera al sistema de realimentación, permitiendo que la mazarota solidifique al mismo tiempo o después de la pieza colada, además de poseer la cantidad de líquido suficiente para contrarrestar la contracción.
- ❖ El sistema deberá incorporar trampas que separen inclusiones no metálicas que vienen con el flujo de metal líquido, generalmente por medio de filtros.
- ❖ La unión entre la pieza y la mazarota no debe generar un punto caliente, ya que produce porosidad debajo de la mazarota.
- ❖ Se debe generar una presión metalostática tal que evite la formación de cavidades dentro del molde.

No siempre resulta necesaria la presencia de una mazarota, ya que depende de la forma de la pieza y de la contracción esperada y su lugar dentro del sistema de alimentación.

1.2.6 Diseño de Sistemas de Alimentación

Para el cálculo del diseño inicial, se comienza determinando la sección de estrangulamiento. En función de la experiencia y de resultados, hay varias fórmulas para ajustar un tiempo de llenado razonable [6]:

$$P < 200 \text{ Kg} \rightarrow t = \sqrt{1,57 * P}$$

$$P > 200 \text{ Kg} \rightarrow t = \sqrt{P/0,45}$$

En cuanto al caudal de llenado, aproximamos la altura metalostática media de llenado con la siguiente formula, donde H es la altura desde el basín hasta la base del

canal horizontal, P la altura de la cavidad de la pieza por encima del estrangulamiento y C la altura total de la cavidad de moldeo:

$$H_m = \frac{2 * H * C - P^2}{2 * C}$$

El caudal será función de la altura metalostática media y de la sección menor del sistema, llamada estrangulamiento. Su cálculo se realiza con la siguiente ecuación, donde P es el peso de la pieza y T el tiempo de llenado anteriormente calculado:

$$A_{est} = \frac{0,33 * P}{T * \sqrt{H_m}}$$

Luego, se debe corroborar que la velocidad del flujo en el estrechamiento sea menor a la recomendada para el material a colar.

$$v = \frac{Volumen}{T * A_{est}}$$

Un punto importante en el diseño de sistemas de alimentación es la elección entre un sistema presurizado y uno no presurizado. El primero se refiere al diseño en el cual el área de estrangulamiento, es decir la mínima área de flujo que determina la velocidad de llenado, se ubica en el ataque; en el caso que la cavidad tenga varios ataques, el área será la suma de todas estas.

En el segundo caso, el área de estrangulamiento está en la base del canal de bajada, o inmediatamente después sobre el canal horizontal.

Una vez obtenida el área de estrangulamiento se calcula el área del canal de alimentación y del canal de bajada en función de la relación de áreas utilizadas.

La base suele tener un área cinco veces mayor al área de la base del canal de bajada.

1.3 Relevamiento de curvas de enfriamiento

Del relevamiento de la curva de enfriamiento se determina la temperatura a la que ocurre la transformación de fase, que se utiliza no solo para el control del procesamiento del metal fundido, sino también para la comprensión del fenómeno de solidificación.

La curva de enfriamiento obtenida durante la solidificación es una respuesta directa a los cambios de temperatura en la termocupla, que se ven afectados por el calor latente de solidificación y el calor disipado por el molde.

Una vez colado el metal, éste se enfría hasta el comienzo de solidificación de austenita primaria o de grafito proeutéctico, de acuerdo a cuál sea el carbono equivalente de la aleación. En este momento, se libera el calor latente de solidificación, causando que el líquido disminuya su tasa de enfriamiento hasta alcanzar la temperatura eutéctica.

La nucleación continúa, acompañada de una creciente liberación de calor latente, hasta que el enfriamiento se detiene a la temperatura de subenfriamiento eutéctico. A partir de este punto ocurre la recalcencia, elevándose la temperatura hasta que se establece la temperatura máxima de recalcencia eutéctica, como resultado de un balance entre el calor que extrae el molde y el que libera el metal. A medida que la solidificación eutéctica va finalizando, se reduce el calor latente liberado y la temperatura cae, hasta el punto donde la solidificación eutéctica finaliza.

Una de las utilidades de las curvas de enfriamiento es la de permitir el la determinación de los parámetros característicos del proceso de solidificación de las piezas coladas, lo cual asimismo permite validar los resultados experimentales con los obtenidos por el software de simulación (MagmaSoft).

1.4 Técnicas de Revelado

Para poder realizar los estudios de las piezas coladas existen dos técnicas de revelado: DAAS (Direct Austempering After Solidification) y ataque color para el revelado de la macroestructura y microestructura respectivamente. Estas técnicas son detalladas en la sección 1.4.1 y 1.4.2 respectivamente.

1.4.1 Revelado de macroestructura de solidificación – DAAS

Para revelar la estructura de solidificación es necesario aplicar la técnica de desmoldeo en caliente, llamado DAAS (Direct Austempering After Solidification), que se

basa en el principio de conseguir una estructura ausferrítica a temperatura ambiente a partir de la austenita de solidificación.

En la figura 1.18 se observa la técnica DAAS y un ciclo térmico de austemperizado normal:

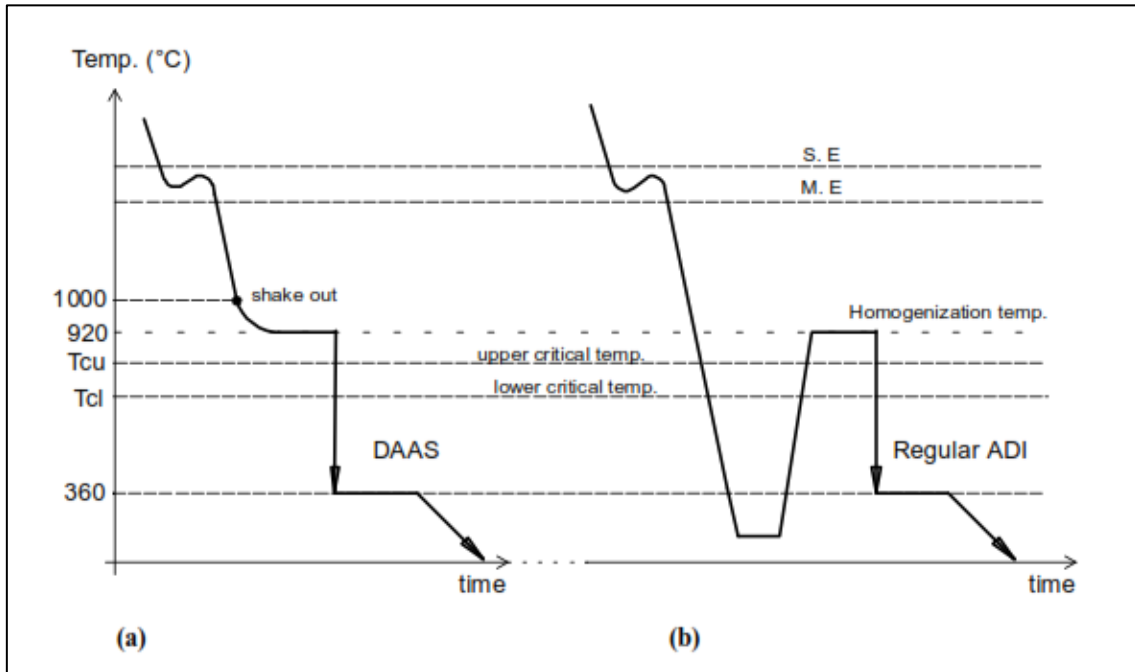


Figura 1.18: Curva de enfriamiento para llevar a cabo la técnica de revelado DAAS. [7]

Como se ve en la figura 1.18, durante el DAAS, la pieza se extrae del molde aproximadamente a 1000°C y se la introduce al horno para mantener su temperatura alrededor de los 920°C, dejando 30 minutos para que se logre homogeneizar la misma. El proceso continúa con el austemperizado en un baño de sales a 360 °C durante unos 90 minutos [7].

Como resultado de esta técnica se obtiene una microestructura con una matriz mezcla de agujas de ferrita y austenita retenida, la cual presenta la ventaja de mantener la orientación cristalina definida durante la solidificación. Para poder revelar la estructura del grano de esta austenita se la ataca con un reactivo convencional. La figura 1.19 muestra una macroestructura típica luego del DAAS y con un ataque de Picral (5%),

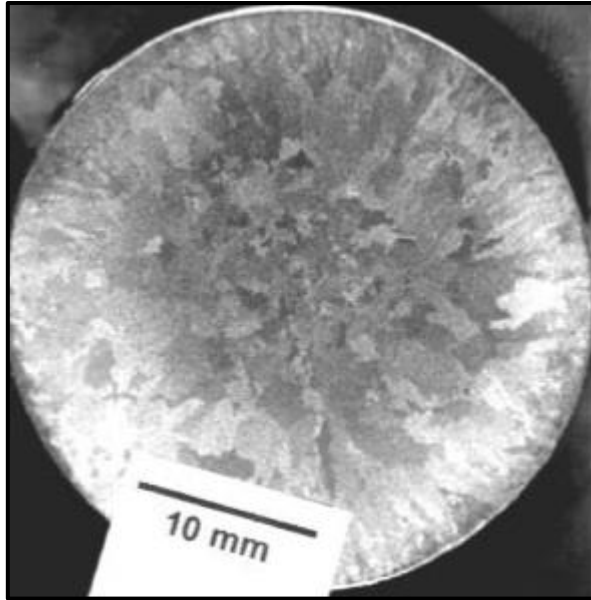


Figura 1.19: macrografía luego de DAAS y Picral (5%). [7]

Un ciclo térmico de austemperado normal (figura 1.18.b) no sería de utilidad para este caso ya que la austenita que presenta este tratamiento se encuentra recrystalizada y no guarda relación alguna con la austenita original obtenida durante la solidificación.

1.4.2 Revelado de la microestructura – Ataque color

Estas técnicas consisten en la deposición de delgadas películas de óxidos, o productos de reacción, de distintos espesores (aproximadamente 0,04 a 0,5 μm) sobre la superficie de la muestra pulida. El espesor de las películas depositadas es función de la concentración de los elementos de aleación presentes en cada zona de la muestra metalográfica. Las diferencias de coloración aparecen como resultado del fenómeno de interferencia de la luz [8]. Este fenómeno óptico es del tipo aire-capa-metal, como se muestra en la figura 1.20:

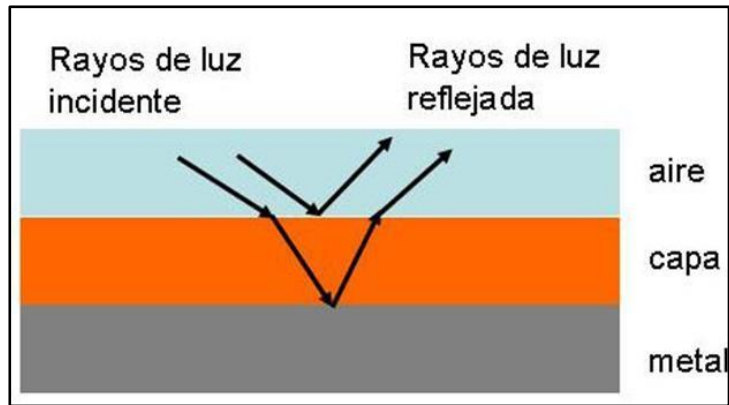


Figura 1.20: Fenómeno óptico que permite la realización del método.

Los rayos de luz que inciden sobre la superficie del metal, recubierta por una capa, pueden ser reflejados por la superficie de la capa o por la superficie del metal, obteniéndose un efecto de interferencia de la luz que depende de la longitud de onda de la luz en el aire, del espesor de la capa y del índice de refracción en la capa.

Mediante esta técnica de ataque color se pueden revelar las últimas zonas en solidificar (zonas micro-segregadas), lo que permite evidenciar la estructura de solidificación de la fundición estudiada. En la figura 1.21 se ve una estructura revelada mediante esta técnica, en la que con una flecha se marcan las zonas micro-segregadas.

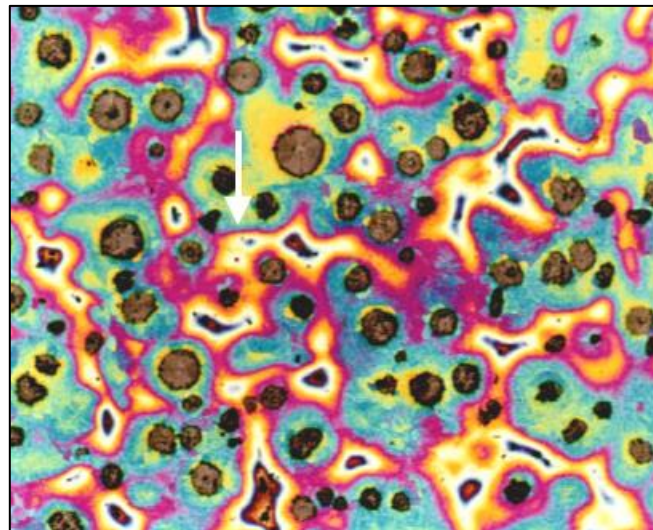


Figura 1.21: micrografía resultante de ataque color a una fundición nodular. [10]

1.5 Trabajos previos referidos a “Porosidad en Fundiciones con Grafito Libre”

Por medio del empleo de las técnicas de DAAS y Ataque Color la DMI ha podido interpretar y caracterizar la estructura de solidificación de fundiciones nodulares de distintas composiciones. Esto ha permitido postular un modelo de solidificación para este tipo de fundiciones, el cual tiene sustento a partir de la evidencia experimental obtenida.

El modelo en cuestión propone que la estructura de solidificación de la fundición nodular presenta un patrón dendrítico, tanto para fundiciones nodulares hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas. El crecimiento dendrítico de la austenita domina la solidificación de la fundición nodular, ya que las dendritas crecen hasta un tamaño relativamente grande y definen el tamaño del grano, por lo que las unidades de solidificación están entonces formadas por grandes dendritas de austenita que contienen un gran número de nódulos de grafito en su interior [9].

Considerando las evidencias metalográficas obtenidas, ha sido posible proponer el modelo de solidificación eutéctica esquematizado en la figura 1.22. En el mismo se plantea que la solidificación eutéctica comienza con la nucleación independiente de austenita dendrítica y nódulos de grafito.

A medida que la fracción sólida se incrementa, los brazos dendríticos entran en contacto con los nódulos y los envuelven. De esta manera, la austenita se mantendrá en contacto con el líquido circundante, pero no así los nódulos de grafito, cuyo crecimiento posterior se producirá por difusión de carbono desde el líquido hacia los nódulos, a través de la capa de austenita formada.

La estructura final de solidificación, correspondiente a un grano de austenita con numerosos nódulos de grafito en su interior se muestra en la figura 1.21 (sección 1.4.2).

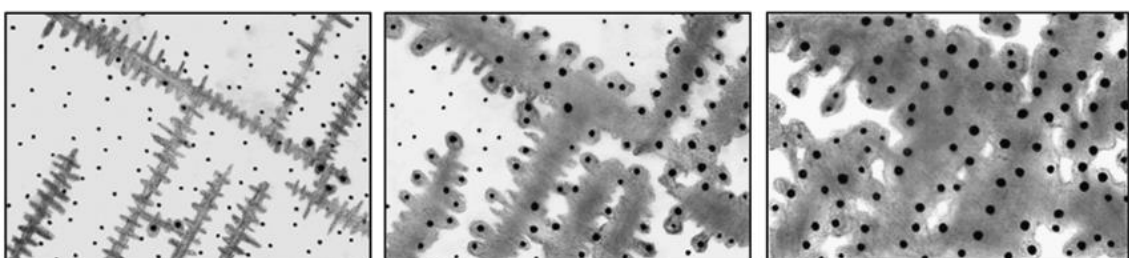


Figura 1.22: esquema de solidificación fundición nodular. [3]

Ya conocida la estructura de solidificación de la fundición nodular, la investigación se orientó a relacionar la estructura de solidificación con la formación de microrechupes por contracción [11]. En la figura 1.23 se observa una imagen obtenida a partir de microscopía electrónica de barrido (SEM) sobre una superficie de una pieza de fundición nodular que presentó porosidad. En la misma se puede ver que la porosidad de contracción se presenta con una clara geometría de brazos interdendríticos y que estos últimos presentan una forma más esférica debido a los nódulos de grafito que tienen en su interior.

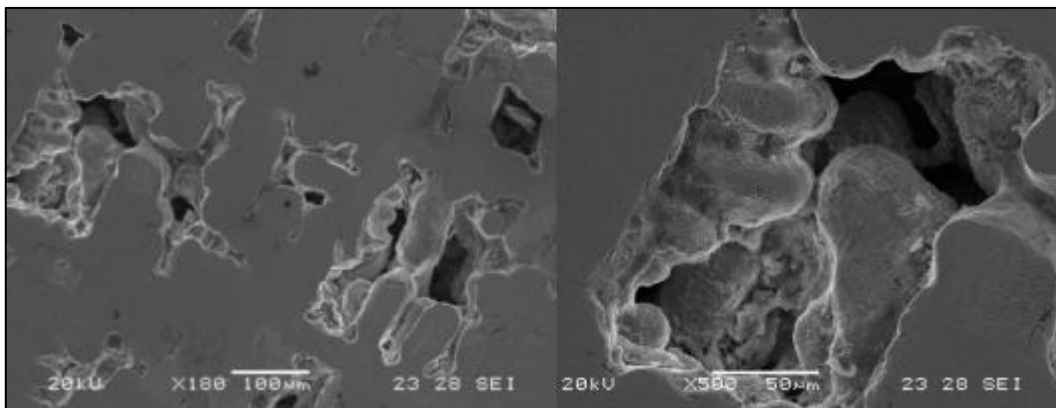


Figura 1.23: micrografía electrónica de una pieza porosa de fundición nodular. [11]

Lo que se concluye de la figura 1.23 es que la porosidad de contracción se da en las regiones LTF, es decir, los bolsillos líquidos que se generan por la convergencia de los brazos de las dendritas deformadas por los nódulos de grafito.

En cuanto a la fundición laminar, el mecanismo de crecimiento austenítico en morfología de dendritas es similar al observado para fundiciones nodulares. La principal diferencia se presenta en la manera de interactuar de la austenita con los precipitados de grafito laminar durante el eutéctico. De trabajos previos, se sabe que los defectos se forman dentro de la red dendrítica interconectada, entre los brazos dendríticos, y la forma de las cavidades siguen el mismo patrón. Esta descripción se ve en la figura 1.24, en la cual se observa la distribución de porosidad por contracción de una muestra realizada por [12]. También de otros estudios se concluyó que las zonas donde se sitúa la porosidad se encuentran entre los granos primarios de austenita, siendo estos siempre de morfología dendrítica. El mapa de EBSD que se presenta en la figura 1.25

muestra lo mencionado anteriormente, donde las zonas negras corresponden a porosidad por contracción y los diferentes grises representan los distintos granos primarios de austenita [13].

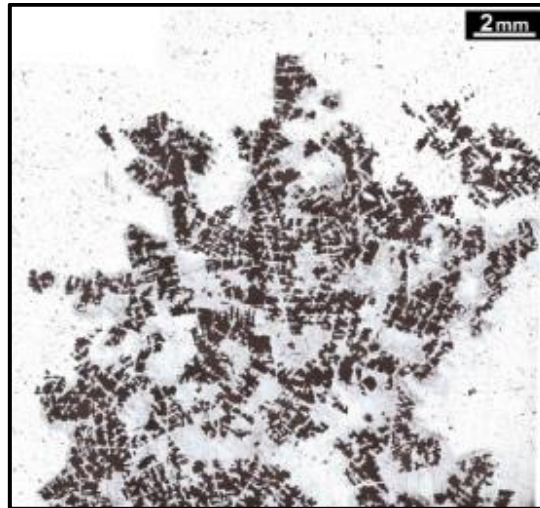


Figura 1.24: distribución de porosidad por contracción [12].

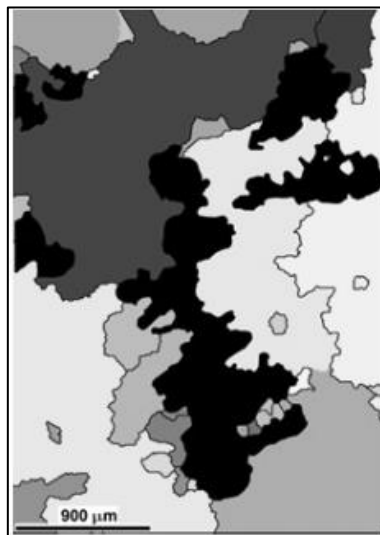


Figura 1.25: Posición de la porosidad de contracción relativa a la macroestructura [13].

De los ensayos realizados se concluyó que entre los factores que afectan a la porosidad de contracción se encuentran:

- ❖ Cantidad de Fosforo: a mayores concentraciones de este elemento es mayor la porosidad, debido a que reacciona con el hierro formando mayor cantidad de zonas LTF sin posibilidad de realimentación.

- ❖ Cantidad de Carbono: Al aumentar el %C decrece la porosidad debido a la mayor cantidad de grafito presente en la muestra, el cual se expande durante la solidificación.
- ❖ Inoculación: la cantidad de inoculación controla la solidificación y nucleación de las células eutécticas. Una baja inoculación implica grandes células, y por ende regiones LTF más grandes debido al espaciado entre los brazos de las dendritas.

1.6 Conclusión de revisión bibliográfica

A partir de la revisión bibliográfica, en especial de la sección 4.5 (trabajos previos referidos a porosidad en fundiciones de grafito libre), se puede apreciar que la información acerca de la formación de porosidad por contracción en fundición laminar es limitada.

Debido a la gran aplicación de este tipo de fundición, se hace evidente la necesidad de comprender la formación de las cavidades de contracción para evitar su aparición y de esta manera obtener piezas sin defectos. Si bien en algunos casos estos defectos se pueden presentar de manera que no afecte el funcionamiento del componente, en otros casos pueden ser críticos.

Por lo mencionado anteriormente se comprende que la disminución de la porosidad por contracción es un factor clave para la producción de piezas de alta calidad.

2. Definición de Parámetros de Colada

2.1 Introducción

En este capítulo se presentan los ajustes de parámetros que se realizaron en el software MagmaSoft para que los resultados de las simulaciones puedan ser comparados con las coladas experimentales a realizar.

Para ello se debió realizar en primera instancia una colada experimental de una copa de análisis térmico instrumentada, con el objetivo de obtener la curva de enfriamiento durante la solidificación del metal en la misma. A partir de la curva de enfriamiento relevada, se modificaron los parámetros de simulación del software hasta que las curvas de enfriamiento experimental y simulada sean similares, dando así los parámetros del software que validan las condiciones reales de la colada. Para ello se debió efectuar un estudio previo de los parámetros de simulación propios del software MagmaSoft y sus efectos sobre los resultados de las simulaciones.

Con estos parámetros validados se hizo posible continuar con el diseño de modelos que promuevan la presencia de porosidad en el capítulo siguiente.

2.2 Desarrollo

2.2.1 Preparación de la copa

Para obtener los parámetros del software MagmaSoft se realizó una colada experimental de fundición gris laminar en una copa de análisis térmico instrumentada con una termocupla tipo K. En la figura 2.01 se presenta una imagen de la copa mencionada.



Figura 2.01: Copa de análisis térmico.

La termocupla tipo K de la copa de análisis térmico fue conectada a una placa adquisidora de datos Lotech Personal Daq/56, la cual a su vez fue conectada a una PC mediante un puerto USB.

La copa se conectó mediante un porta copas, como se observa en la figura 2.02, el cual posee un alojamiento apropiado para este modelo de copas y un cable compensado hasta la placa adquisidora. En la colada se tuvo la precaución de proteger los conductores del metal líquido para evitar el quemado de los mismos con la consiguiente pérdida de datos.



Figura 2.02: Porta Copa de análisis térmico con y sin la copa.

Antes de comenzar con la medición de la curva de enfriamiento, se comprobó la correcta conexión y funcionamiento de la termocupla verificando que al calentar la termocupla se registre un aumento de temperatura en el software de adquisición de datos.

2.2.2 Colada experimental de la copa

A continuación se describe el proceso de colada llevado a cabo tanto para esta colada inicial como para las demás desarrolladas para este trabajo.

Inicialmente se puso en marcha el horno y se cargó la totalidad del grafito, el arrabio y parte de la chatarra de acero, mientras por otro lado se colocaba la cuchara en el precalentador para su necesario calentamiento.

Una vez fundida la primera carga se realizaron sucesivas recargas de chatarra, aleantes y ferrosilicio hasta completar la totalidad de la misma.

Luego de tener el horno cargado, se tomó la primera muestra de composición química y se agregaron los elementos necesarios para intentar llevar la muestra a la composición deseada. El proceso se repitió una vez más, tomando una segunda muestra

y agregando nuevamente los aleantes necesarios para obtener la composición química deseada.

Con toda la carga en estado líquido se efectuó un sobrecalentamiento hasta 1500°C, temperatura a la cual se vació el contenido del horno en la cuchara.

Durante el traspaso del metal líquido desde el horno a la cuchara, colocó el inoculante (FeSi), en una cantidad igual al 0,35% del peso de metal en la cuchara. Una vez hecho esto se procedió a colar.

El tiempo de llenado de la copa fue de aproximadamente 0,6 segundos, siendo el mismo determinado mediante un video de la colada. Los datos recolectados fueron graficados en la figura 2.03. En la tabla 6 se muestran los valores de los puntos de mayor relevancia de la curva de enfriamiento.

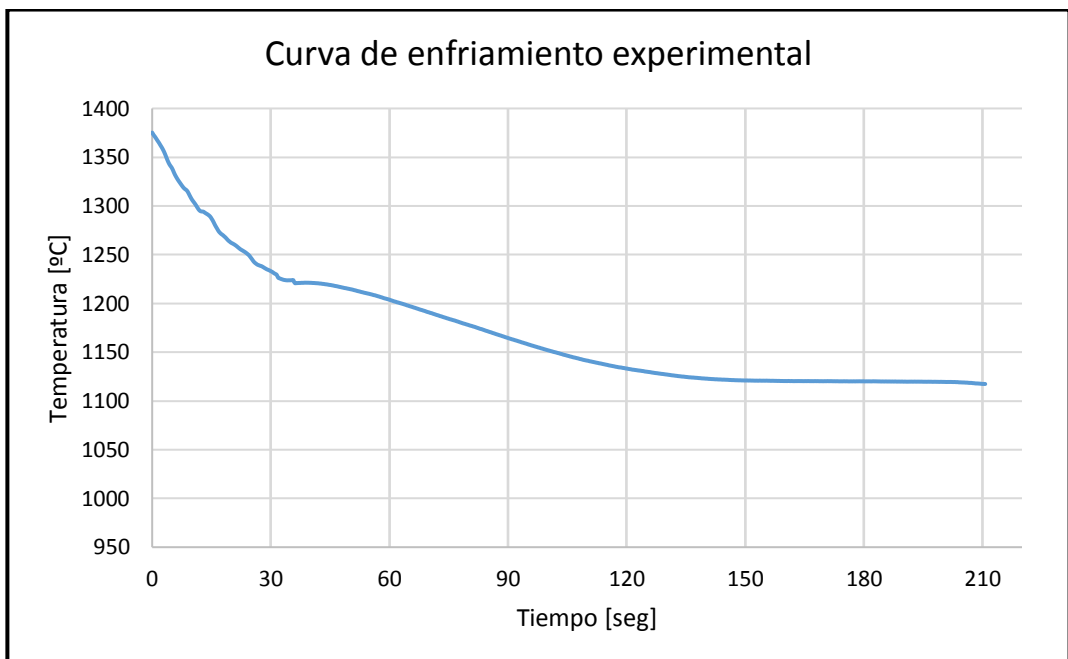


Figura 2.03: Curva de enfriamiento experimental de la copa.

Temperatura en Tiempo 0	1370 °C
Temperatura de Líquidus	1227 °C
Temperatura eutéctica	1120 °C

Tabla 6: Puntos Característicos de la Curva Experimental.

2.2.3 Modelado de la copa

Con el fin de llevar a cabo la simulación computacional de la solidificación del metal en la copa de análisis térmico se realizó la medición de las dimensiones de la copa utilizada, figura 2.01, a partir de las cuales se realizó su correspondiente plano y modelado en Solidworks. En la figura 2.05 se observa el plano de la copa con la ubicación de la termocupla, señalada en rojo, y una imagen del modelado en el software de diseño.

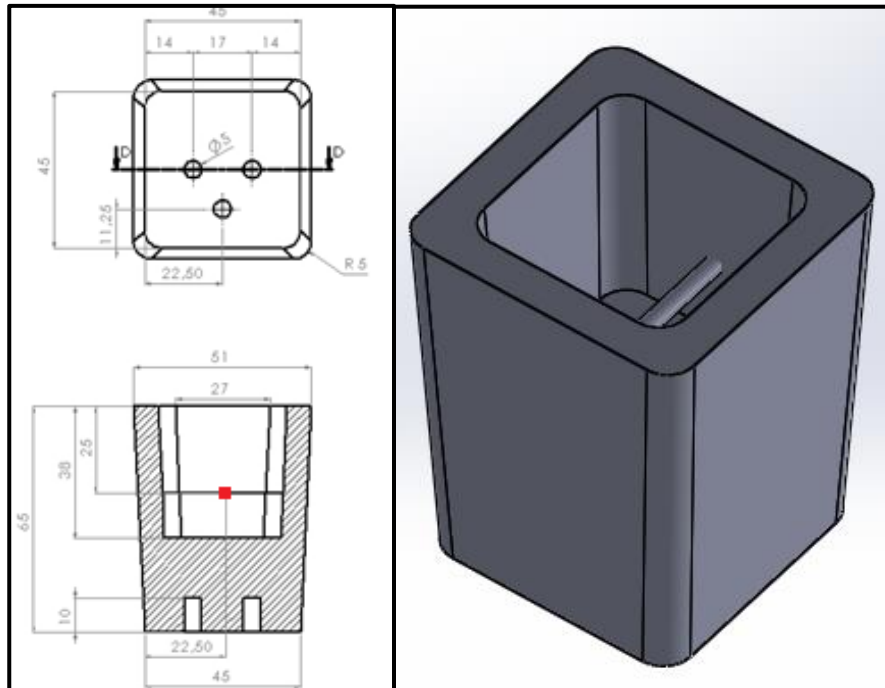


Figura 2.05: Plano y Modelado de la copa de análisis térmico.

Para poder simular la solidificación en Magmasoft se tuvo que exportar la geometría de la copa, la del metal en su interior, y la de un cuerpo en contacto con el metal que represente el contacto con el aire. En la figura 2.06 se observa el conjunto importado a MagmaSoft, en donde:

- El molde (copa) es transparente.
- El metal introducido aparece en color gris oscuro.
- El cuerpo que representa el contacto con el aire se muestra en color amarillo.
- Los puntos azules son las termocuplas.

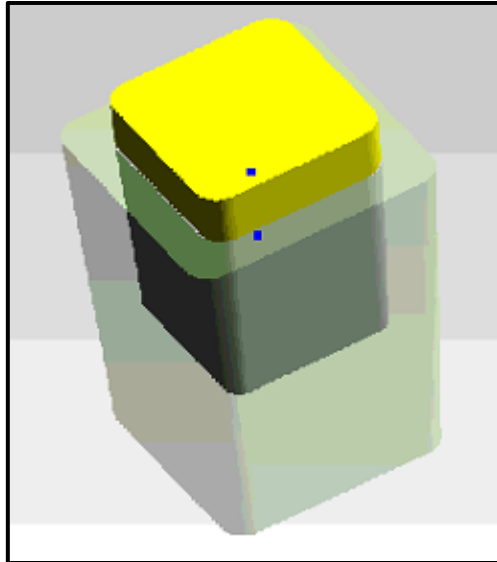


Figura 2.06: Configuración de copa con tapa.

A partir de las termocuplas colocadas en el modelado se extrajeron las curvas de enfriamiento de MagmaSoft que fueron comparadas con la experimental.

2.2.4 Simulación de la solidificación en la copa

A partir del modelo desarrollado se continuó con la simulación de la solidificación de la copa en MagmaSoft, modificando los parámetros del software hasta obtener semejanza entre la curva de enfriamiento experimental, figura 2.03, y la simulada.

Los parámetros que se tuvieron en cuenta para lograr un buen ajuste fueron principalmente los siguientes:

- Temperatura de llenado.
- Eficiencia de la alimentación.
- Rendimiento de la inoculación.
- Precipitación de grafito.
- Calor latente.
- Conductividad térmica del molde.
- Coeficientes de transferencia de calor.
- Composición Química.

A continuación se detalla el proceso que se realizó para conseguir la semejanza entre la curva real y la simulada. Como primer paso se efectuó la simulación de la

solidificación de la copa de prueba con la composición química utilizada en la colada, la cual se cargó al software para tal fin.

La figura 2.07 muestra el material base del Magma, GJL 350, modificado con la composición química de la colada experimental.

Material: Reall-2.78C-1.96S					
Iron Composition					
Carbon	2.7800	%	Tin	0.0000	%
Silicon	1.9600	%	Magnesium	5.0000e-003	%
Manganese	0.0900	%	Molybdenum	0.0110	%
Phosphorus	0.0300	%	Nickel	0.0360	%
Sulfur	0.0150	%	Cerium	0.0110	%
Chromium	0.0300	%	Antimony		%
Copper	0.0190	%	Nitrogen		ppm

Figura 2.07: Material con la composición química modificada.

Para modelar el contacto del metal con el aire en MagmaSoft se siguieron los pasos que se detallan a continuación:

- 1- La “tapa” fue definida con la opción “user defined” al efectuar la importación al MagmaSoft, figura 2.08.

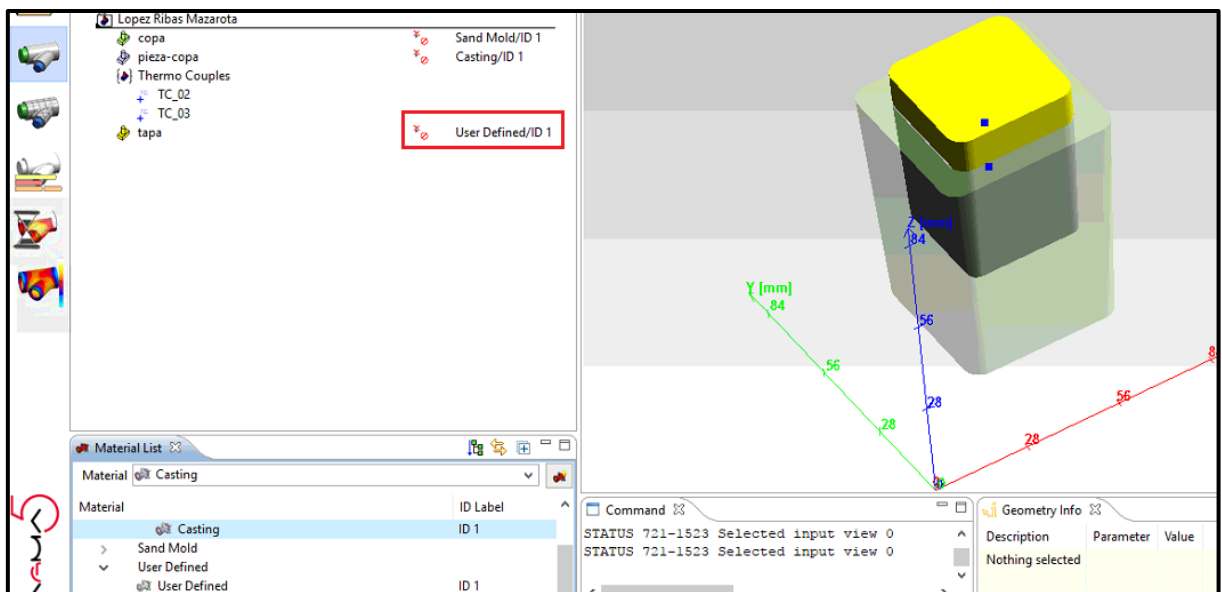


Figura 2.08: Captura de imagen de MagmaSoft en pestaña de geometría.

- 2- En la pestaña definición de materiales, se utilizó la opción EXTBOUNDARY para representar la tapa y Arena Molde para la copa. En la figura 2.09 se observan los materiales utilizados.

Material	Mat Id	Database/File name	Initial Temperature (°C)
Cast Alloy		Project/Reall-2.78C-1.96S	1400.0
Sand Mold		User/Arena_Molde	20.0
User Defined		Project/EXTBOUNDARY	20.0

Figura 2.09: Interfaz de la pestaña Definición de Materiales de MagmaSoft.

- 3- Por último, para los coeficientes de transferencia de calor se utilizó la opción OPENFEEDER para definir la transferencia de la pieza con aire y HA_steel-mold (modificado) con la copa, figura 2.10.a. En la figura 2.10.b muestran los valores del coeficiente HA_steel-mold.

Material 1	Mat Id	Material 2	Mat Id	Database/File name	Type
Cast Alloy		Sand Mold		Project/HA_steel-mold	Temperature Dependent HTC
Cast Alloy		User Defined		Project/OPENFEEDER	Temperature Dependent HTC

Figura 2.10.a: Interfaz de la pestaña Transferencia de Calor de MagmaSoft.

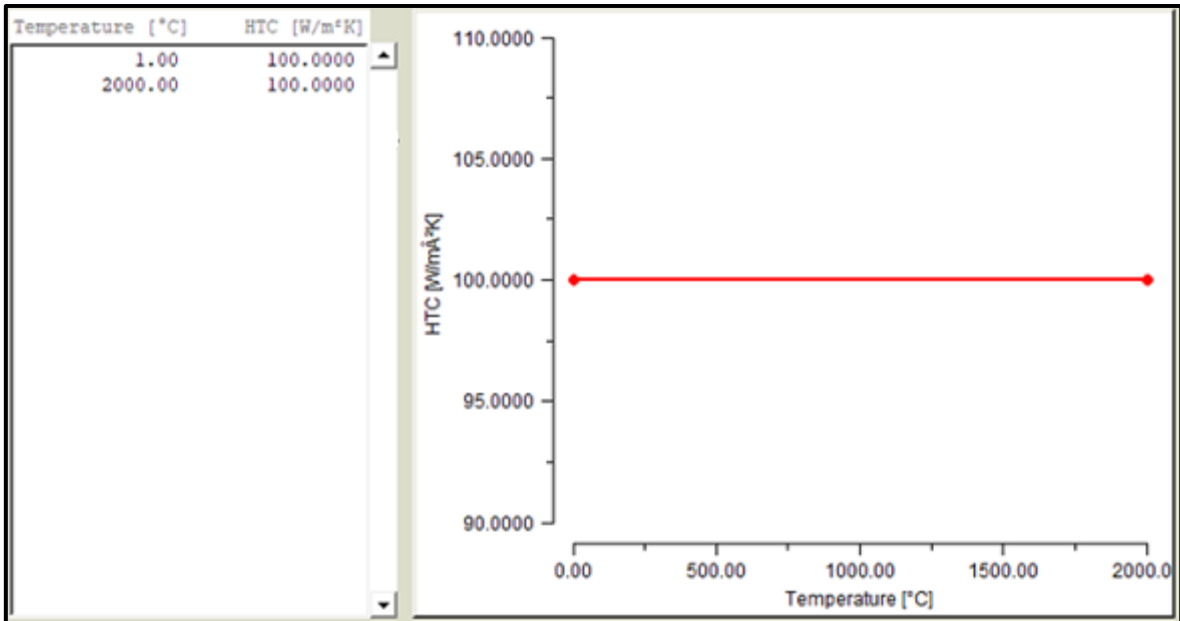


Figura 2.10.b: Gráfico HTC HA_steel-mold, un HTC basado en Steel-sand modificado.

A partir de estos parámetros se obtuvo la curva de enfriamiento de la figura 2.11, la cual se compara con la curva experimental. Entre ambas curvas se presenta una diferencia en la temperatura de sólidos de aproximadamente 25 °C, además de una diferencia en la tasa de extracción de calor, siendo menor la obtenida en MagmaSoft.

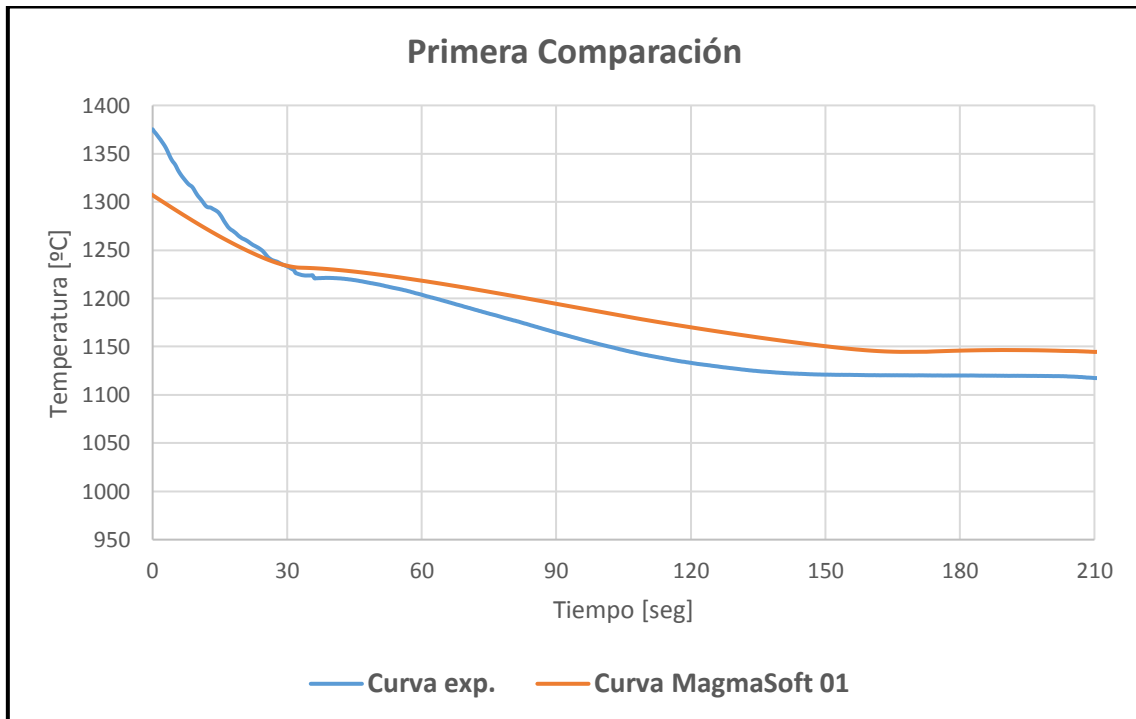


Figura 2.11: Curva real vs Curva Magma con CQ real e inoculación alta.

Para mejorar el ajuste se efectuó una modificación en los valores del tratamiento de inoculación del software. Al bajar el nivel de inoculación se obtiene un mayor

subenfriamiento, consiguiendo de esta manera el descenso en la temperatura del eutéctico. En la figura 2.12 se ve la configuración inicialmente utilizada y en la figura 2.13 la modificación de estos parámetros.

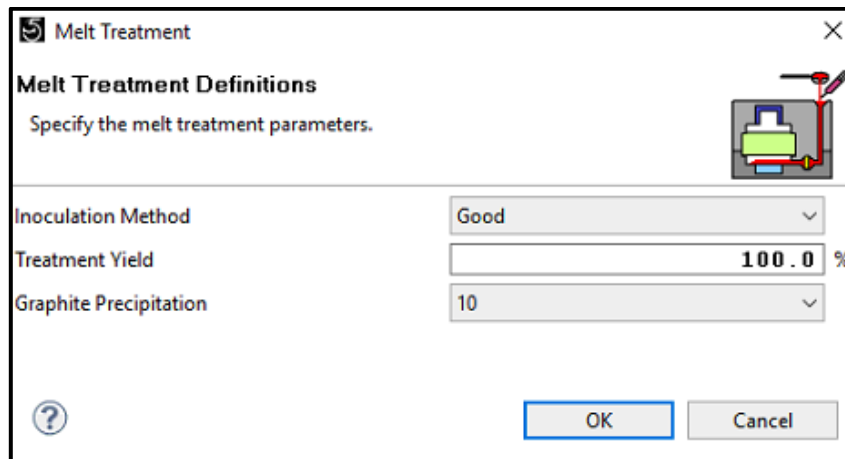


Figura 2.13: Definición de tratamiento térmico inicial.

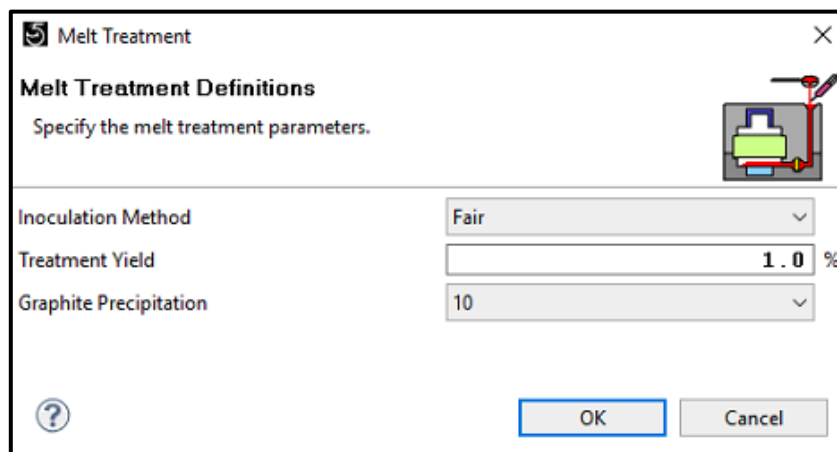


Figura 2.14: Definición de tratamiento térmico modificado.

Como resultado de esta modificación se obtuvo la curva que se muestra en la figura 2.15.

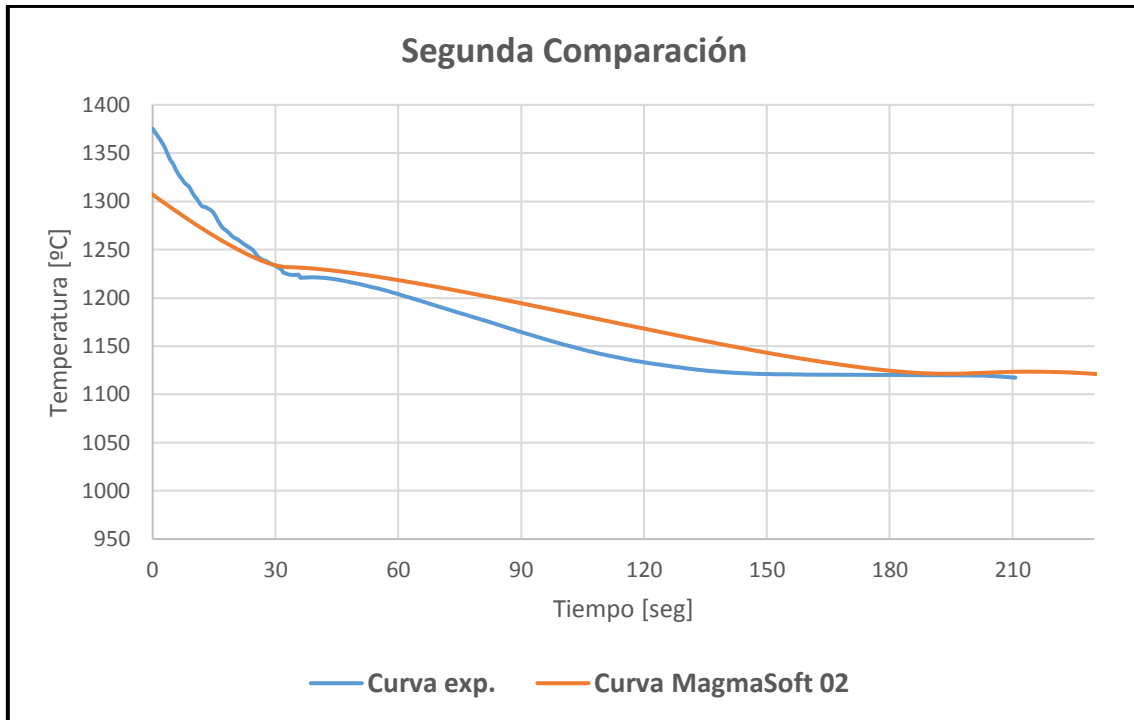


Figura 2.15: Curva real y Curva Simulada con baja inoculación.

La modificación del parámetro de la inoculación permitió disminuir la temperatura del eutéctico y obtener una curva más parecida a la experimental. Con la configuración de parámetros seleccionada se llegó a una buena aproximación de las temperaturas líquidas y sólidas.

Sin embargo, sigue apareciendo una diferencia en la velocidad de enfriamiento entre el caso real y el modelo del software. Por este motivo se modificó el coeficiente de transferencia de calor OPENFEEDER y el valor de conductividad térmica EXTBOUNDARY, de manera tal que permita una mayor extracción de calor y lograr así un mejor ajuste de las curvas. Las figuras 2.11 y 2.12 muestran la modificación realizada sobre los valores originales de OPENFEEDER Y EXTBOUNDARY respectivamente.

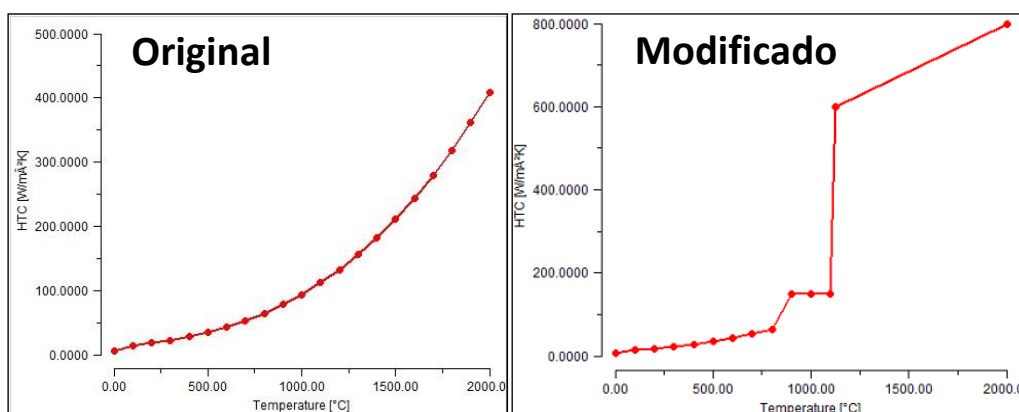


Figura 2.11: Coeficiente de transferencia de calor OPENFEEDER original y modificada.

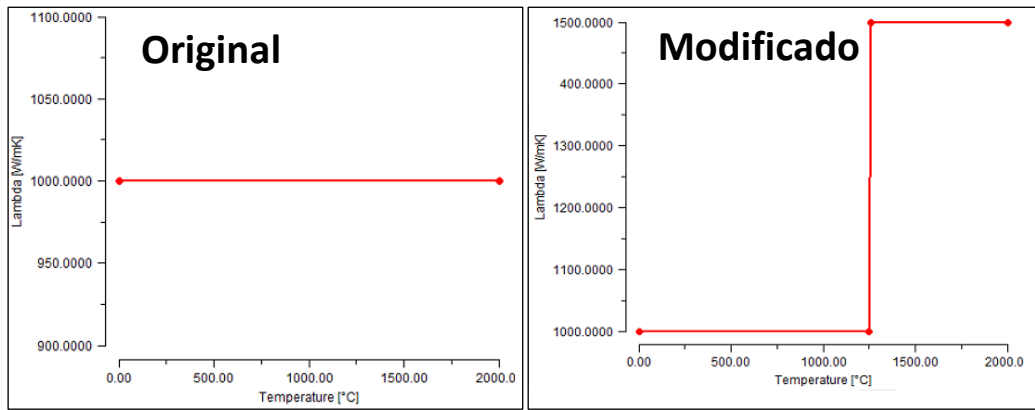


Figura 2.12: Conductividad térmica EXTBODY original y modificada

Como se observa en las figuras 2.11 y 2.12, se modificaron los parámetros de forma tal que se obtenga una mayor extracción de calor a mayor temperatura. Los resultados de tales modificaciones se ven en la figura 2.13, donde se ve que finalmente el ajuste entre la curva experimental y la simulada es el apropiado.

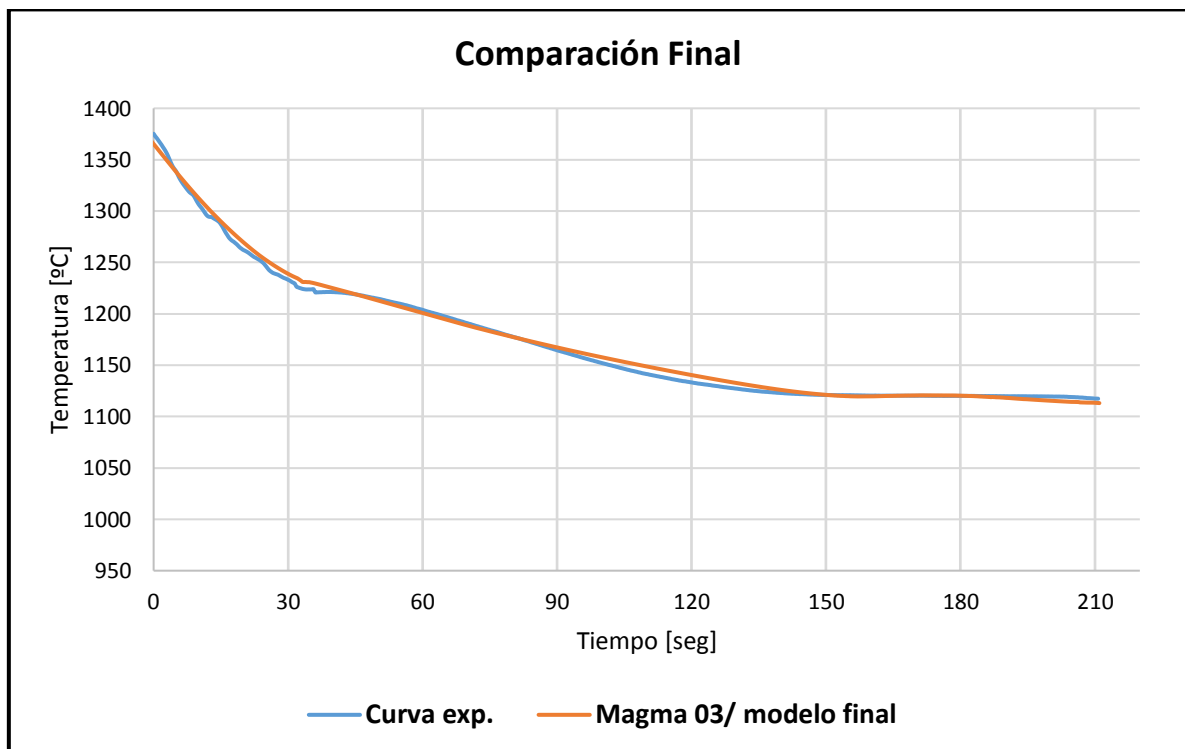


Figura 2.13: Curva real y Curva Simulada Superpuestas.

Para verificar la exactitud de la validación, se graficaron la primera derivada de la curva de enfriamiento experimental y la de la simulación, respectivamente. Esta

técnica permite comparar más fácilmente el intervalo de tiempo entre el inicio y el fin de la solidificación.

El gráfico de la primera derivada de la curva experimental se muestra en la figura 2.04. Para el cálculo se utilizó el método de diferencias finitas, a partir de la expresión 2.05 la cual fue aplicada previamente en trabajos similares [14].

$$f'(x_i) = \frac{-f(x_{i+2}) + 8 * f(x_{i+1}) - 8 * f(x_{i-1}) + f(x_{i-2}))}{12 * h} \quad (2.05)$$

Siendo:

f: función original

f': función derivada

h: paso (tiempo entre dos puntos consecutivos)

En el gráfico se marcaron el inicio y el final de la solidificación, que quedan determinados por los puntos donde la curva se hace igual a cero. Por su parte la figura 2.15 muestra el mismo procedimiento llevado a cabo sobre la curva simulada en MagmaSoft.

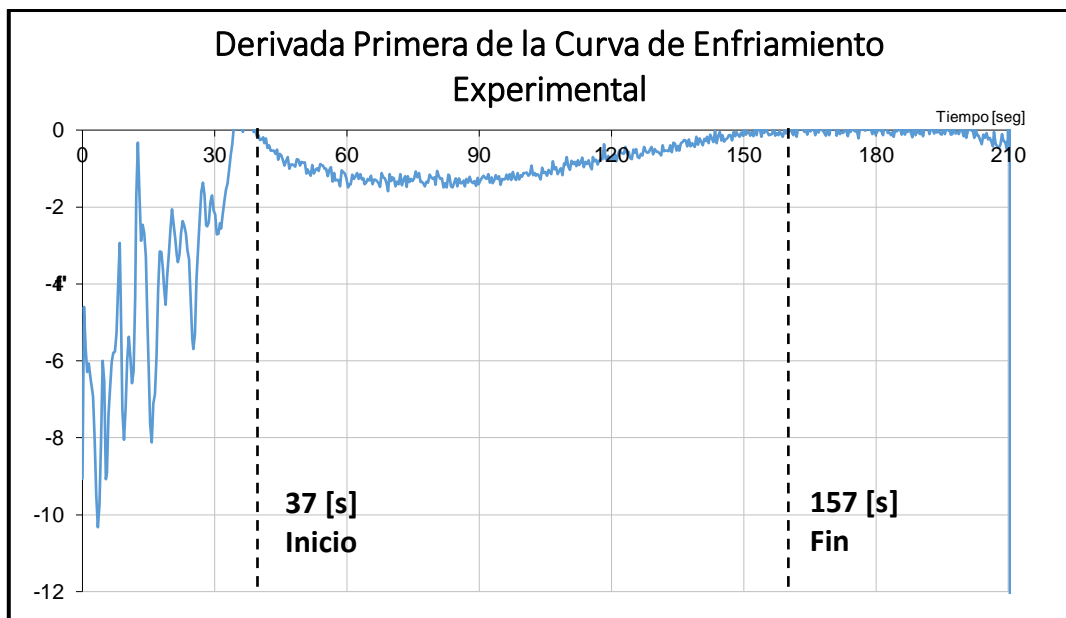


Figura 2.14: Curva de derivada primera de la curva de enfriamiento experimental.

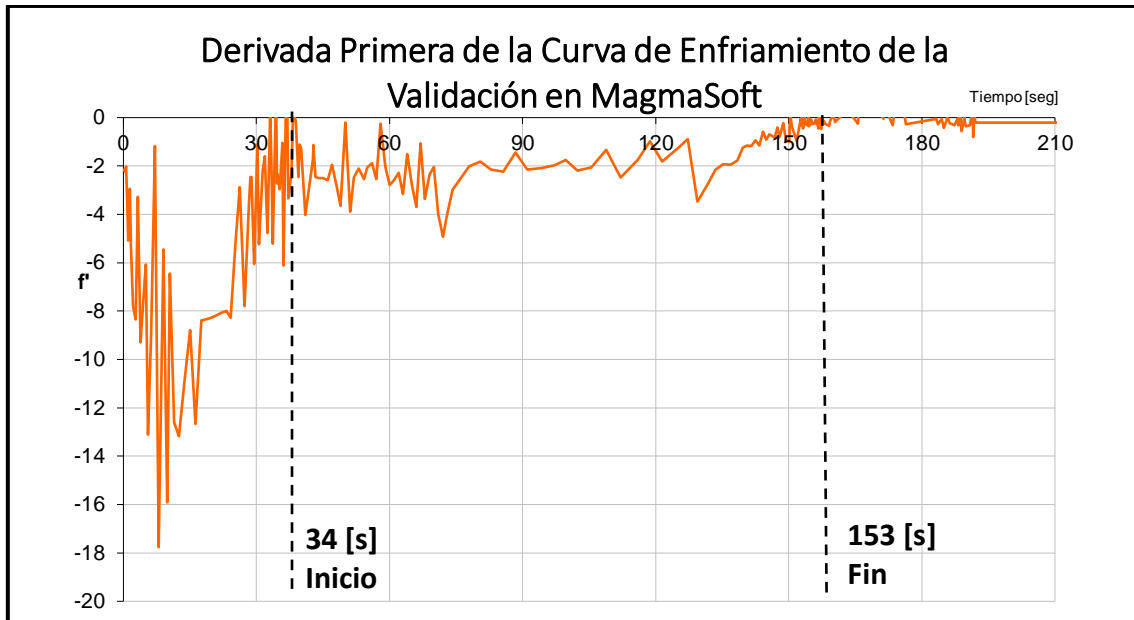


Figura 2.15: Primer derivada de la curva de enfriamiento de la última simulación.

En la curva de enfriamiento de la simulación validada en Magma, la primera derivada se hace igual a cero a los 34 segundos y luego se hace igual a cero nuevamente a los 153 segundos, correspondiendo estos instantes al inicio y al final de la solidificación, respectivamente. Esto da un tiempo de solidificación de 119 segundos. Para corroborar este valor se puede utilizar el criterio de “solidification time” del software, figura 2.16, donde se ve que aproximadamente en el punto se registró un tiempo de 121 s.

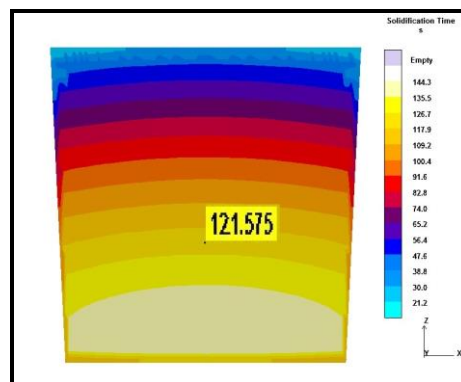


Figura 2.16: Tiempo de solidificación de la copa, según criterio “solidification time” del software.

Por su parte, en la curva experimental los tiempos de inicio y final de solidificación fueron de 37 y 157 segundos respectivamente. Esto da un tiempo de solidificación de 120 segundos. La similitud entre los tiempos obtenidos en ambas curvas permite confirmar la validez de los resultados de la simulación.

La tabla 7 resume los valores más significativos tanto de las curvas de enfriamiento experimental y simulada como de sus respectivas derivadas, y las diferencias entre dichos valores.

Parámetro	Curva Experimental	Curva simulada	Diferencia
Temperatura líquidus	1227 °C	1229 °C	2 °C
Temperatura sólidus	1120 °C	1120 °C	0 °C
Recalescencia	0 °C	1 °C	1 °C
Tiempo inicio solidificación	37 seg	34 seg	3 seg
Fin solidificación	157 seg	155 seg	4 seg
Tiempo solidificación	120 seg	121 seg	1 seg

Tabla 7: Parámetros curva experimental y simulada.

2.3 Conclusión

A partir del análisis de las diferencias mostradas en la tabla 7 (sección 2.2) se puede concluir que se obtuvo una aproximación correcta de la curva experimental utilizando el software MagmaSoft®. La similitud en la recalescencia nos indica que ambas curvas representan a una transformación eutéctica similar, siendo esto consecuencia del ajuste efectuado en la composición química de la simulación. Por su parte, la similitud en el tiempo de solidificación nos indica que los parámetros utilizados para la transferencia de calor son válidos.

De esta manera, la validación de la curva experimental permitió determinar los parámetros de simulación en el software MagmaSoft que modelan correctamente las coladas de fundición gris llevadas a cabo en la planta piloto de la DMI. Estos parámetros se emplearán en los capítulos siguientes para el diseño de los modelos que deben presentar porosidad por contracción y ser aptos para el desmoldeo en caliente.

Una nueva corroboración de la exactitud de la validación se realizará a partir de la comparación de la porosidad predicha por MagmaSoft en los diseños simulados con los parámetros validados y sus respectivas piezas coladas experimentalmente.

3. Diseño de la Probeta

3.1 Introducción

En este capítulo se presenta el proceso de diseño de varios modelos de probetas de fundición laminar capaces de presentar porosidad por contracción y de ser desmoldados en caliente para aplicar la técnica DAAS. Este último requisito consiste en que, para la correcta aplicación de la técnica DAAS, al momento de abrir el molde todas las partes de la probeta deben estar por debajo de la temperatura de sólidos (1147°C), y por encima de la temperatura crítica superior del intervalo intercrítico (ver sección 1.4.1).

Para comenzar con el diseño preliminar de las probetas se utilizó bibliografía referida al diseño de sistemas de alimentación [6]. Una vez efectuados los diseños preliminares los mismos fueron analizados y mejorados por medio de simulaciones computacionales de los procesos de llenado y solidificación, realizados mediante el software MagmaSoft.

3.2 Objetivos

Diseñar una probeta que:

- Permita obtener patrones de porosidad de contracción para el estudio de su origen y su relación con la estructura de solidificación.
- Permita el desmoldeo en caliente para aplicar la técnica DAAS, preservando así la macro y micro estructura de solidificación, logrando de esta manera analizar el mecanismo de solidificación, y la formación y ubicación de la porosidad de contracción.
- Permita el correcto llenado de las distintas geometrías, asegurando un llenado no turbulento y un fácil desmoldeo de la pieza.
- Evite la presencia de otro tipo de defectos indeseados.

3.3 Desarrollo

El diseño inicial de las probetas fue realizado según lo establecido en las secciones 1.2.5 y 1.2.6 del presente trabajo, donde se incluyen las recomendaciones para realizar un diseño libre de defectos.

Para este proyecto se han considerado las técnicas y principios que lleven a obtener las características de porosidad deseadas, manteniendo un gradiente térmico lo más homogéneo posible en la totalidad de la pieza, de forma tal de permitir el desmoldeo en caliente. Para facilitar este desmoldeo se propone emplear un molde de disposición vertical.

Luego de obtenido el diseño inicial, se comenzó con el proceso de simulaciones en MagmaSoft de forma tal de analizar el efecto que tienen ligeros cambios de la geometría de la pieza y del sistema de alimentación, tanto en las condiciones de llenado como en la solidificación de la pieza. Las simulaciones se llevaron a cabo hasta obtener las piezas que presenten los mejores resultados de acuerdo con los objetivos propuestos.

Los criterios de simulación más importantes que se consideraron durante el proceso de rediseño de la geometría fueron:

- Velocidad de llenado: se buscó obtener valores inferiores a 1 m/s, que es la velocidad recomendada para coladas de fundición con el fin de lograr un flujo laminar y evitar así turbulencias y posible porosidad por aire retenido o erosión del molde.
- Temperatura de llenado: se verificó durante todo el tiempo que demande el llenado, que la temperatura del líquido sea superior a la temperatura de líquido del material, para evitar así el flujo pastoso y posibles inconvenientes de llenado.
- Fracción de líquido y Gradiente de Temperatura: estos dos parámetros son de vital importancia para el diseño de los modelos, ya que definen si los mismos son aptos o no para el desmoldeo en caliente, es decir, si será posible la observación de la macroestructura mediante la técnica DAAS. Se buscó que cada modelo forme un cascarón sólido, de forma tal que el metal líquido dentro de la pieza no se derrame al efectuar el desmoldeo en caliente en un tiempo prematuro, antes de que la

temperatura más baja de la pieza alcance la temperatura de transformación eutectoide.

- Porosidad: este parámetro fue determinante para el diseño de las probetas, ya que los modelos que presentaron una porosidad menor del 40% (según la escala del MagmaSoft) fueron desechados.
- Hot Spot (Puntos calientes): este parámetro se empleó con el propósito de asegurar la presencia de un gran punto caliente en la pieza, que requiera una realimentación de otros sectores del modelo, promoviendo así la presencia de porosidad en dichos sectores.
- Soundness (Sanidad estructural): Este parámetro fue utilizado como un validador de la porosidad, ya que sirve para determinar la presencia o ausencia de defectos.

3.4 Metodología de Trabajo

Durante el proceso iterativo de simulaciones y rediseño de las geometrías se buscó alcanzar los objetivos planteados, fundamentalmente en lo que respecta a porosidad y a la capacidad del modelo para ser desmoldado en caliente.

Para llevar a cabo las simulaciones fue necesario generar primeramente la geometría de los modelos en un software adecuado y luego exportar los archivos con un formato compatible a MagmaSoft (formato STL). En este caso se empleó el software de diseño SolidWorks para efectuar esta tarea.

Antes de cada simulación se debieron configurar todos los parámetros de la colada, entre los que se encuentran los coeficientes de transferencia de calor, el tratamiento del metal líquido, dimensiones de la malla, entre otros.

Luego de cada simulación se evaluó si los resultados cumplían todos los requisitos mencionados en la sección anterior. En aquellos modelos que cumplieron con todos los objetivos se pasó dicho diseño a la etapa de impresión 3D; en caso contrario, se efectuaron posteriores rediseños buscando cumplir los objetivos planteados.

3.4.1 Parámetros adoptados para la simulación

Mallado: Para todos los modelos se utilizó una malla de 2.000.000 de elementos, de forma tal de tener una apropiada definición de los resultados.

Materiales: La aleación utilizada fue la composición química validada en la sección anterior. En la tabla 8 se puede observar la composición química de la aleación.

Tipo de Fundición	Composición %				
	C	Si	Mn	P	S
Colada Validada	2,78	1,96	0,09	0,03	0,015

Tabla 8: composición química aleación utilizada.

Las temperaturas de transformación del material utilizado son las siguientes:

- Temperatura de liquidus: 1220°C.
- Temperatura de solidus: 1125°C.

La arena utilizada fue la denominada “Arena_molde”, la cual se obtuvo en un trabajo previo de la DMI que buscó adecuar la conductividad térmica de una arena base “Silica_Sand” del software con la disponible en la planta piloto de la DMI.

Coefficientes de Transferencia de Calor: para el filtro, la pieza y el sistema de alimentación se adoptó el coeficiente “HA_steel-mold”, creado para validar la curva de enfriamiento de la copa de prueba, con un valor de 100 [W/°K.m²].

Tratamiento del Metal Líquido: se observa en la figura 3.01 la configuración de los parámetros inoculación, la precipitación de grafito y la eficacia del tratamiento del metal. Se utilizaron los valores obtenidos en la validación del capítulo anterior, que corresponden a una baja inoculación y alta precipitación de grafito.

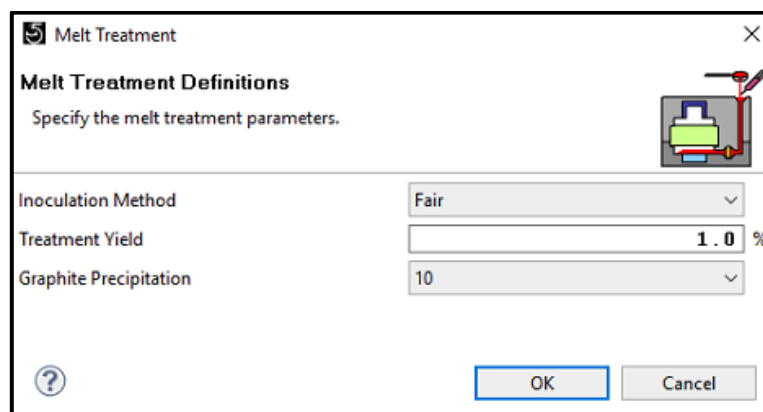


Figura 3.01: Parámetros del tratamiento metal líquido, imagen extraída del MagmaSoft.

3.4.2 Desmolde en caliente

Para aplicar la técnica DAAS y realizar el desmoldeo en caliente en forma correcta es necesario determinar la temperatura superior del intervalo intercrítico (T_{cu} , ver figura 1.18). Luego es necesario verificar que al momento de la apertura de los moldes la temperatura estuviese muy por encima de la T_{cu} , para evitar así la formación de perlita, la cual nos imposibilitaría hacer un revelado correcto de la estructura de solidificación con la técnica DAAS.

Para esto se utilizó la siguiente ecuación y la composición química de la fundición utilizada en las simulaciones (ver tabla 8):

$$T_{cu} [C] = 723 \text{ }^{\circ}\text{C} - 0,3\% \text{ C} + 43\% \text{ Si} - 33\% \text{ Mn} - 6\% \text{ Cu}$$

$$T_{cu} [C] = 752,6 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

Además se tuvieron en cuenta el tiempo necesario para trasladar la pieza al horno y el requerido para realizar el desmoldeo en sí mismo, los que ocasionarán una disminución en la temperatura de la pieza. Esto nos obligó a buscar mayores temperaturas de desmoldeo, asegurando así la correcta aplicación de la técnica DAAS. Por lo tanto, se tomó como temperatura mínima de desmoldeo 890°C . Luego, mediante el análisis de fracción de líquido y temperatura obtenido en las simulaciones, se comprobó que la temperatura mínima de la pieza sea superior a este valor y que se haya formado un cascarón sólido que envuelva el eventual líquido remanente y permita así el desmoldeo en caliente.

3.5 Análisis de Diseño mediante MagmaSoft y Rediseños

Con los parámetros detallados anteriormente se diseñaron tres modelos que favorezcan la presencia de porosidad, realizando sucesivas modificaciones en cada uno hasta lograr los objetivos planteados. El diseño de los modelos se adaptó a las medidas de una caja de moldeo provista por DMI de $290 \times 440 \times 90 \text{ mm}$. Por otro lado se incluyó la altura del basin (50 mm) en la longitud del canal de bajada, con la finalidad de tener una correcta aproximación de la presión metalostática a la que se somete el modelo en la colada experimental.

Como herramienta para evaluar los diseños se emplearon las simulaciones del software MagmaSoft con los parámetros validados de la copa de prueba en la sección 2.

3.5.1 Modelo 1

Como primera opción se decidió diseñar un modelo basado en los conceptos detallados en la bibliografía por Diószegi [10], con la diferencia de que en este modelo además se buscó tener un gran punto caliente en la zona inferior que sea realimentado por las zonas superiores, de sección más pequeña, buscando así una solidificación direccionada.

3.5.1.1 Primer Diseño

En la figura 3.02 se muestra la isometría del modelo con el canal de alimentación, el cual se calculó según la sección 1.2.6, partiendo del cálculo del peso de la pieza. El diseño consiste en una base cilíndrica de 80 [mm] de diámetro y 35 [mm] de alto, con un cilindro superior con dos placas laterales, de 45 [mm] de alto y una placa superior de 5 [mm] de espesor, de 100 x 50 [mm] que funciona extrayendo calor.

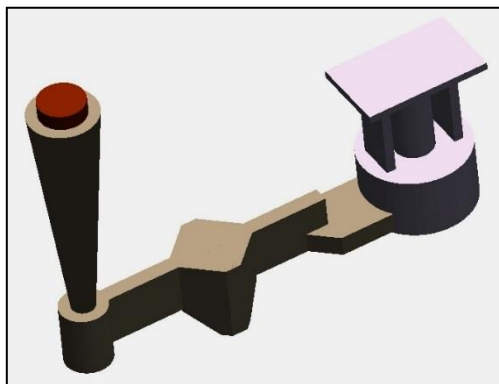


Figura 3.02: isometría del primer diseño del modelo 1.

La densidad de la fundición utilizada es $7,12 \text{ gr/cm}^3$ y el volumen de la pieza diseñada es de 148 cm^3 , por lo que resulta en un peso de 1,053 Kg. Basándonos en la ecuación 1, el tiempo inicial de llenado es 1,3 segundos. Luego de diversos ensayos y simulaciones corroboramos que dicho tiempo es apropiado para tener una pieza sana,

pero en nuestro caso utilizamos un tiempo mayor para tener un flujo menos turbulento, cuidando que la temperatura de llenado se mantenga por encima de la temperatura de líquidos durante todo el llenado.

Luego, de la ecuación 3 resulta que la altura metalostática H_m es 11 cm (Ec. 3), por lo que el área de estrangulamiento óptimo es $3,92 \text{ cm}^2$ (Ec. 4). Utilizando la velocidad máxima permitida (1 m/s), el estrangulamiento mínimo resulta de $1,15 \text{ cm}^2$.

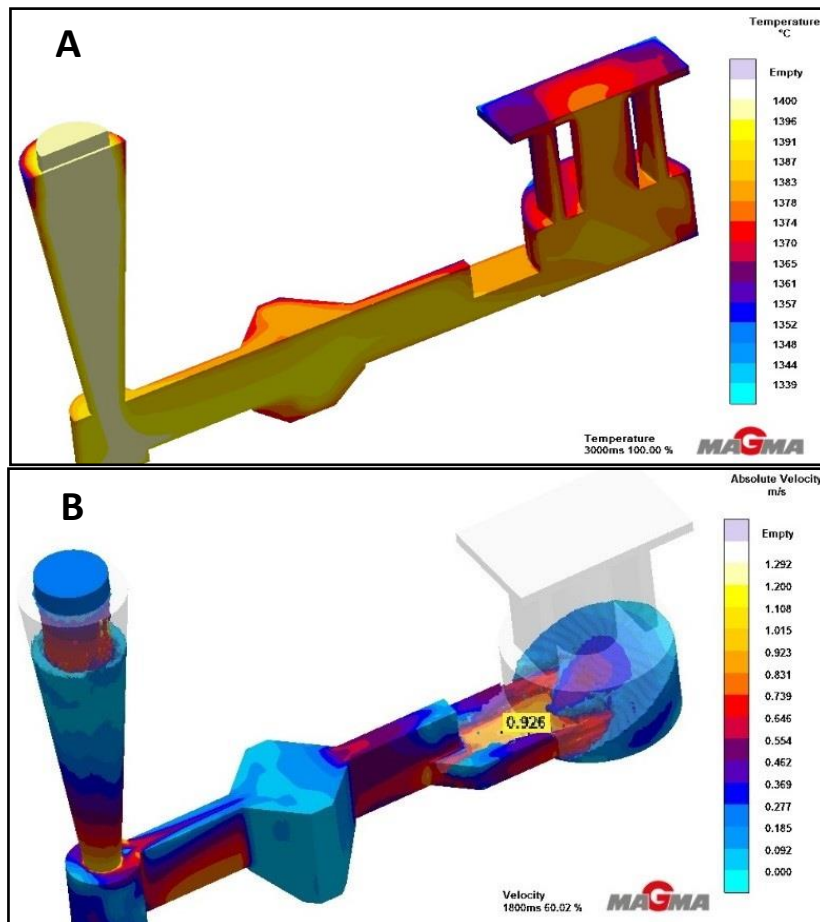
En cuanto a la forma del sistema de alimentación probamos piezas con sistemas presurizados y no presurizados para decidir cuál promueve la mayor presencia de porosidad, ya que en la bibliografía y la práctica hay encontradas opiniones sobre el tipo de diseño que conviene utilizar para fundiciones laminares. Los resultados de este trabajo establecieron que un sistema no presurizado promueve en mayor medida la porosidad, con el área de estrangulamiento ubicada el canal de bajada. En el primer diseño optamos por un sistema de alimentación 1:2:3, es decir, con un área de ataque igual a tres veces el área del extremo inferior del canal de bajada, y un canal de alimentación del doble de esta última área.

Este diseño preliminar permitió comenzar las simulaciones en MagmaSoft con un sistema de alimentación fácil de dimensionar y útil como punto de partida. En base a los resultados obtenidos en el software, se fue optimizando el mismo hasta llegar a la pieza y el sistema de alimentación que brinden los mejores resultados en cuanto a porosidad y posibilidades de desmoldeo en caliente.

Simulando el llenado y la solidificación en MagmaSoft, utilizando un tiempo de llenado de 3 segundos y los parámetros anteriormente detallados, se obtuvieron los siguientes resultados:

Velocidad y Temperatura de Llenado:

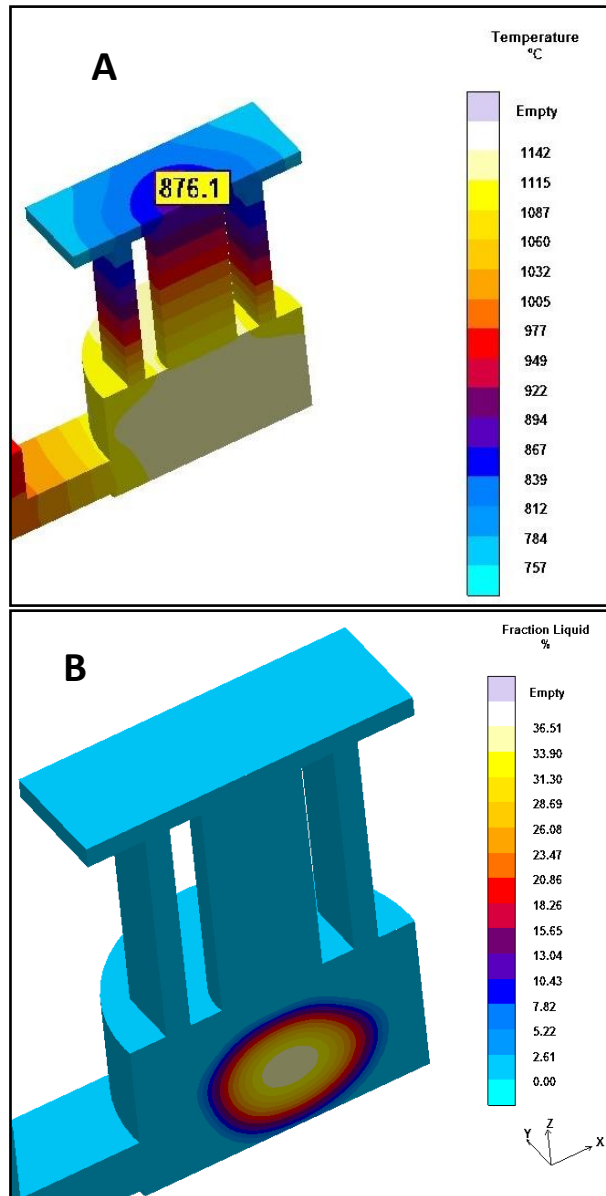
La distribución de temperaturas durante el llenado demuestra que no hay riesgos de zonas con llenado pastoso, figura 3.03.a. De acuerdo a la figura 3.03.b, la velocidad máxima se registra en el ataque y vale $0,926 \text{ m/s}$ a los 1,8 segundos, por lo que cumple con los requisitos planteados, aunque con muy poco margen.



Figuras 3.03 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Temperatura y Fracción de Líquido:

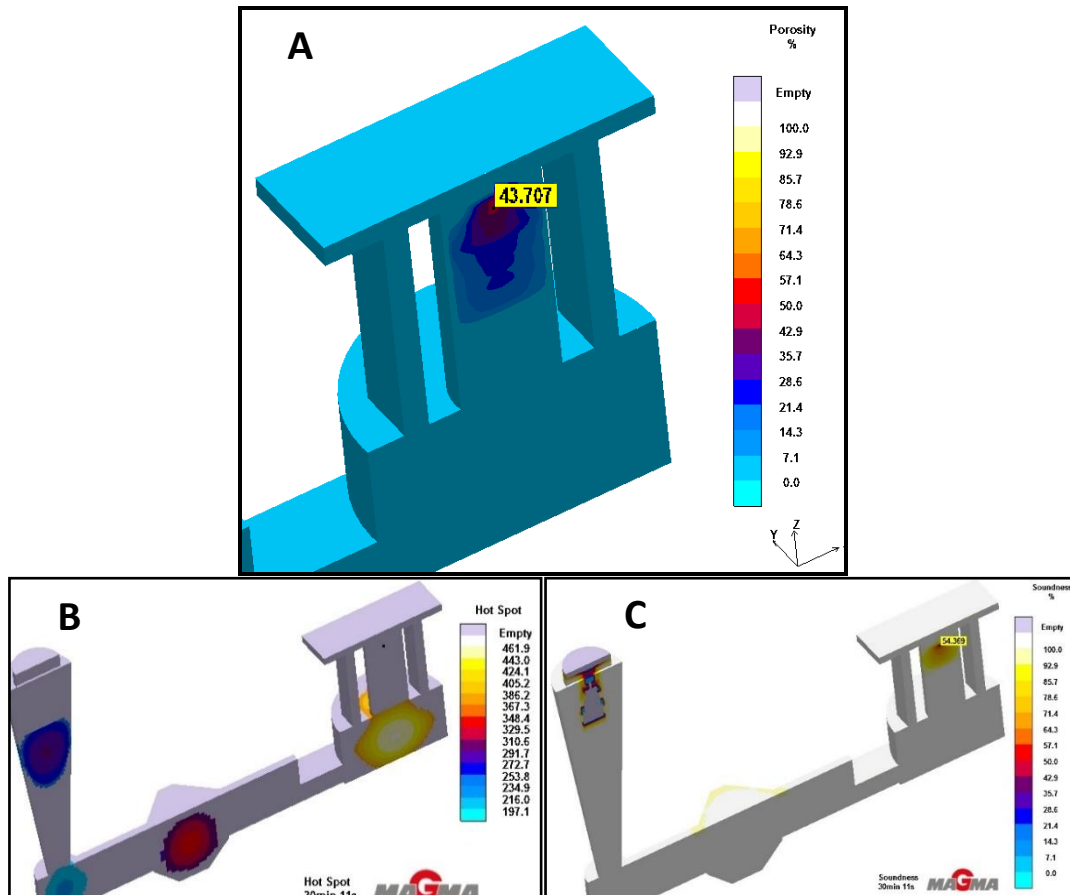
Las siguientes figuras 3.04.a y 3.04.b muestran la temperatura y la fracción de líquido para un tiempo de 590 segundos luego del llenado. Las figuras apuntan a poder comprender el proceso de solidificación del modelo en cuestión. En este caso, se aprecia que la pieza queda aislada del sistema de alimentación ya que la base cilíndrica es lo último en solidificar, siendo realimentada por el cilindro superior del modelo. El cascarón sólido necesario para desmoldar en caliente se forma a los 590 segundos y, en ese instante, el modelo presenta una temperatura de 876°C en el centro de la placa superior. Esto hace que el modelo no sea apto para aplicar el DAAS.



Figuras 3.04 a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=590 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

La presencia de porosidad en la figura 3.05.a es la esperada, superior al 40% planteado como objetivo, y la misma se encuentra en la parte superior del cilindro central, zona que actúa de realimentador de la base. La presencia del punto caliente en la base del modelo, mostrado en la figura 3.05.b, y el gráfico de Soundness, figura 3.05.c, confirman lo antedicho.



Figuras 3.05 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

Conclusiones

El modelo obtuvo la porosidad deseada, pero no resulta apto para el desmoldeo en caliente debido a la baja temperatura (876°C) en la zona donde se presenta el defecto. Por esta razón se decidió buscar un modelo más esbelto que solidifique de modo similar.

3.5.1.2 Segundo Diseño

En este intento se modificó la base cilíndrica por una de forma oval, disminuyendo la sección transversal y aumentando la longitudinal para mantener un volumen similar al del diseño previo, y conservar así el sistema de alimentación ya diseñado, tal como se aprecia en la figura 3.06. El plano de la pieza se muestra en el anexo de planos, al final del trabajo.

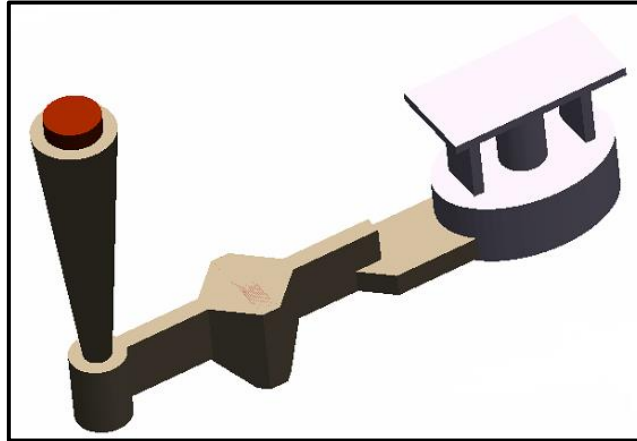
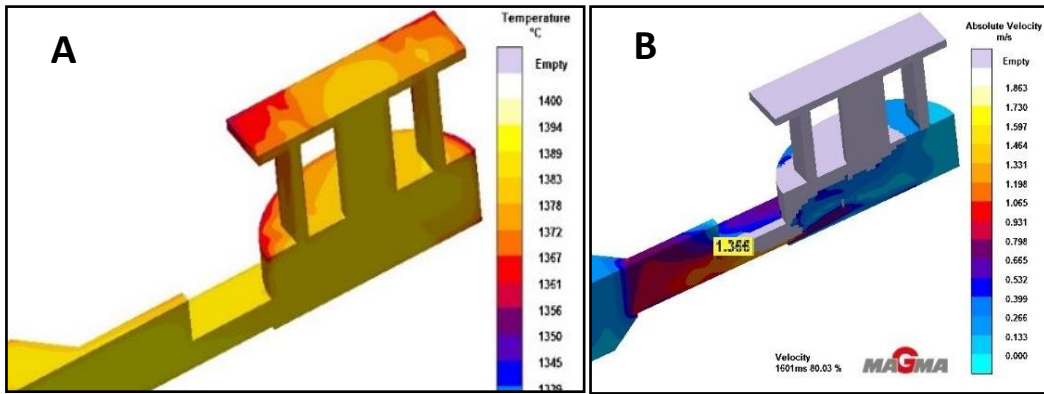


Figura 3.06: isometría del segundo diseño del modelo 1

Velocidad y Temperatura de Llenado:

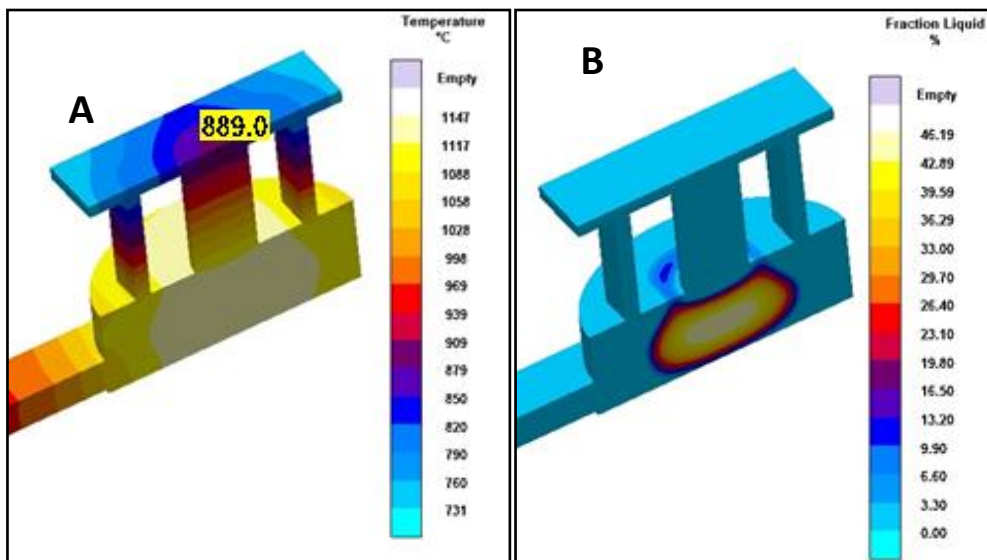
La figura 3.07.a muestra que la distribución de temperaturas al finalizar el llenado se mantiene siempre por encima de la temperatura de líquidos de la aleación, 1220°C, lo que asegura la ausencia de flujo pastoso.

En este caso se observó una velocidad de llenado excesiva – 1,36 m/s a los 1,6 segundos de acuerdo a la figura 3.07.b – que puede llegar a promover porosidad por gases atrapados o erosión del molde, lo cual es perjudicial para el análisis que se desea realizar en este trabajo.

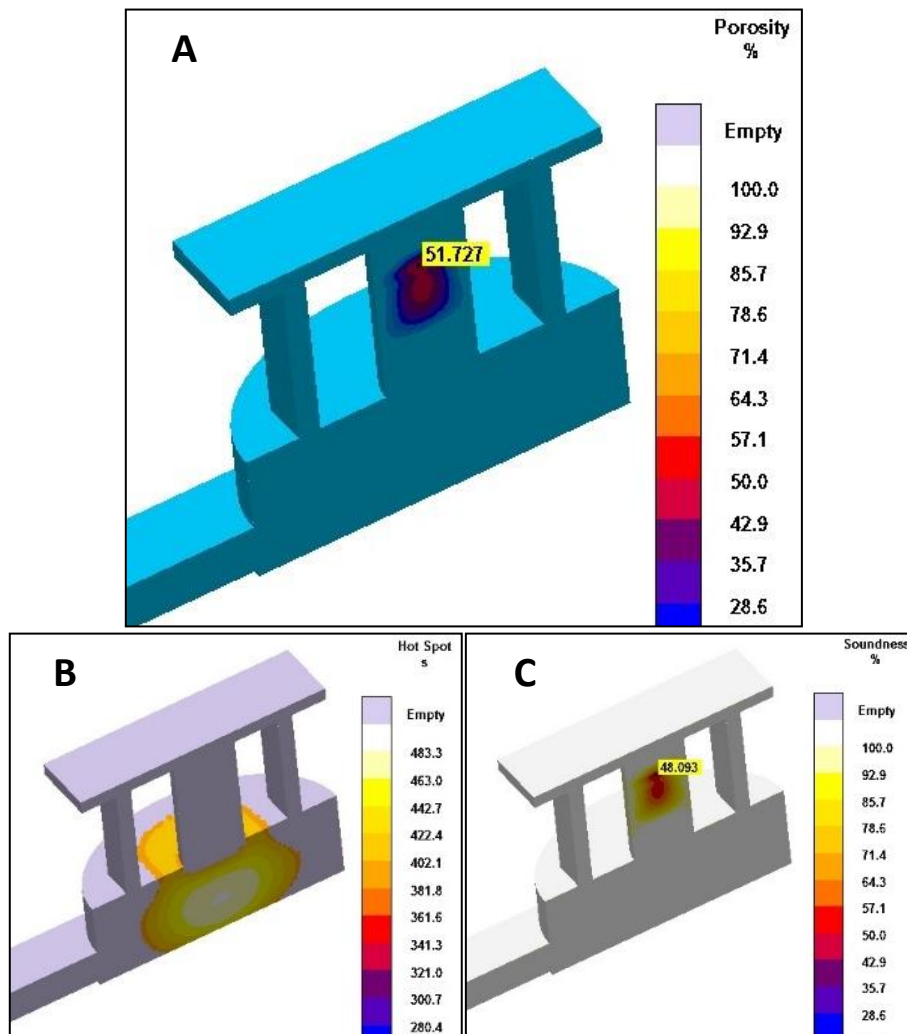


Temperatura y Fracción de Líquido:

Las figuras 3.08.a y 3.08.b indican la distribución de temperaturas y la fracción de líquido a los 695 segundos luego de concluido el llenado, respectivamente. Se aprecia que se mantiene el proceso de solidificación direccionado presentado en el primer diseño con la diferencia que la formación del cascarón es los 695 segundos y a una temperatura en la zona de porosidad de 889°C. Esta diferencia hace al modelo apto para el desmoldeo en caliente.



Porosidad, Hot Spot y Soundness:



Figuras 3.09 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

La presencia de porosidad en la figura 3.09.a es de 51% y se encuentra en la misma zona que el diseño anterior, manteniendo a su vez el punto caliente, figura 3.09.b, y el Soundness, figura 3.09.c, del diseño anterior.

Conclusiones

El nuevo diseño resulta más fácil de desmoldar, y presenta mejores resultados en cuanto a porosidad y la capacidad de realizar el desmoldeo en caliente. Sin embargo, sigue apareciendo el problema de la alta velocidad de llenado, por lo que se opta por modificar la forma del canal de alimentación.

3.5.1.3 Tercer Diseño

Utilizando un canal de alimentación ya disponible en la DMI, probamos la misma pieza anteriormente desarrollada (figura 3.10). Dicho canal cumple con las relaciones de dimensión establecidas anteriormente y además elimina las abruptas curvaturas, reemplazándolas por curvas suaves que promueven un flujo laminar y un ingreso del metal líquido más gradual. Para adaptar el ataque a la pieza, se diseñó una pieza en SolidWorks, la cual se muestra en la figura 3.11. Dicha pieza tiene como función unir el final del sistema de alimentación existente a la pieza diseñada, realizando un ataque inferior con el área calculada en la sección 3.5.1.1, y disminuir la velocidad del líquido en el llenado, para disminuir la turbulencia. Las medidas del sistema de alimentación se aprecian en el anexo de planos al final del presente trabajo.

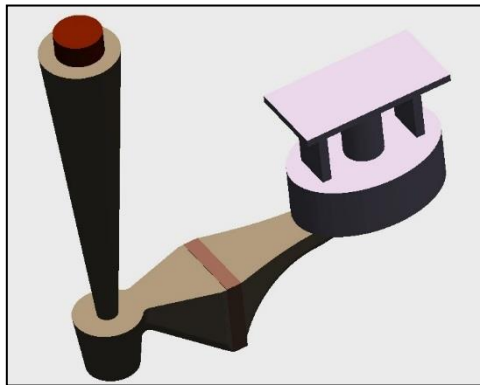


Figura 3.10: Isometría del tercer diseño del modelo 1.

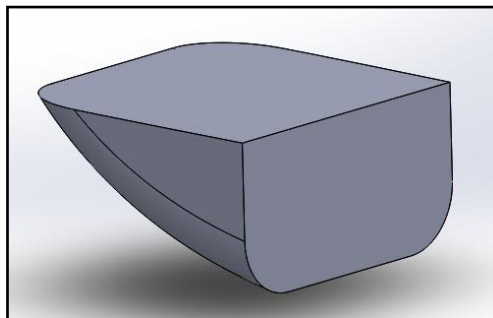
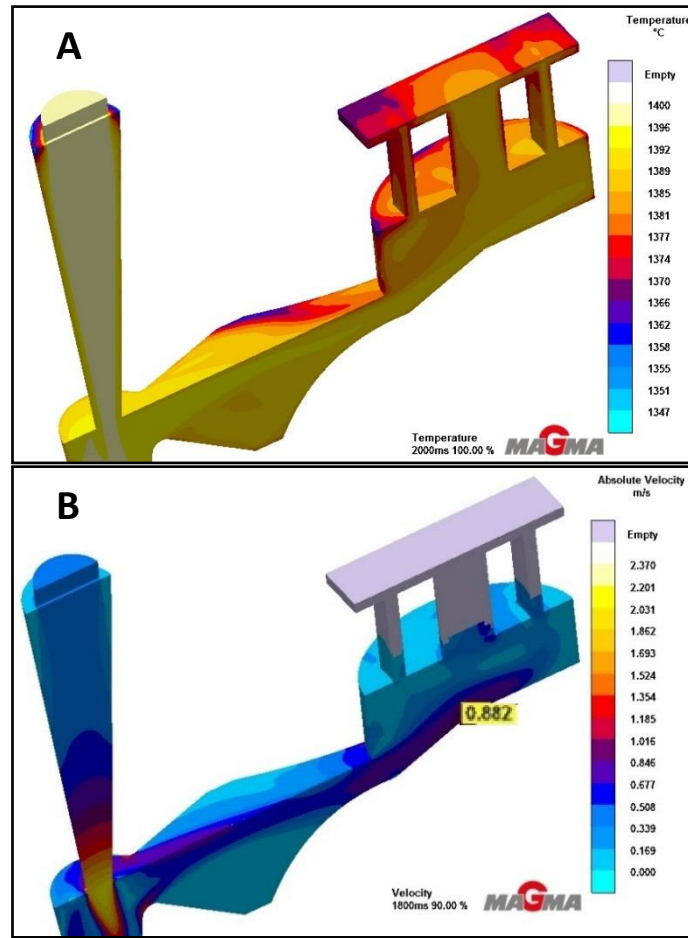


Figura 3.11: Pieza diseñada para adaptar el canal de alimentación al modelo diseñado.

Velocidad y Temperatura de Llenado:

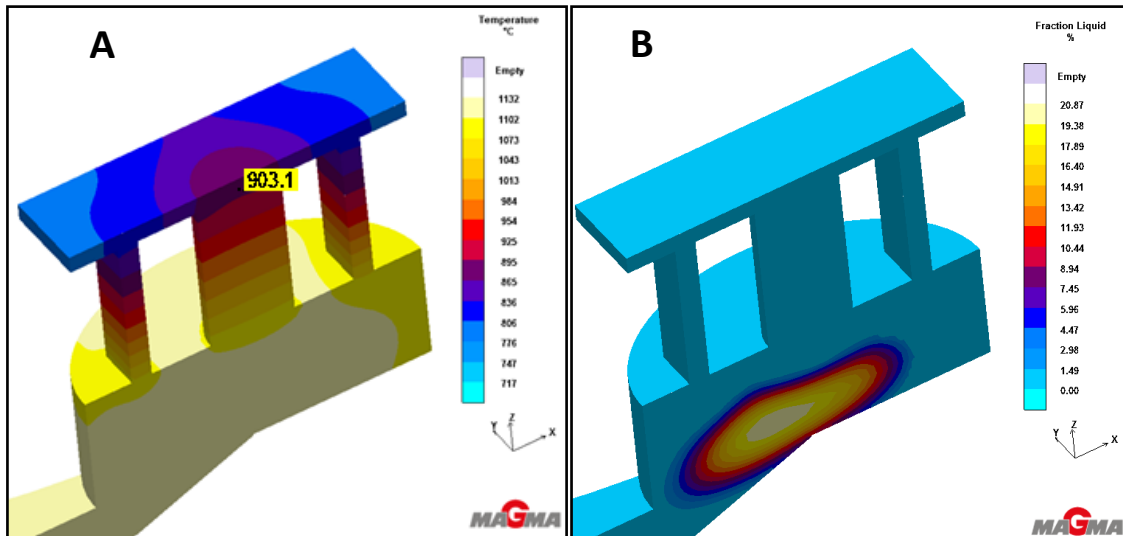
La distribución de temperaturas de la figura 3.12.a muestra que no hay zonas pastosas durante el llenado. La velocidad de llenado ilustrada en la figura 3.12.b es la más alta que se presenta durante el llenado, siendo la misma de 0,88 m/s a los 1,8 segundos. Finalmente, la misma es menor a 1 m/s, por lo que el flujo es laminar.



Figuras 3.12 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Temperatura y Fracción de Líquido:

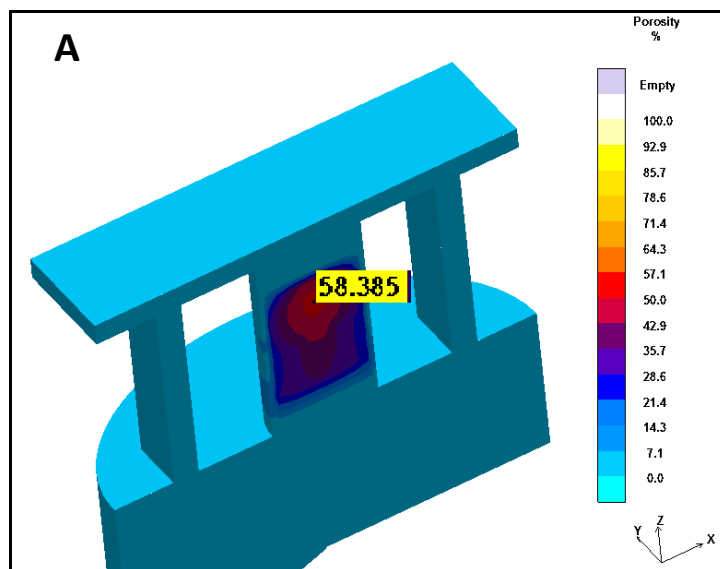
Para analizar que el modelo sea apto para el desmoldeo en caliente se analizó la evolución de la temperatura y la fracción de líquido en MagmaSoft. En la figura 3.13.a se observa la distribución de temperatura para el instante en que se forma el cascarón, a los 731 segundos de comenzada la solidificación. Se aprecia que el modelo resulta apto para la técnica DAAS, ya que cuando se forma el cascarón la temperatura en el lugar de interés (cilindro central) es superior a 900°C.

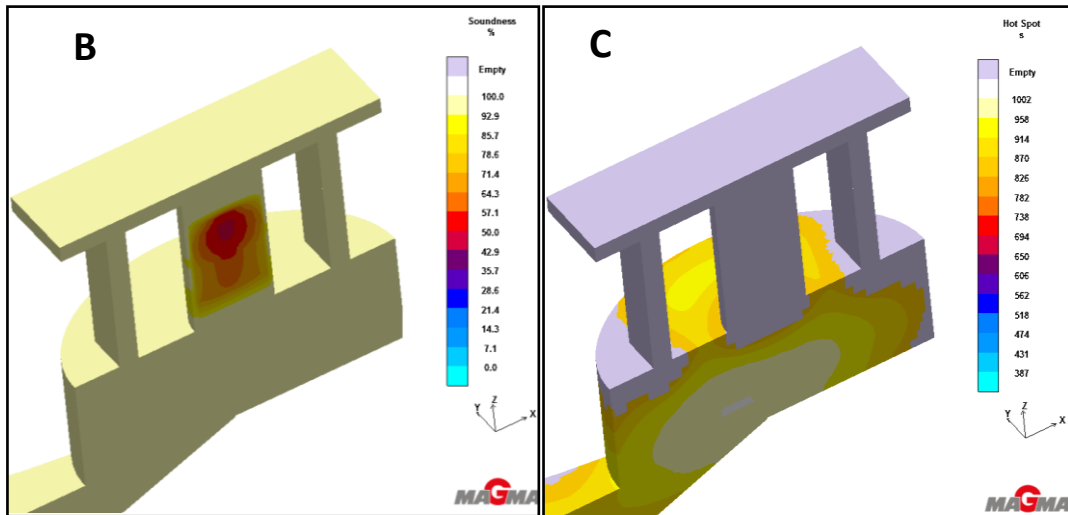


Figuras 3.13.a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=731 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

La porosidad que se presenta en la figura 3.14.a es la mayor de los tres diseños, con un valor de 58,4% según MagmaSoft, manteniendo la presencia del punto caliente en la base de la pieza, figura 3.14.b. La figura 3.14.c, Soundness, refuerza la idea de la presencia de porosidad en la parte superior del cilindro central. La figura 3.14.d muestra la secuencia de solidificación según el criterio de fracción de líquido, la cual ayuda a entender que la porosidad en el cono se debe a la realimentación del cuerpo inferior.





Figuras 3.14 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

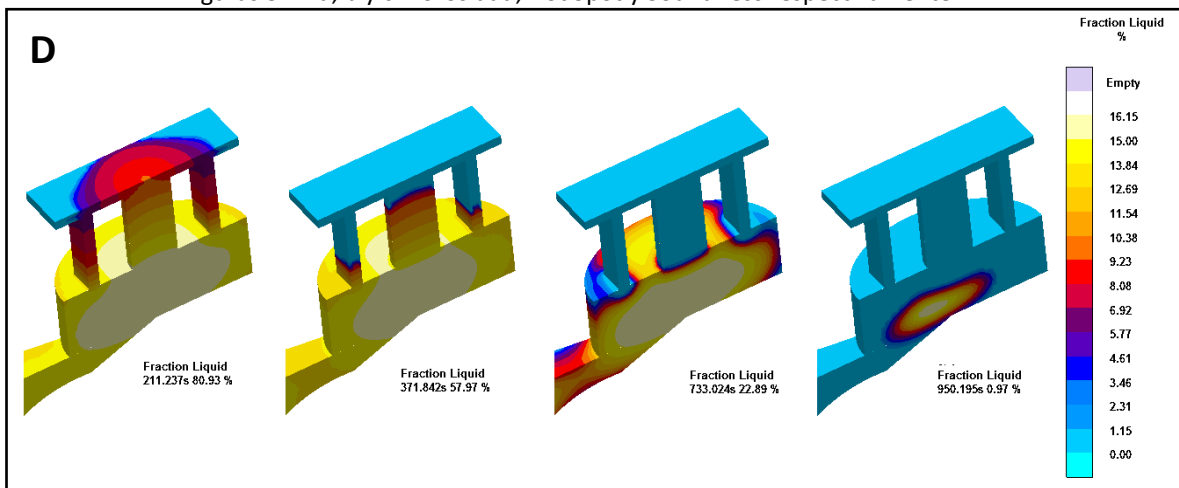


Figura 3.14.d: Secuencia de solidificación según la fracción de líquido para 211s, 371s, 733s y 950s de comenzada la solidificación.

Conclusión Final

La pieza finalmente diseñada cumple todos los requisitos planteados anteriormente, siendo apta para la técnica DAAS, sin exceso de velocidad durante el llenado y con un porcentaje de porosidad concentrada aceptable.

En el anexo se presenta un croquis del diseño del modelo 1, junto con el canal de alimentación utilizado.

3.5.2 Modelo 2

En este nuevo modelo se hizo hincapié en la formación de porosidad debido a una baja presión metalostática.

3.5.2.1 Primer diseño

La figura 3.15 muestra el modelo diseñado inicialmente. La pieza consiste en un cuerpo de 90 x 70 x 50 mm con un cono en la parte posterior de 120 mm de alto. Con el fin de promover la aparición de porosidad, el presente modelo pretende conseguir una baja presión metalostática en la parte superior, además de buscar que la función del cono sea la de realimentar la contracción por solidificación del cubo.

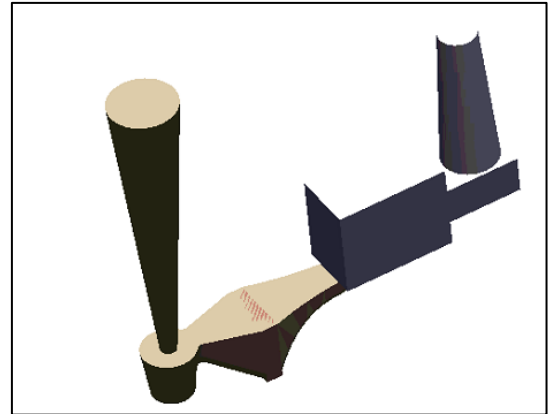


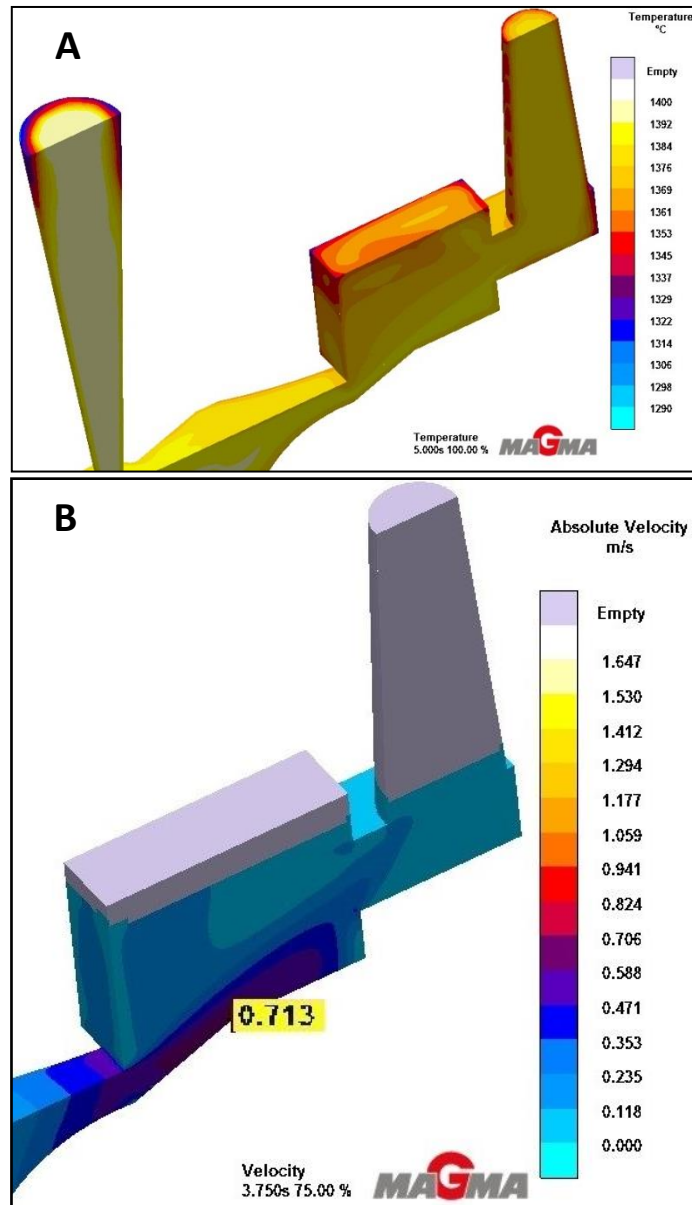
Figura 3.15: Isometría de intento 1.

Para este modelo, el volumen de la pieza es de 555 cm³, por lo que el tiempo de llenado mínimo se estima en 2,5 segundos. Para buscar un llenado laminar y evitar la presencia de porosidad por gases, utilizamos un tiempo de 6 segundos inicialmente.

Se optó por emplear el mismo sistema de alimentación utilizado en el modelo 1 (con la modificación de un canal de bajada 30 mm más largo) ya que el mismo resultó en una óptima velocidad de llenado en el caso analizado anteriormente.

Velocidad y Temperatura de llenado:

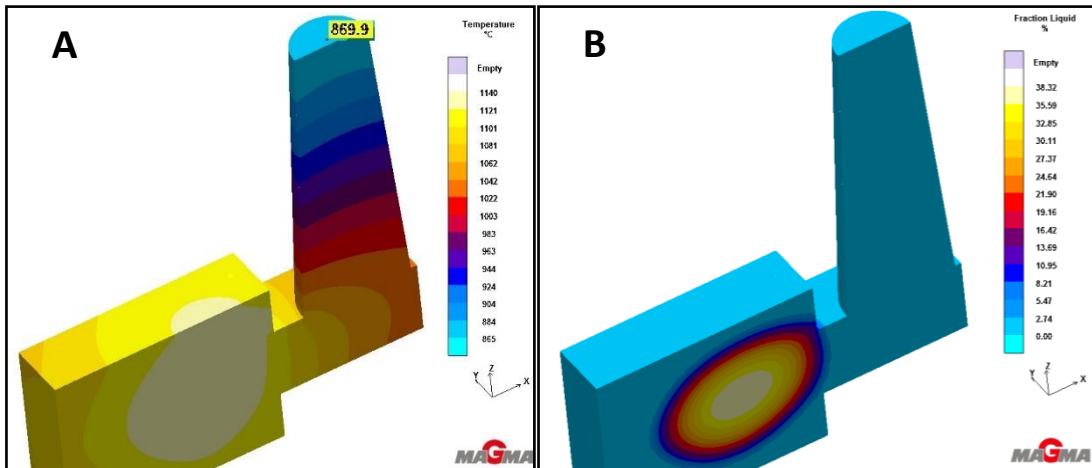
En la figura 3.17.a se indican las temperaturas al finalizar el llenado, donde se aprecia que las mismas están por encima de las temperaturas correspondientes al intervalo pastoso de la aleación. La figura 3.17.b muestra la distribución de velocidades durante el llenado. Para un tiempo de 3,75 segundos, se observa un máximo en el ingreso a la pieza de 0,71 m/s, lo que es bastante menor a la velocidad de 1 m/s definida como límite.



Figuras 3.17 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Temperatura y Fracción de líquido:

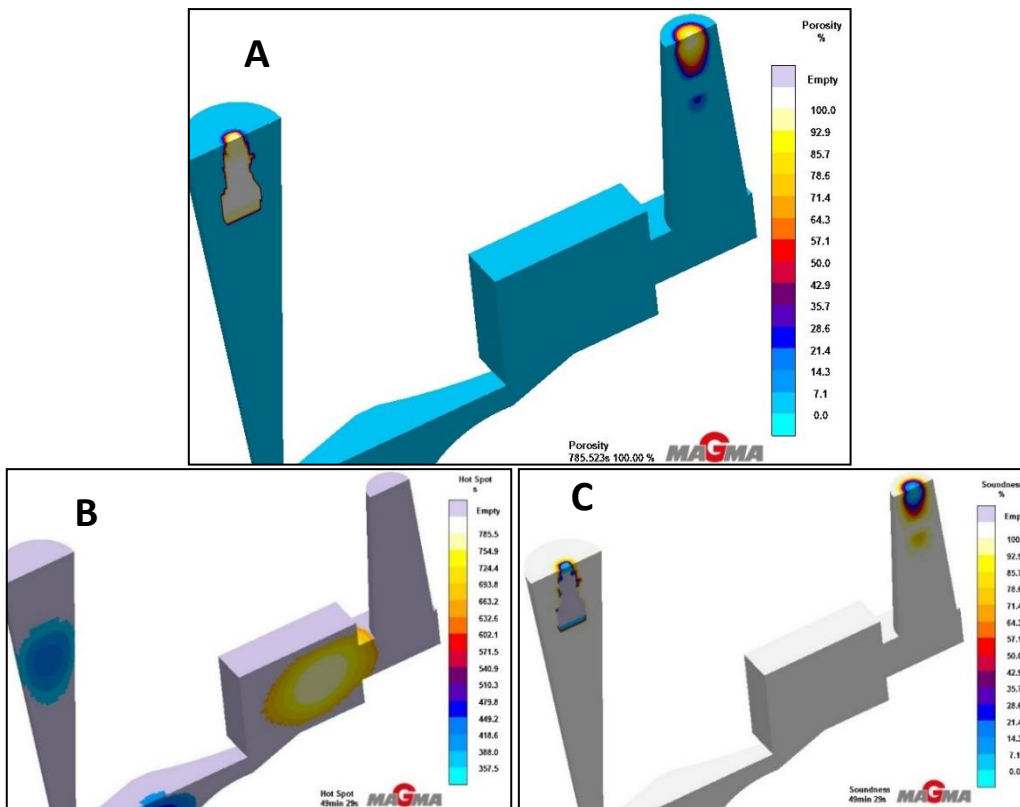
Las figuras 3.18.a y 3.18.b muestran la distribución de temperatura y la fracción de líquido respectivamente, para un tiempo de 983 segundos luego de comenzada la solidificación, ya que en dicho instante se forma un cascarón sólido que encierra el líquido remanente en la pieza. Se observa también en la figura 2.18.a que la temperatura en la parte superior del cono es de 870 °C. Con estos resultados el modelo demuestra no ser apto para el desmoldeo en caliente.



Figuras 3.18 a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=983 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

La porosidad en este modelo se presentó en la forma de un macrorrechupe concentrado en la parte superior del cono, figura 3.19.a. Además se observa la presencia de un gran punto caliente en el cubo, figura 3.19.b. La figura 3.19.c, Soundness, refuerza la idea de que el defecto aparecerá en la parte superior del cono.



Figuras 3.19 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

Conclusiones:

Este diseño presenta un patrón de porosidad apropiado, pero no cumple con la condición de ser apto para el desmoldeo en caliente, ya que la parte superior del cono se encuentra por debajo de la temperatura mínima necesaria al momento de la formación del cascarón sólido.

3.5.2.3 Segundo diseño

La figura 3.20 muestra el segundo diseño, en el cual se redujo la altura del cono manteniendo la conicidad de este, y se lo separo del cubo. Al disminuir la altura y al separarlo del cubo se intenta formar el cascaron solido en un tiempo inferior al diseño anterior. Las medidas detalladas del modelo se aprecian en el anexo de planos, al final del trabajo.

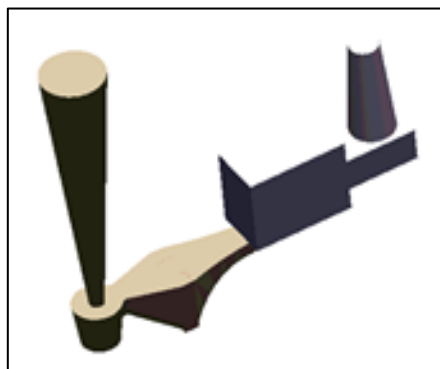
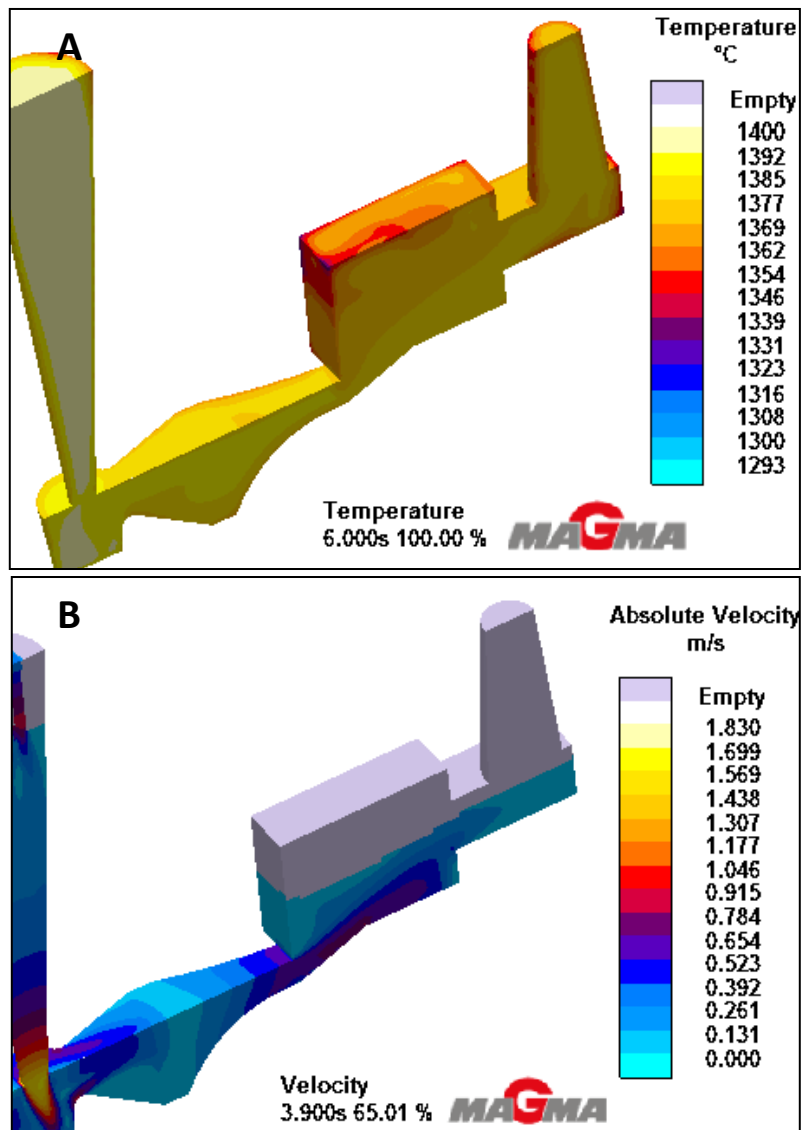


Figura 3.20: Isometría del tercer diseño del modelo tres.

Velocidad y Temperatura de llenado:

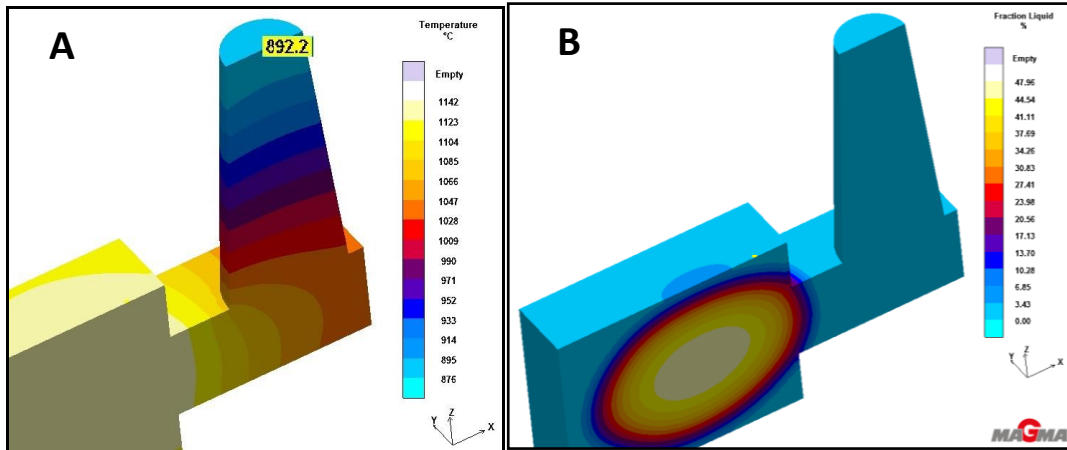
Las imágenes 3.21.a y b indican que se mantiene lo obtenido en los diseños previos, mostrando una distribución de temperaturas con valores siempre superiores a la temperatura de liquidus, y una velocidad de llenado máxima de 0,8m/s a los 3,9 segundos.



Figuras 3.21 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Fracción de líquido y Temperatura:

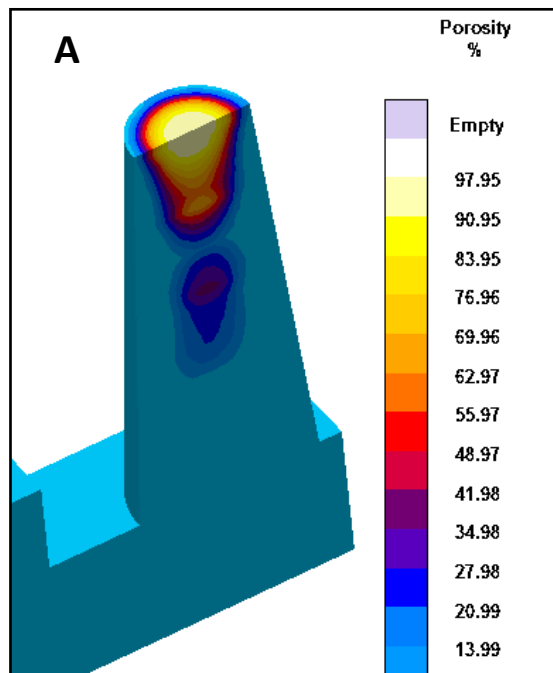
En la figura 3.22.a se observa la distribución de temperatura para el instante en que se forma el cascarón. En la figura 3.22.b se aprecia que el modelo resulta apto para el DAAS según MagmaSoft, ya que cuando se forma el cascarón la temperatura en la parte superior del cono es aproximadamente igual a 892 °C a los 910 segundos.

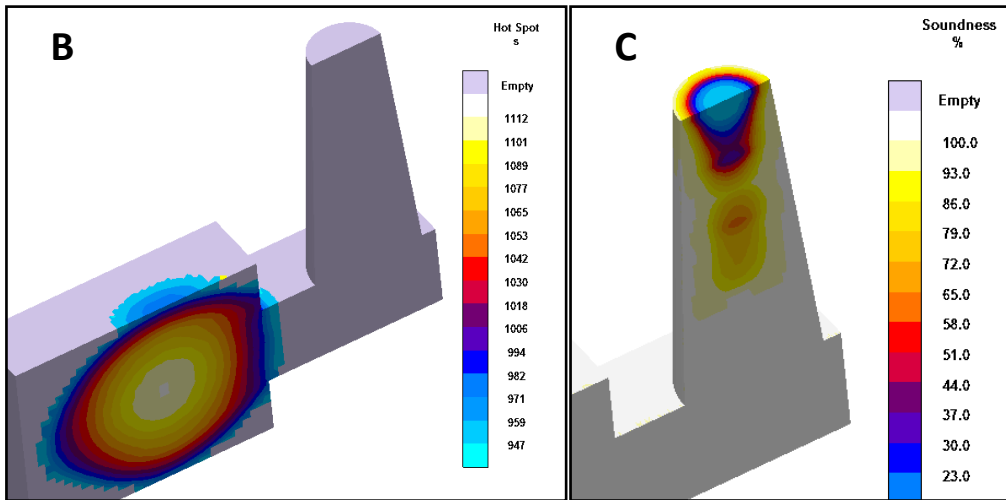


Figuras 3.22.a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=910 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

Se obtuvo un rechupe concentrado en la parte superior del cono al simular el modelo 2 con los parámetros validados, mostrado en la figura 3.23.a. En la figura 3.23.b, el Hot Spot sigue estando en el cubo, zona a realimentar por el cono, y el defecto de porosidad es confirmado por el criterio Soundness en la figura 3.23.c. En la figura 3.23.d se ve que a los 750 segundos luego de comenzada la solidificación el ataque se solidificó completamente, por lo que el material para realimentar la contracción por solidificación del cubo deberá provenir del cono.





Figuras 3.23 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

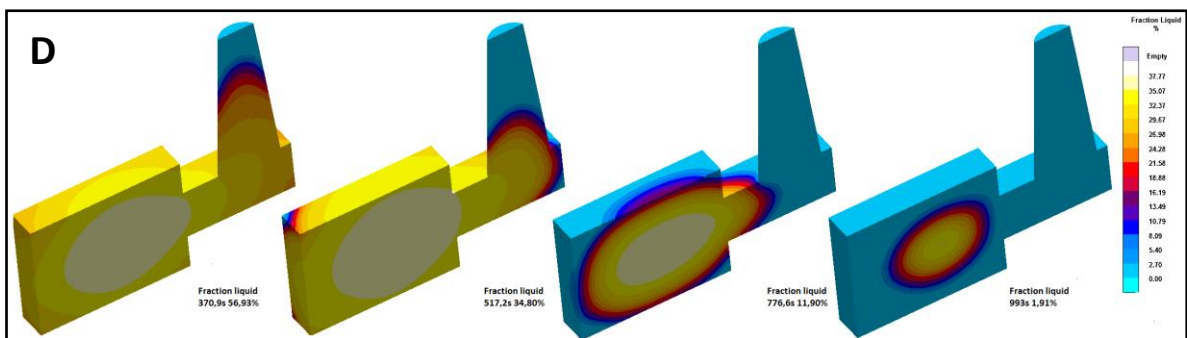


Figura 3.23.d: Secuencia de solidificación según la fracción de líquido para 370,9s; 517,2s; 776s y 993s de comenzada la solidificación.

Conclusiones:

El modelo resulta apto para el desmoldeo en caliente y presenta un alto porcentaje de porosidad, en forma de un macrorrechupe concentrado. Con respecto a los demás requisitos, el diseño cumple con todo lo requerido.

Al alejar el cono, se favoreció a la formación más temprana del cascaron sólido, y al disminuir su altura la disminución de temperatura no fue tan marcada como en el caso anterior.

En el Anexo se encuentra un croquis del diseño final del modelo 2.

3.5.3 Modelo 3

El tercer modelo está orientado a una solidificación direccionada dentro de la misma pieza. Se apuntó a que una parte de la pieza realimente al resto de la misma, con el fin de obtener una porosidad producida por este fenómeno. Se decidió seguir utilizando el mismo sistema de alimentación del modelo 1, por lo que se diseñó una pieza del mismo volumen.

3.5.3.1 Primer diseño

La figura 3.24 muestra el modelo de partida para este nuevo caso. En él la idea fue lograr un punto caliente en la base, cuerpo elíptico de 135 mm de largo por 50 mm de ancho y alto, y en la semiesfera de 50 mm de diámetro, que deberá ser realimentado por los conos laterales de 50 mm de altura. Estos conos se enfrían más rápido debido a su menor tamaño respecto al resto de la pieza.

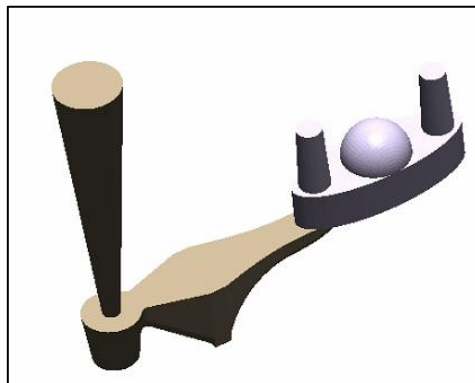
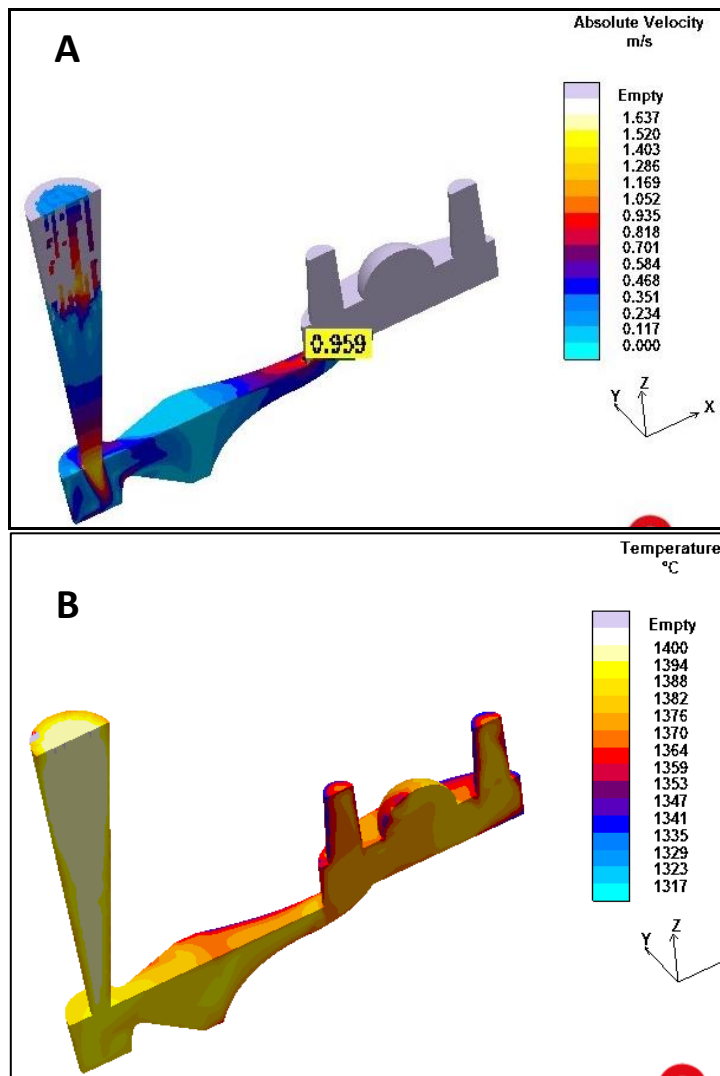


Figura 3.24: Isometría del primer diseño del modelo 3.

Velocidad y Temperatura de llenado:

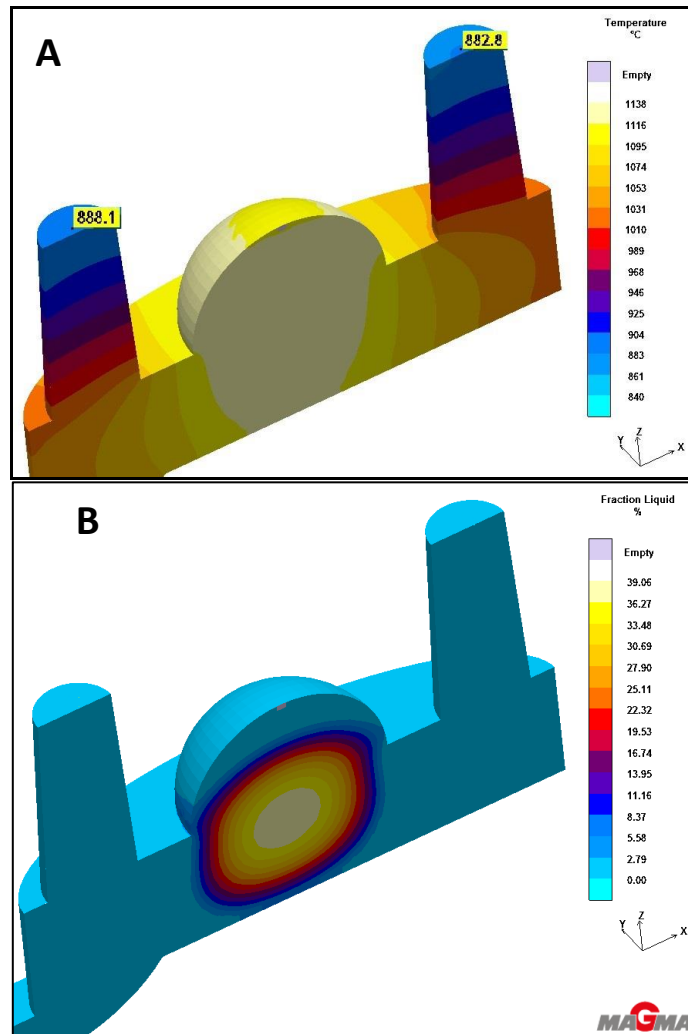
En la figura 3.25.a se observa una distribución de temperaturas, al momento de terminar el llenado, que no llega al intervalo pastoso pero que a su vez, por el largo del modelo, produce una disminución de la temperatura al final del mismo que contribuye a direccionar la solidificación. En la figura 3.25.b se presenta la velocidad de llenado máxima, que es de 0,95 m/s a los 3,8 segundos.



Figuras 3.25 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Fracción de líquido y Temperatura:

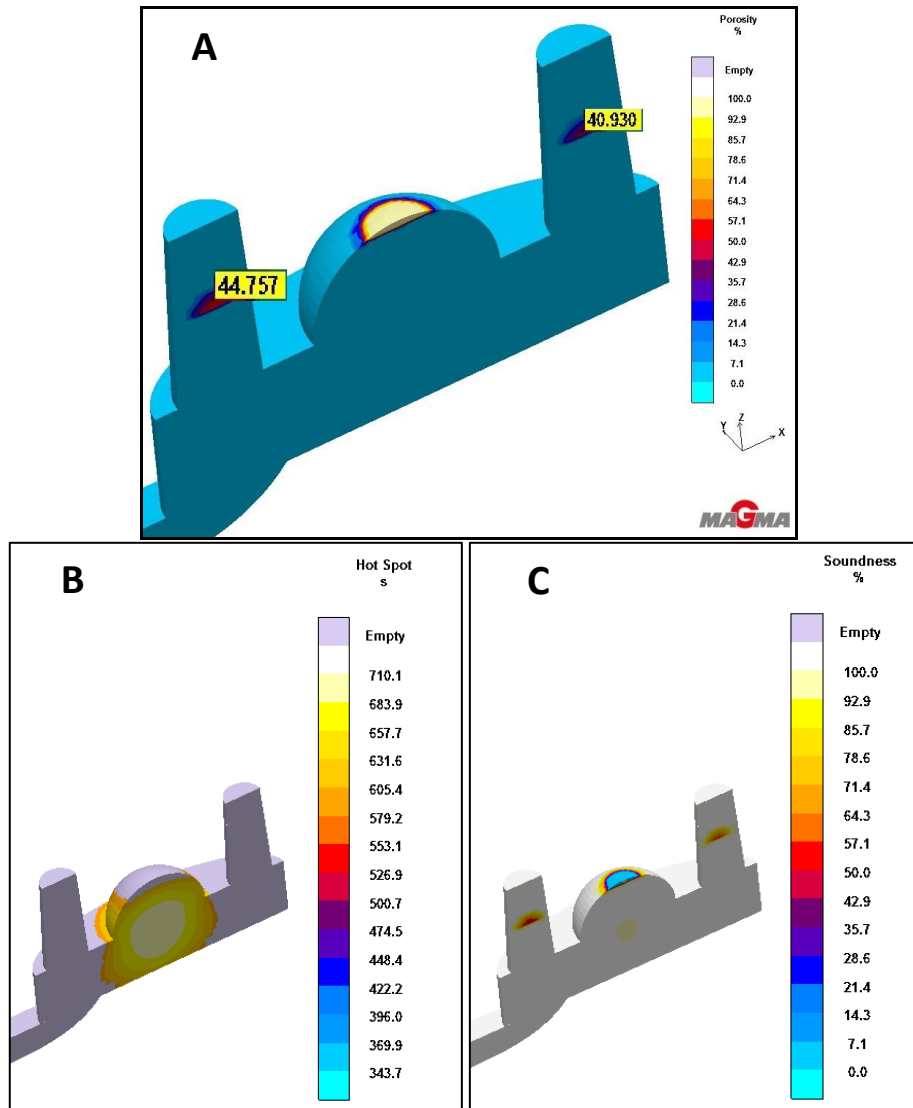
El modelo resulta ser apto para la técnica DAAS. La figura 3.26.a presenta las temperaturas mínimas en la parte superior de cada cono a los 628 segundos, que son de 888 °C en uno y 882 °C en el otro. La figura 3.26.b muestra que en ese mismo instante se forma un cascarón sólido en la pieza. Estos resultados muestran la buena aptitud para el desmoldeo en caliente.



Figuras 3.26.a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=628 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

Con estos criterios se analizaron los defectos presentes en el modelo. Como se ve en la figura 3.27.a el mismo presenta un rechupe en la parte superior de la semiesfera y otro en la parte superior de los conos de un 40%. La figura 3.27.b muestra la presencia de un punto caliente en la base de la semiesfera y la figura 3.27.c confirma la presencia de defectos en la parte superior de la semiesfera mediante el criterio Soundness.



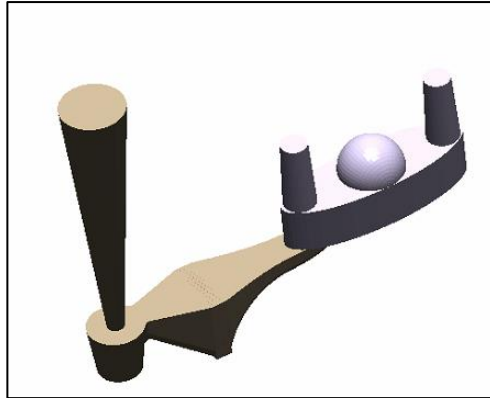
Figuras 3.27 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

Conclusión:

Debido al tipo de porosidad que presentó el diseño (rechupe superficial concentrado arriba de la semiesfera), se demostró que el mismo aún requiere de realimentación, función que debían cumplir los conos. Por lo tanto en los siguientes diseños se apuntó a direccionar aún más la solidificación, ya que en cuanto a los demás parámetros el diseño es aceptable.

3.5.3.2 Segundo diseño

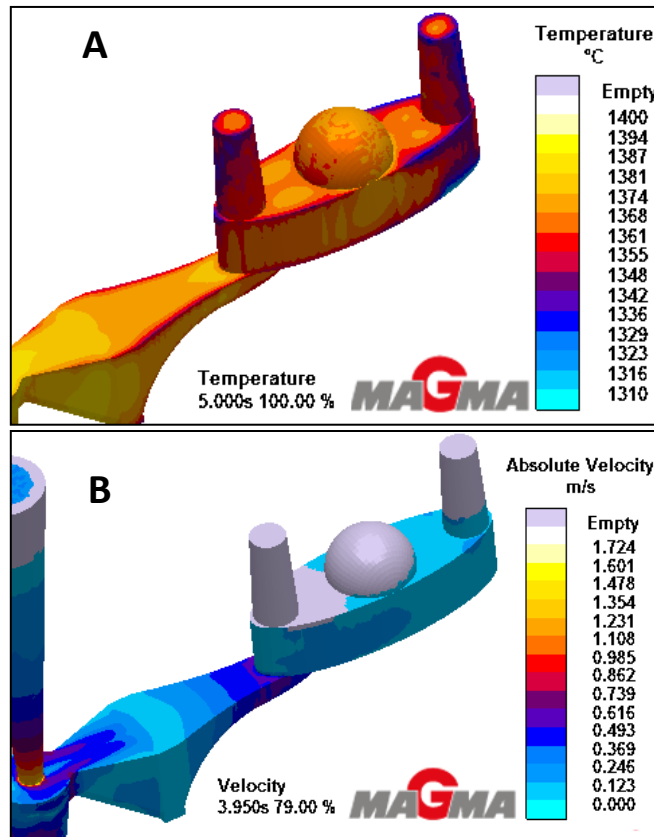
Para este diseño se aumentaron las medidas de la pieza para que presente mayor capacidad para realimentar el punto caliente. El ancho se mantuvo en 50 mm (para conservar las mismas dimensiones de la caja), con una base de 145 mm de largo y 35 mm de alto y una altura de los conos de 55 mm. El diseño se puede apreciar en la figura 3.28.



Figuras 3.28: Segundo modelo del tercer diseño.

Velocidad y Temperatura de llenado:

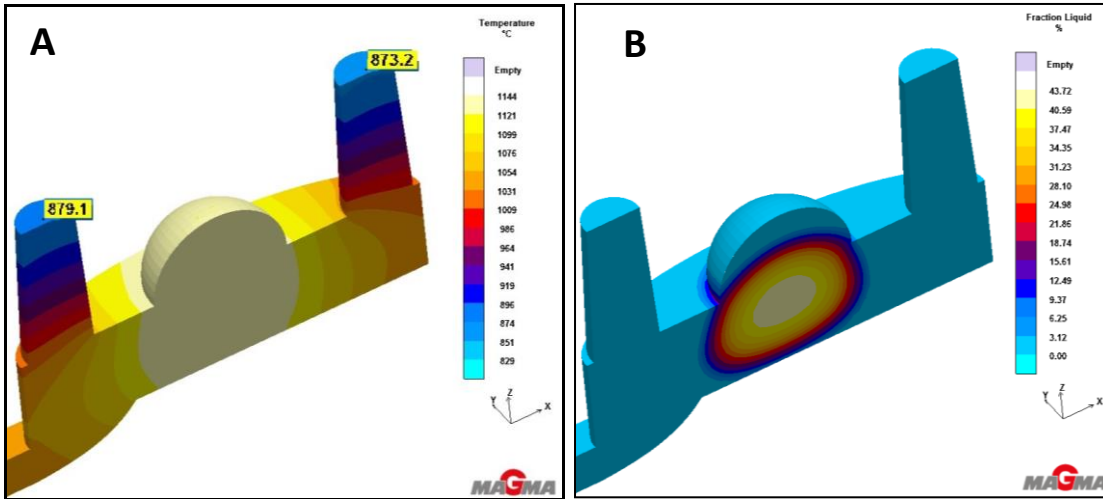
Las figuras 3.29 a y b muestran la temperatura y la velocidad de llenado respectivamente. La velocidad de llenado máxima es de 0,91 m/s a los 2,1 segundos, por lo que cumple el requisito inicial de ser menor que 1 m/s. Las temperaturas son superiores a la de líquido (1220°C) hasta el final del llenado, por lo que no se presentan dificultades en estos aspectos del diseño.



Figuras 3.29 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Fracción de líquido y Temperatura:

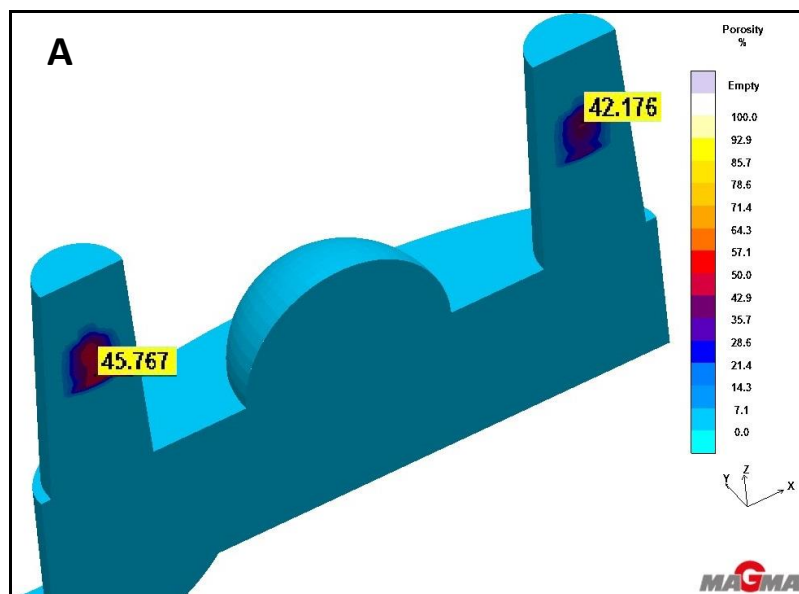
Usando la distribución de temperaturas y la fracción de líquido se puede analizar la capacidad del modelo para el desmolde en caliente. En la figura 3.30.a se muestra la temperatura mínima de 873 °C en la parte superior del cono, mientras que en la figura 3.30.b se muestra en ese mismo instante, a los 672 segundos luego del llenado, cómo se forma el cascarón sólido en la pieza. Estos parámetros no son completamente beneficiosos para el desmoldeo en caliente según lo establecido en la sección 3.4.2.

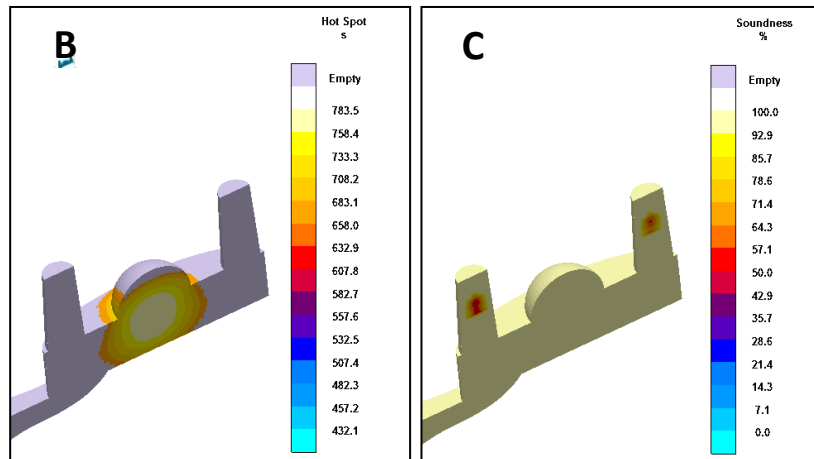


Figuras 3.30.a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=672 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness

En la figura 3.31.a se ve que a diferencia del diseño anterior, éste presentó una porosidad de 45% aproximadamente en los conos y una mayor zona afectada por la misma. En la figura 3.31.a se muestran las temperaturas respectivas de cada cono; la de mayor temperatura es la de mayor porosidad ya que es la última en solidificar y cumple, por lo tanto, la función de realimentador. La figura 3.31.b indica que el punto caliente permanece en la semiesfera al igual que el diseño anterior. El criterio Soundness también afirma la presencia de rechufe en la parte superior de la semiesfera y de porosidad en los conos (figura 3.35 c).





Figuras 3.31 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

Conclusión:

El aumento del volumen para el mismo sistema de alimentación promovió la presencia de porosidad en los conos. El punto más destacable de este diseño es la importancia del direccionado de la solidificación en el grado de porosidad, por lo que para el siguiente diseño se busca promover un direccionamiento de la porosidad aún más marcado, para obtener una mayor concentración de porosidad en los conos, y por otro lado lograr una mayor temperatura a la hora del desmoldeo en caliente.

3.5.3.3 Tercer diseño

Para este modelo se diseñó un cono de mayor dimensión que el otro y más cercano a la semiesfera, figura 3.32. El objetivo buscado es que la solidificación se dirija al cono de mayor dimensión y realmente el rechufe que presentaba la pieza en los modelos anteriores, basado en el efecto que se observó en el diseño anterior.

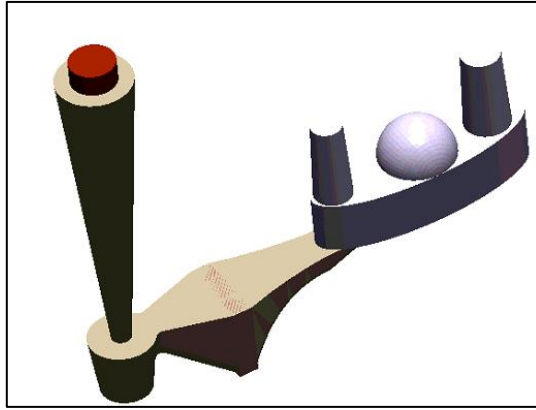
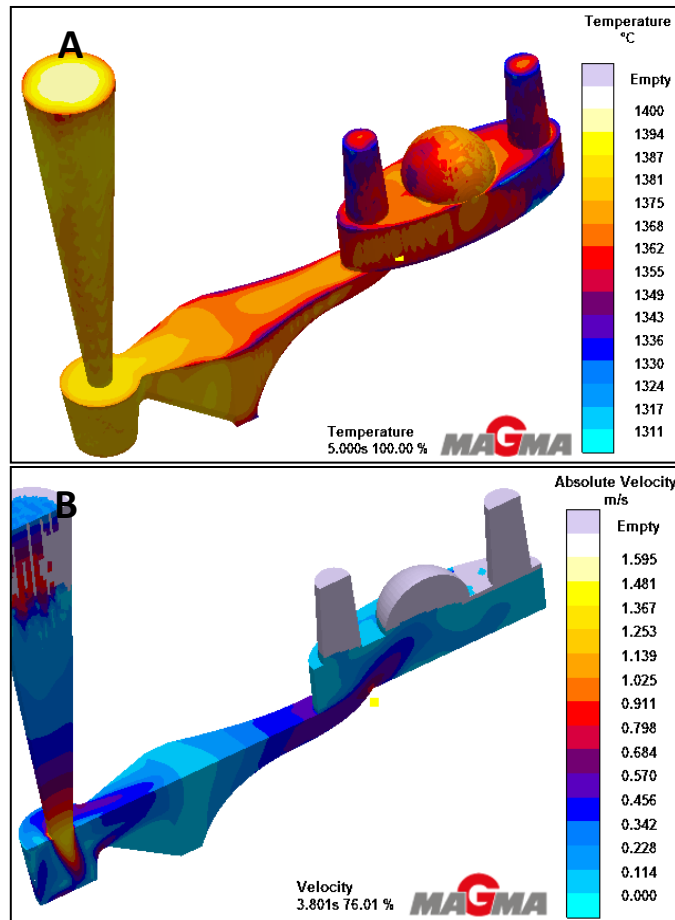


Figura 3.32: Tercer diseño del modelo 3.

Velocidad y Temperatura de llenado:

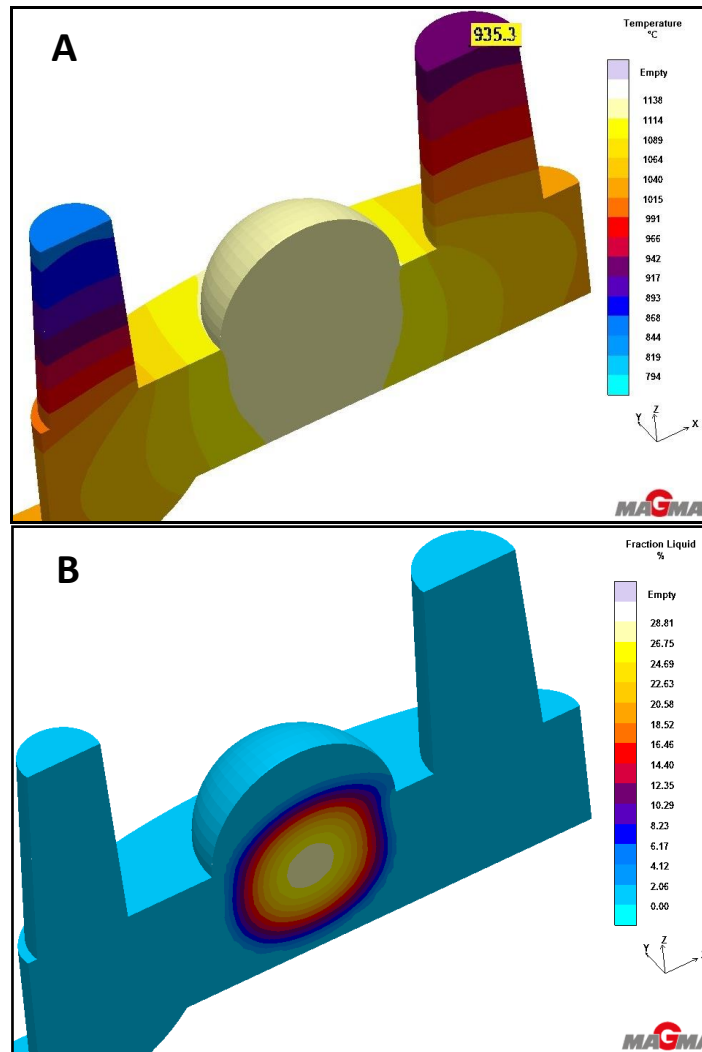
La distribución de temperaturas al finalizar el llenado, figura 3.32.a, muestra que el cono de menor tamaño se encuentra a más baja temperatura, lo que va a marcar la dirección de la solidificación. A partir de la figura 3.32.b se ve que la máxima velocidad de llenado se presenta a los 3,7 segundos y vale 0,58 m/s, por lo que cumple los requisitos propuestos.



Figuras 3.32 a y b: Temperatura y velocidad de llenado respectivamente.

Fracción de líquido y Temperatura:

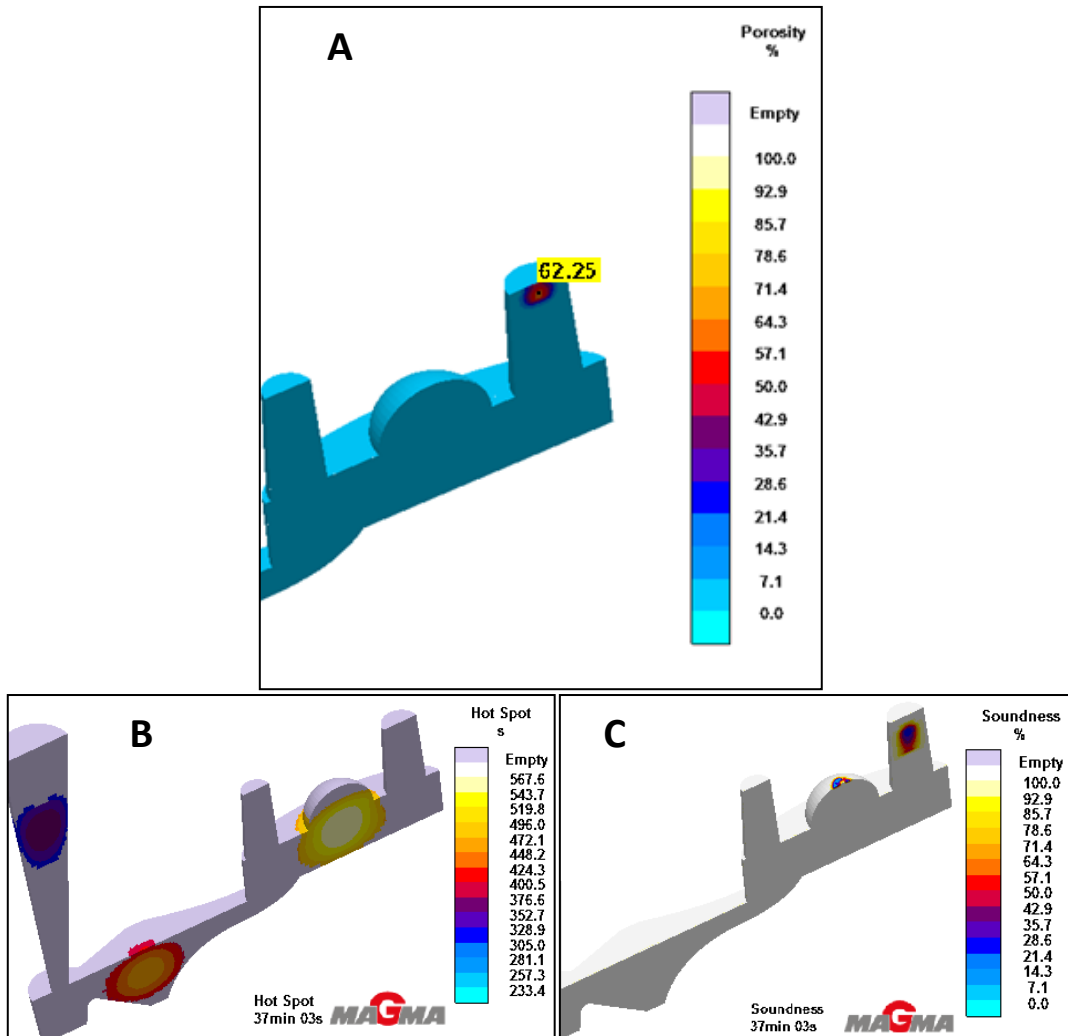
En la figura 3.45.a se observa la distribución de temperatura para el mismo instante en que se forma el cascarón (figura 3.45.b). La temperatura en el lugar de la porosidad es aproximadamente igual a 935°C en dicho instante (741 segundos). Por consecuente el modelo resulta más apropiado que el diseño anterior para el desmoldeo en caliente.



Figuras 3.33.a y b: Temperatura y Fracción de Líquido para t=741 segundos.

Porosidad, Hot Spot y Soundness:

Finalmente se logró que el diseño cumpla el objetivo inicial, concentrando la porosidad en un cono que funciona realimentando un gran punto caliente en la parte inferior de la pieza, con un valor de 62% de porosidad en el centro del cono, tal como se puede apreciar en la figura 3.34.a. Además, la figura 3.34.b muestra la presencia del punto caliente en la semiesfera y la figura 3.34.c certifica la presencia de defectos en el cono grande y un pequeño rechupe en la parte superior de la semiesfera. La secuencia de solidificación se observa en la figura 3.34.d, la cual ilustra el direccionamiento de la solidificación buscado.



Figuras 3.34 a, b y c: Porosidad, Hot Spot y Soundness respectivamente.

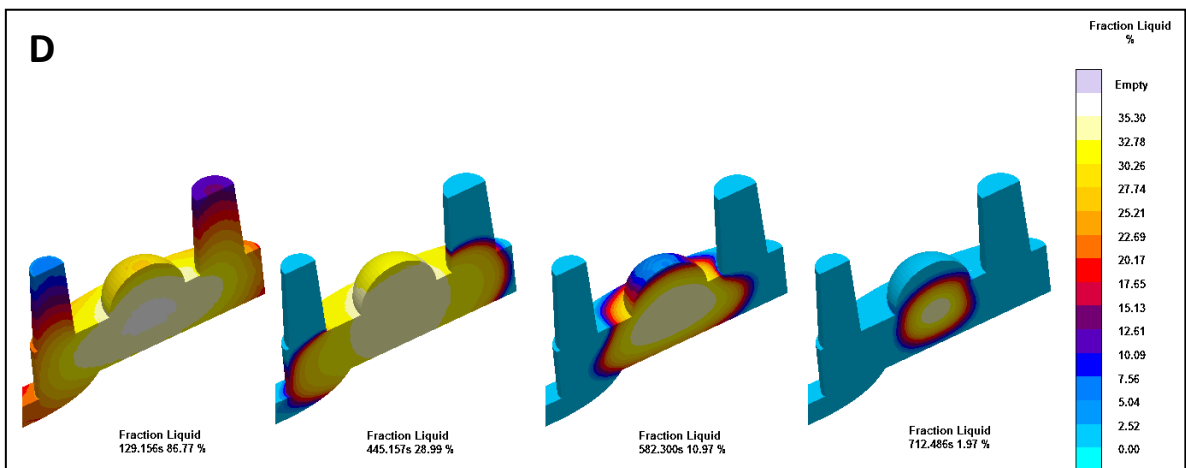


Figura 3.34.d: Secuencia de solidificación según la fracción de líquido luego de 129,1s; 445,1s; 582,3s y 712s comenzada la solidificación.

Conclusión:

Al direccionar marcadamente la solidificación se logró que un cono concentrara toda la contracción de la pieza.

La pieza presenta porosidad interna y mantiene las demás propiedades, siendo apta para la realización de la técnica DAAS ya que presentó una temperatura de 935°C en el momento en que se forma el cascaron solido.

El plano final del diseño se muestra en el Anexo al final del presente trabajo.

4. Construcción de modelos, moldes y colada experimental

4.1 Introducción

En este capítulo se explican las actividades desarrolladas para llevar a cabo la construcción de los modelos con sus respectivos moldes y las coladas experimentales. También se incluyen los procesos posteriores a la colada que permitieron el análisis de la porosidad de las piezas.

4.2 Desarrollo

4.2.1 Construcción del modelo

Para la fabricación de los modelos se empleó una impresora 3D disponible en la DMI, la cual se muestra en la Figura 4.01. El material empleado para la impresión de las piezas es ABS.

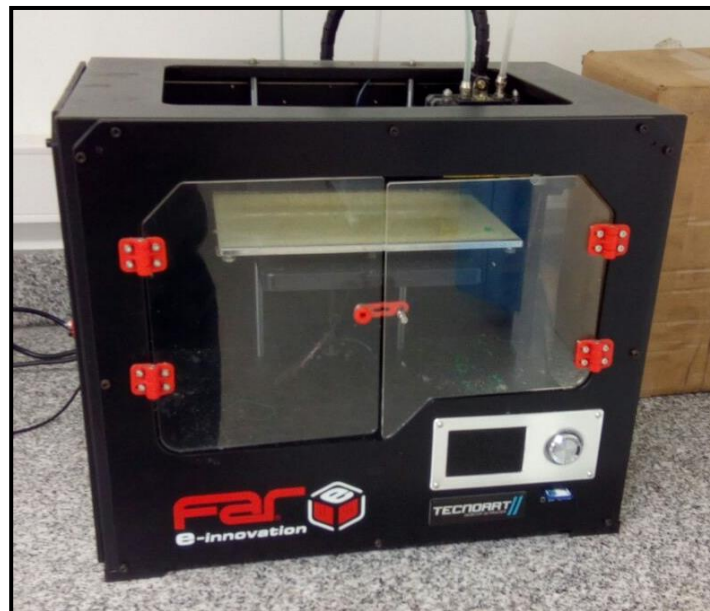


Figura 4.01: Impresora 3D del DMI

Para poder efectuar la impresión 3D primeramente se tuvo que realizar el diseño de las geometrías de los modelos en SolidWorks y exportar los mismos en formato de archivo STL. Luego estos archivos se ingresaron en el software “ReplicatorG”, el cual genera el código de programación para que la impresora reproduzca los modelos. En la

figura 4.02 se muestra la interfaz del programa, donde se observa el cubo del modelo 2 dentro de una caja que representa el área de trabajo de la impresora.

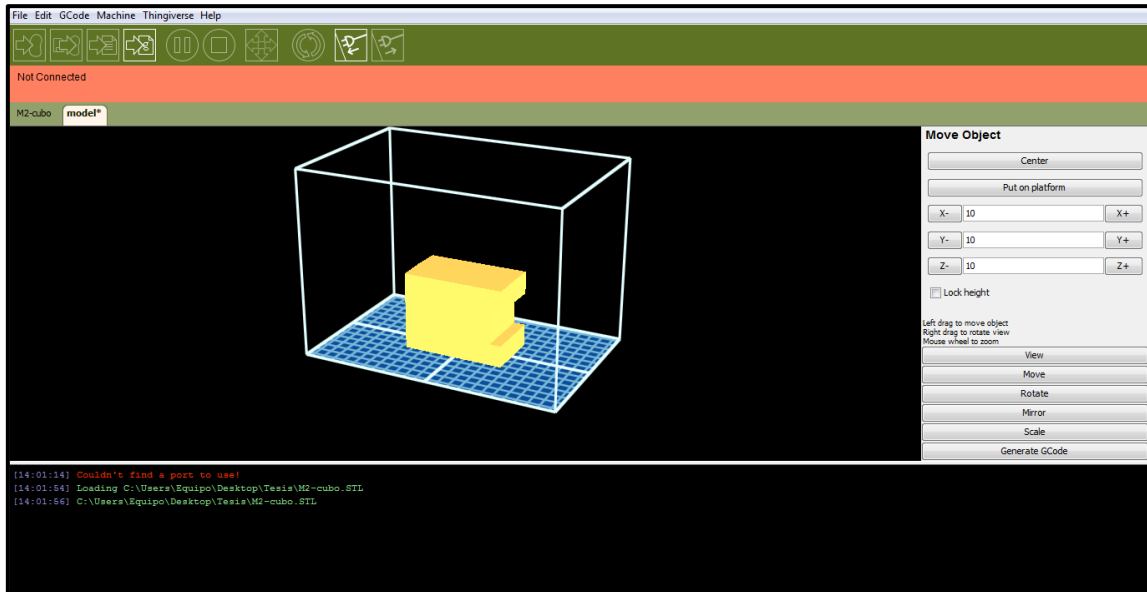


Figura 4.02: Interfaz del programa ReplicatorG, donde se representa la plataforma de la impresora y la futura pieza a imprimir.

En el código generado por el software se establecieron los parámetros correspondientes para efectuar la impresión 3D en ABS, tales como la temperatura de la plataforma y la temperatura del cabezal extrusor para permitir una pieza con buena terminación y sin defectos.

Se optó por emplear ABS como material para los modelos porque se puede mecanizar, pulir, lijar, limar, agujerear, pintar y pegar con extrema facilidad, y su acabado sigue siendo bueno. Además posee flexibilidad y es altamente resistente. Para este material se requiere una temperatura de extrusión entre 220°C y 260°C. Para este trabajo se empleó una temperatura de extrusión de 225°C, y una temperatura de la mesa de 85°C.

Para la preparación de la plataforma de impresión se empleó alcohol para la limpieza de la superficie y un fijador para mejorar la adherencia del modelo a la mesa de trabajo.

La impresión de cada modelo se hizo de manera seccionada, ya que debido a los tamaños y formas, no fue posible realizarlos en un único proceso de impresión. Cada

modelo se diseñó con un ángulo de salida de 2º para facilitar el desmoldeo en la arena durante la fabricación de los moldes.

A continuación se detalla para cada modelo la manera en que se llevó a cabo su proceso de impresión:

Modelo 1: Debido a su simetría, fue impreso en dos mitades como las que se muestran en la figura 4.03.a. Las mitades se imprimieron en esa posición para evitar la presencia de voladizos que dificulten la impresión.

Modelo 2: Debido a su tamaño y altura, se imprimieron el cubo y el cono por partes separadas como se ve en la figura 4.03.b, dejando un encastre para su posterior pegado.

Modelo 3: Dado que esta geometría es más sencilla se hizo posible realizar la impresión en una única pieza, figura 4.03.c.

Una vez finalizada la impresión de los modelos, estos fueron recubiertos con masilla plástica, lijados y pintados para mejorar la calidad superficial, como se aprecia en la figura 4.04.

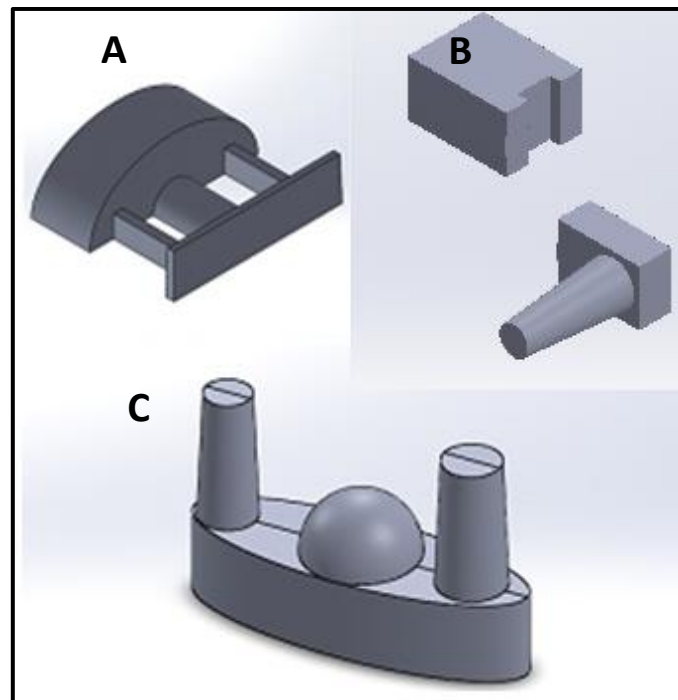


Figura 4.03.a y b: vistas de los cortes de las piezas 1 y 2 realizados para poder efectuar la impresión 3D.

Figura 4.03.c: pieza 3 completa.



Figura 4.04: Terminación final de los modelos.

4.2.2 Construcción de los moldes

Una vez finalizada la construcción de los modelos, se procedió a la fabricación de los moldes, los cuales fueron realizados con arena de sílice ligada con resinas. Se preparó una caja de moldeo y se procedió, en primer lugar, a la fabricación del bajero usando 12 kg de arena, 72 g de resina, 72 g de catalizador y 4 g de acelerador (proporciones recomendadas para este tipo de arenas).

La mezcla fue realizada en molino, en el siguiente orden: se mezcló la arena con la resina durante un tiempo tal que permitió la homogenización de la mezcla de moldeo. Luego, se procedió a colocar el catalizador y el acelerador, el cual inicia el proceso de polimerización de la mezcla.

A continuación se vertió la mezcla dentro de la caja de moldeo y se apisonó para poder asentar las arenas sobre el banco de trabajo. Se colocó el modelo recubierto con talco para permitir un sencillo desmoldeo, y se aseguró el posicionamiento hasta la línea media (señalada previamente con un marcador). El proceso de fabricación de moldes se muestra en la figura 4.05.

Finalmente se dejó endurecer y luego, siguiendo el mismo proceso descrito, se realizó el sobre.

Todos los moldes realizados son verticales para brindar mayor facilidad para el desmoldeo en caliente, ya que la técnica utilizada requiere una apertura rápida del

molde en un momento determinado. Si los moldes presentaran una dificultad mayor al momento del desmoldeo se requeriría un mayor tiempo para llevar a cabo el mismo, lo que resultaría en mayor enfriamiento de la pieza y en la posibilidad de alcanzar temperaturas por debajo de la temperatura óptima para llevar a cabo el procedimiento DAAS.



Figura 4.05: En la imagen superior se aprecia el moldeo del modelo 3 y en las imágenes inferiores el moldeo de los modelos 1 y 2.

4.2.2 Colada Experimental

4.2.2.1 Cierre del molde

Para el cerrado de los moldes se utilizó una mezcla de talco industrial y silicato de sodio aplicado con pincel. Previamente se limpió la cavidad del molde con aire comprimido y se colocaron los filtros en las cámaras de filtrado, con el especial cuidado de no dañar la cavidad de moldeo en el cierre.

Luego, se sujetaron ambas mitades del molde con sargentos para asegurar un correcto cierre y evitar la posibilidad de fugas de metal líquido por la línea de unión. Posteriormente, se pegó el basín de colada con el mismo material.

4.2.2.3 Coladas Realizadas

En la planta piloto de DMI se realizaron dos coladas de los modelos diseñados en la sección 3, a las que denominamos coladas A y B respectivamente. Las composiciones químicas obtenidas en cada colada se detallan en la tabla 9.

	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cr	% Mo	CE
Colada A	3,53	3,11	0,14	0,027	0,035	---	---	4,57
Colada B	2,78	1,96	0,09	0,015	0,03	0,03	0,011	3,43

Tabla 9: Composición química final de cada una de las coladas.

Como se observa en la tabla 9, la colada A presenta una composición hipereutéctica lo que no favorece a la presencia de porosidad por el elevado potencial de grafitización y la consecuente expansión gráfica. Por otro lado en la colada B se apuntó a obtener una composición hipoeutéctica, que por el contrario favorece a la presencia de defectos.

Como resultado de estas coladas se obtuvieron las piezas de fundición laminar correspondientes a los modelos 1, 2 y 3. Estas se pueden observar en las figuras 4.11.a, b y c respectivamente en su estado bruto de colada al desmoldar.



Figura 4.11.a, b y c: modelos desmoldados 1,2 y 3 respectivamente.

Para clasificar las probetas obtenidas de cada modelo se utilizó una denominación que indica el número de colada luego de la letra C y el número de modelo luego de la letra M. En la tabla 10 se muestra la nomenclatura que se empleó para identificar los correspondientes modelos, detallando si se empleó o no un filtro y el tipo de composición.

Colada	Probetas	Denominación	Filtrado	Tipo de Composición
A	M1	C1M1	Con filtro	Hipereutética
	M2	C1M2		
	M3	C1M3		
B	M1	C2M1	Sin filtro	Hipoeutética
	M2	C2M2		
	M3	C2M3		

Tabla 10: Denominación de las piezas coladas

La condición de filtrado del molde es de vital importancia, debido a que el mismo reduce la cantidad de impurezas dentro del metal líquido y la turbulencia del metal líquido. Las inclusiones actúan como centros de nucleación de la porosidad y por lo tanto promueven la presencia de mayor cantidad de microporosidad.

4.2.3 Preparación de las probetas

Las piezas coladas fueron preparadas para el análisis de porosidad. Para ello se realizó un corte sobre el plano medio de la probeta, con la intención de obtener el mapa de porosidad de la parte en donde se esperaba la presencia de la misma de acuerdo con las simulaciones previamente efectuadas.

El proceso llevado a cabo para obtener las muestras es el siguiente:

1. Separar el canal de bajada, filtro y canal de alimentación de la pieza.
2. Seccionar los distintos volúmenes para manipularlos individualmente.
3. Seccionar los volúmenes con un corte cercano a la sección media.
4. Rectificar la superficie para eliminar las huellas del corte.
5. Pulir la superficie con lija al agua de grano 80 hasta grano 1000 disminuyendo la cantidad de agua en la última de forma tal de evitar el desprendimiento del grafito.
6. Finalmente, acabado en el paño con alúmina grado 2 diluida en agua en una dirección hasta borrar las rayas, luego en todas direcciones moviendo la muestra hasta que la calidad del pulido sea óptima.

En las figuras 4.12.a, b y c se aprecian los distintos cortes efectuados a los modelos 1, 2 y 3 respectivamente para el análisis con el fin de hacer posible visualizar las zonas en donde se esperaba encontrar porosidad.

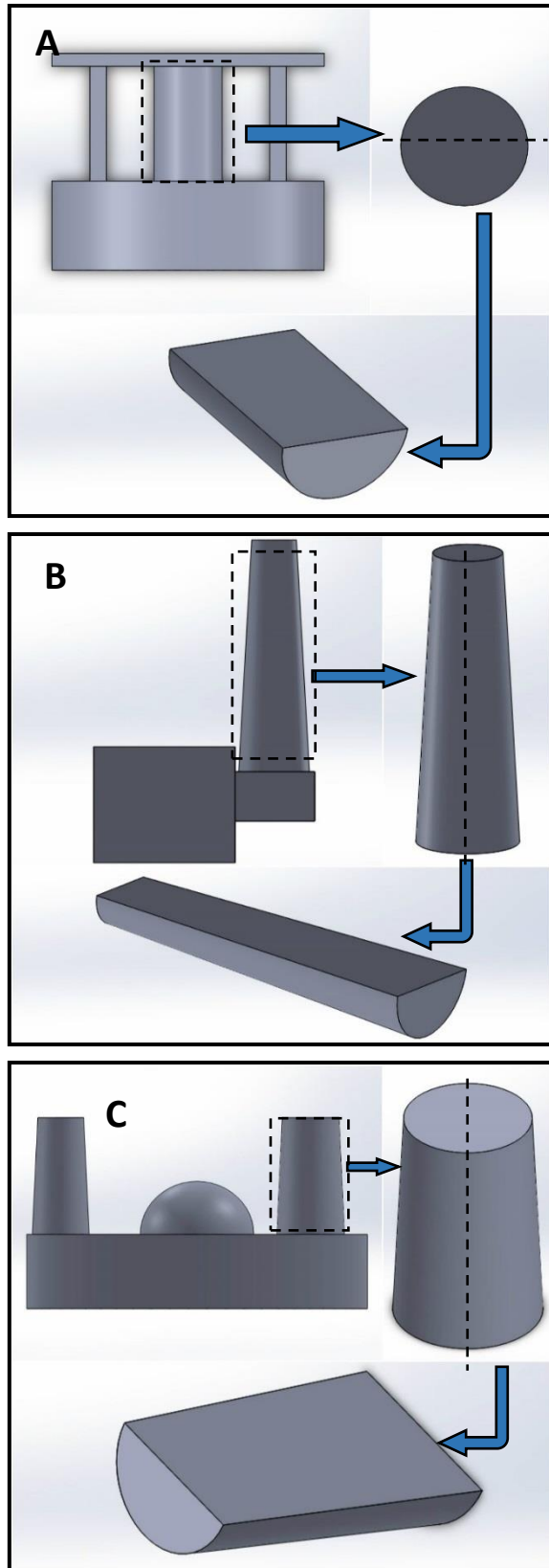


Figura 4.12.a, b y c: Continuidad de cortes realizados al modelo 1, 2 y 3 respectivamente para obtener la probeta.

5. Clasificación y Análisis de la Porosidad de las Coladas

5.1 Introducción

En este capítulo se presentan los resultados de porosidad obtenidos en las piezas coladas, analizando las probetas extraídas conforme a la metodología explicada en la sección 4. Luego, se muestra la comparación de los resultados de porosidad de las probetas experimentales con los obtenidos a partir de las simulaciones validadas de MagmaSoft.

Finalmente se efectúa un análisis de la porosidad observada en las distintas muestras.

5.2 Desarrollo

A partir de la preparación de las probetas, según lo explicado en la sección 4.2.3, se determinaron los resultados de porosidad en los modelos evaluados en las distintas coladas. Estos resultados se presentan en forma resumida en la Tabla 11:

Probetas	Tipo de Composición	Observaciones
C1M1	Hipereutéctica	Microporosidad dispersa
C1M2		Macrorrechupe concentrado y microporosidad dispersa
C1M3		Microporosidad dispersa
C2M1	Hipoeutéctica	Microporosidad dispersa
C2M2		Macrorrechupe concentrado y microporosidad dispersa
C2M3		Microporosidad dispersa

Tabla 11: Resultado de las coladas experimentales

Para continuar el análisis se ordenaron los resultados de porosidad obtenidos según el modelo al que corresponden, diferenciando también la colada a la que pertenecen.

5.2.1 Modelo 1

En la figura 5.1.a y b se observan los sectores analizados de las probetas C1M1 y C2M1 respectivamente, donde no se observa la presencia de ningún defecto a nivel macroscópico.

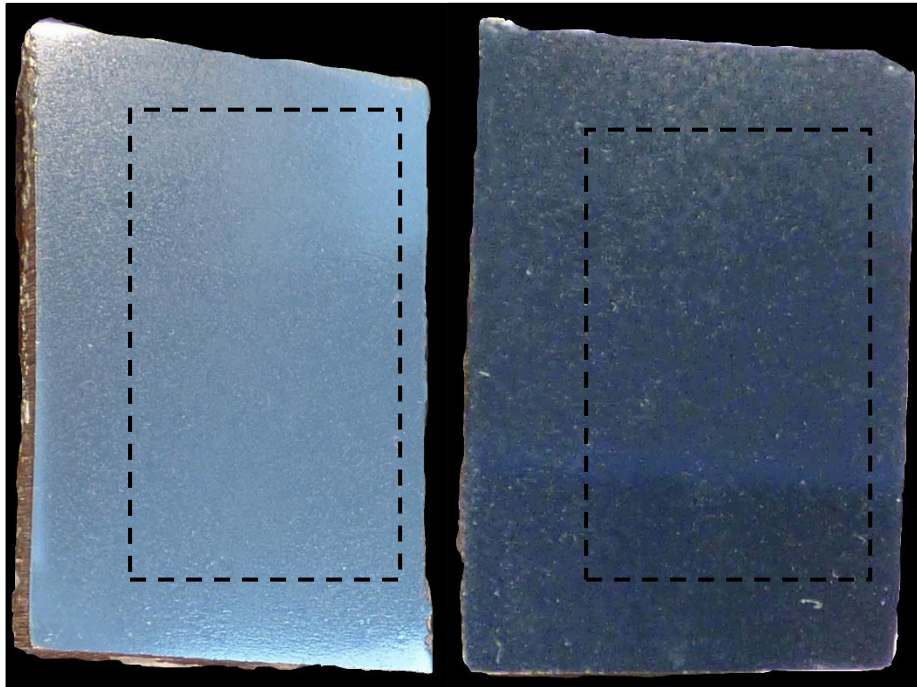
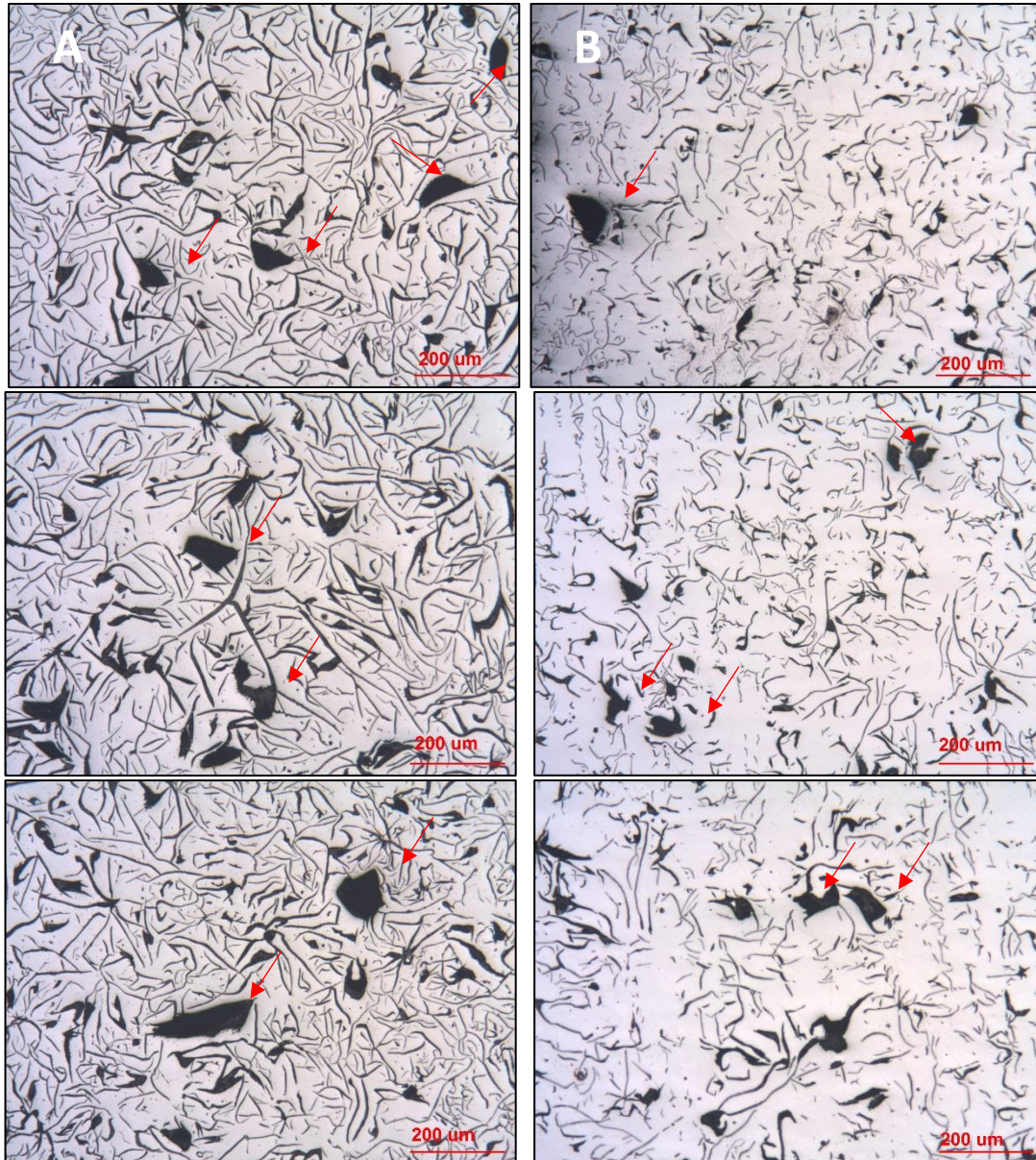


Figura 5.01.a y b: Probetas C1M1 y C2M1.

Para estas probetas sólo se evidenció un bajo nivel de microporosidad dispersa, el cual se muestra en la figura 5.02.a y b, y en las figuras 5.03.a y b. El área donde se encontraron dichos defectos se marcó en las figuras 5.01 en ambas probetas.



Figuras 5.02.a y b: Las imágenes a corresponden a la probeta C1M1 y las b a la probeta C2M1, ambas con 50x.

Los microrrechupes observados se encuentran en LTF y presentan una leve forma interdendrítica. Su tamaño es superior al de las láminas de grafito.

Para determinar que los defectos señalados correspondan a porosidad se observaron los detalles con un mayor acercamiento. En la figura 5.03 se observan las micrográficas con un acercamiento de 200 aumentos.



Figuras 5.03.a y b: Las micrografía A corresponden a la probeta C1M1 con 200x y la micrografía B a la probeta C2M1 con 100x.

5.2.2 Modelo 2

En la figura 5.4.a y b se presentan las probetas C1M2 y C2M2 respectivamente, donde se indican los lugares donde se presentó la microporosidad observada en el microscopio.

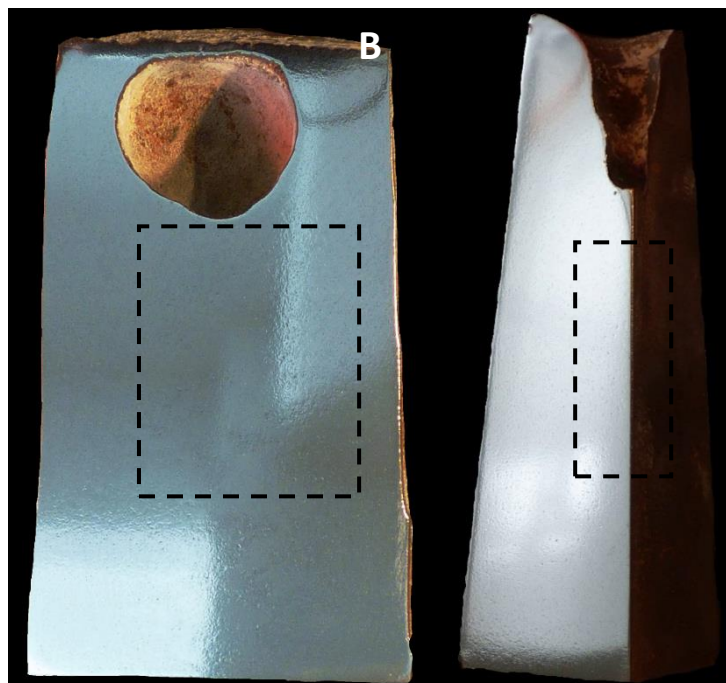


Figura 5.04.a y b: Probeta C1M2 y C2M2.

En la colada 1 se encontró microporosidad distribuida en el cono y un macrorrechupe concentrado en la parte superior del mismo, tal como se ve en Figura 5.05.a. En la colada 2 un macrorrechupe abierto se encontró en la parte superior del cono rodeado de una leve microporosidad, ver figura 5.05.b.

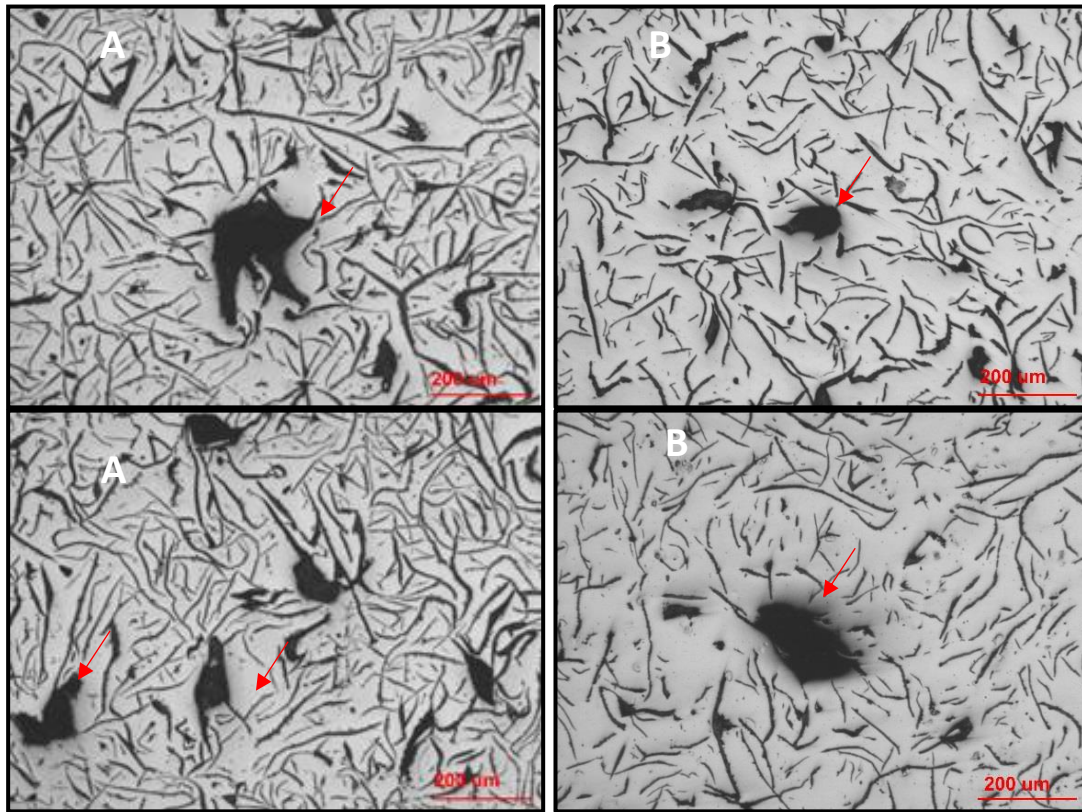


Figura 5.05.a y b: Probeta C1M2 y C2M2 con 50x. Presencia de baja microporosidad.

Para analizar la porosidad presente se observaron nuevamente a mayores aumentos los defectos en cuestión. Las figuras 5.06.a y b muestran las probetas mencionadas a 200 aumentos.

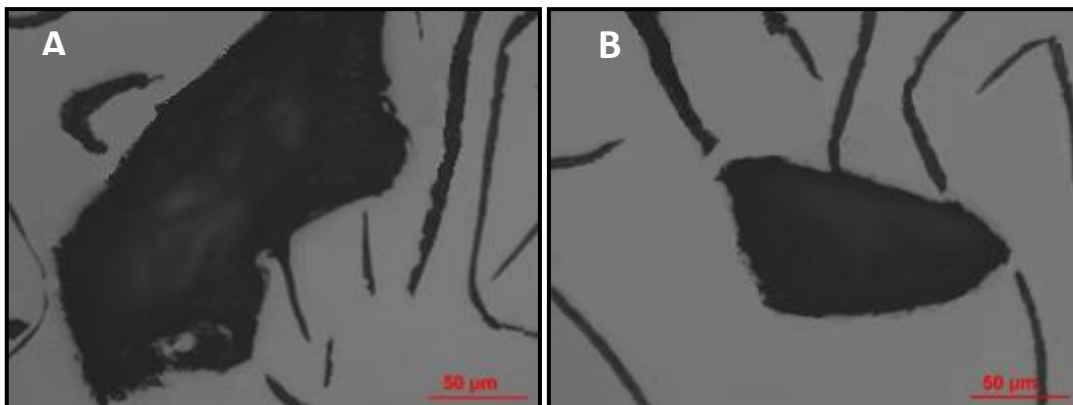


Figura 5.06.a y b: Zoom en zonas de microporosidad, probeta C1M2 y C2M2 respectivamente con 200x.

5.2.3 Modelo 3

Las probetas extraídas del Modelo 3 de la colada A y B se presentan en la figura 5.07.a y b respectivamente.

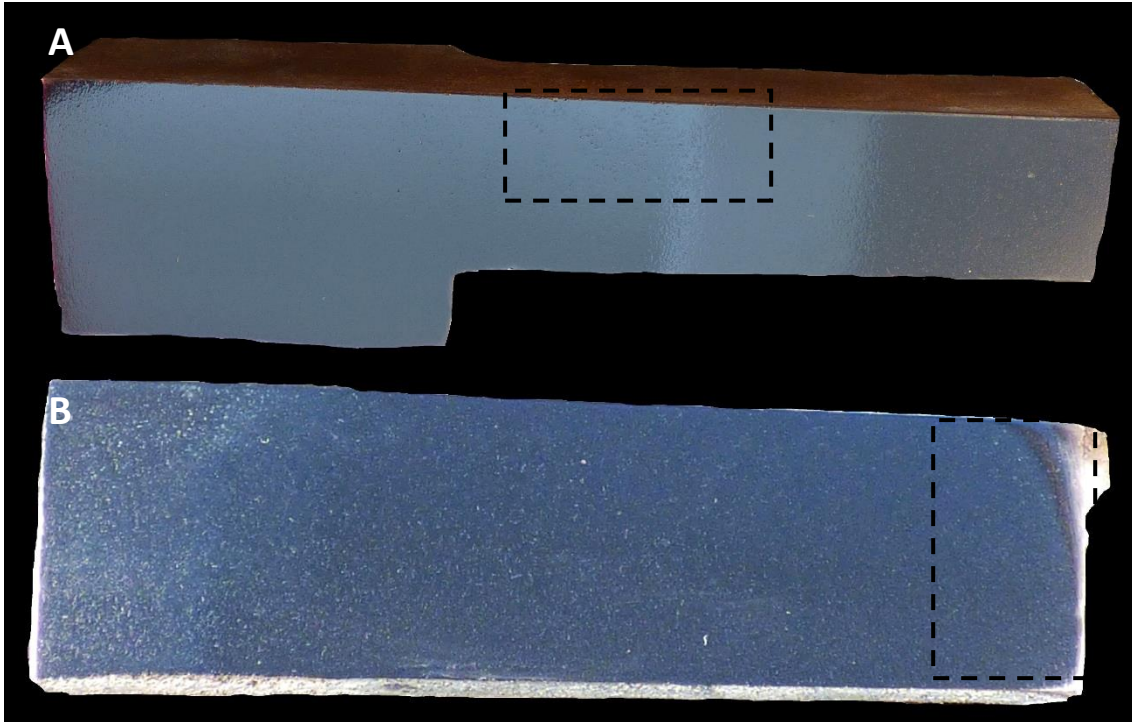


Figura 5.07.a y b: Probeta C1M3 y C2M3 respectivamente.

Para estas probetas sólo se evidenció microporosidad dispersa donde se marcó en la figura 5.08.a y una leve microporosidad dispersa para el caso de la figura 5.08.b.

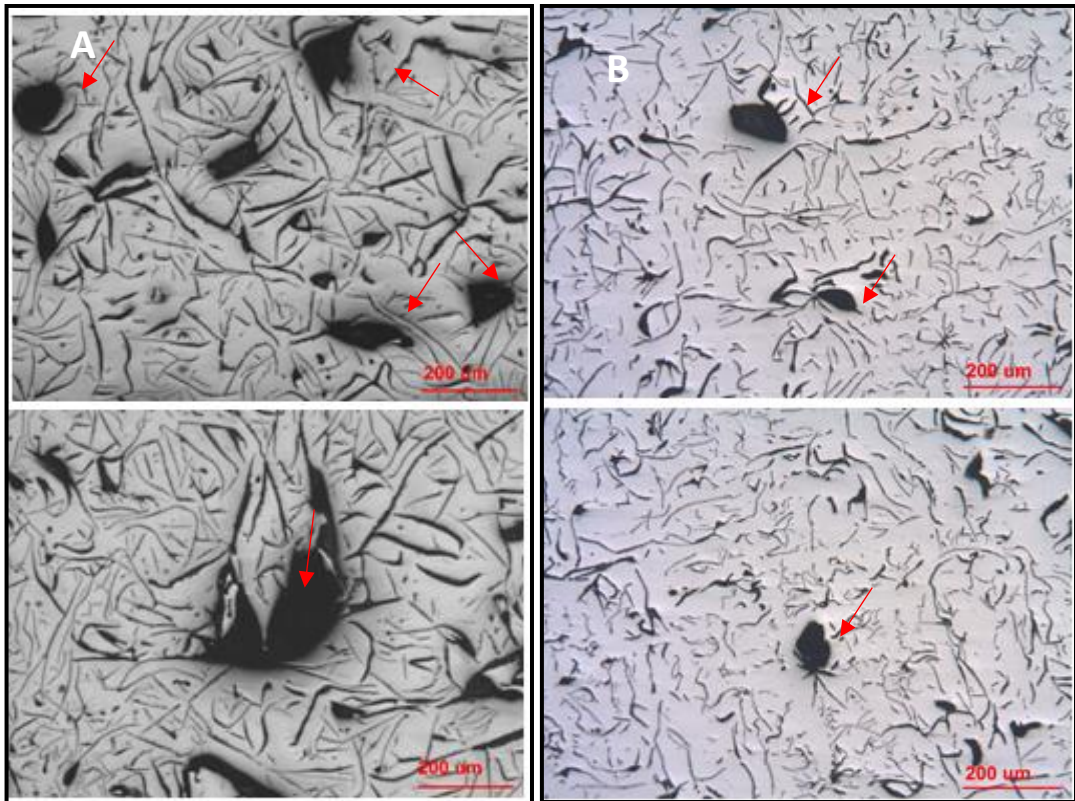


Figura 5.08.a y b: Microporosidad en la probeta C1M3 y C2M3 a 50x.

Se corroboró que los defectos se trataran de porosidad llevando a cabo la inspección a mayores aumentos. Las figuras 5.09.a y b muestran las probetas C1M3 y C2M3 con 200 y 100 aumentos respectivamente.

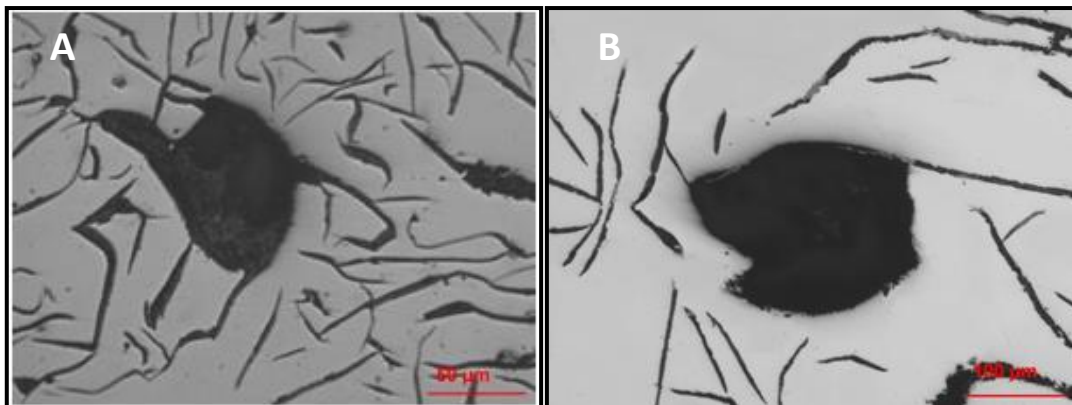


Figura 5.09: (a) Ampliación a 200x de C1M3, (b): Ampliación a 100x de C2M3.

5.3 Validación de las Coladas

En esta sección se muestra la comparación entre los resultados de las coladas experimentales analizadas en la sección anterior y los obtenidos en las simulaciones del software.

Los tiempos de llenado se cronometraron para cada molde, tomando registro en video del proceso. Asimismo se midieron la temperatura inicial del molde y la temperatura a la cual se volcó el metal del horno a la cuchara, no pudiendo determinar la temperatura exacta a la que se llenó cada molde.

5.3.1 Colada A

La colada A es la primera realizada, con una composición química hipereutéctica de carbono equivalente igual a 4,52% (ver tabla 9, sección 4.2.2.3), diferente de la composición química de la colada de la copa de prueba, validada en la sección 2.

Por consecuente para la validación de estos modelos se los simuló con los parámetros validados de la sección 2 pero con una composición química diferente. La composición química utilizada se ve en la tabla 12, la cual corresponde a la aleación GJL-350 de la base de datos de MagmaSoft con una modificación en el %C de un 3% a 3,4%.

Tipo de Fundición	Composición %				
	C	Si	Mn	P	S
GJL-350	3.4	1.4	0.9	0.1	0.1

Tabla 12: Aleación GJL-350 de MagmaSoft modificada.

Los resultados dichas simulaciones se analizan en las secciones siguientes, donde se comparan con los resultados experimentales de las coladas.

5.3.1.1 Modelo 1

La probeta C1M1 no presenta defectos a nivel macro, aunque si microporosidad dispersa. Esto coincide con la simulación de MagmaSoft, que predice la presencia de defectos en la zona donde se hallaron, como se muestra en la figura 5.10 donde se recuadra el lugar observado en microscopio con la correspondiente a la micrografía.

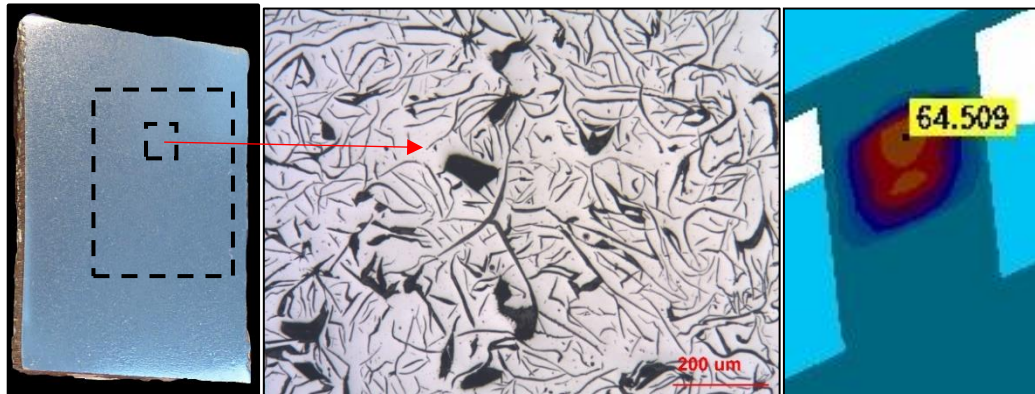


Figura 5.10: Comparación de los resultados experimentales con la simulación de MagmaSoft.

5.3.1.2 Modelo 2

La probeta C1M2 presentó un macrorrechupe concentrado en la parte superior de la probeta cónica. Dicha probeta también presenta microporosidad en la parte inferior del macrorrechupe. En la validación realizada en MagmaSoft, coincide la ubicación de los defectos, tanto a nivel macro como micro, como se muestra en la figura 5.11.

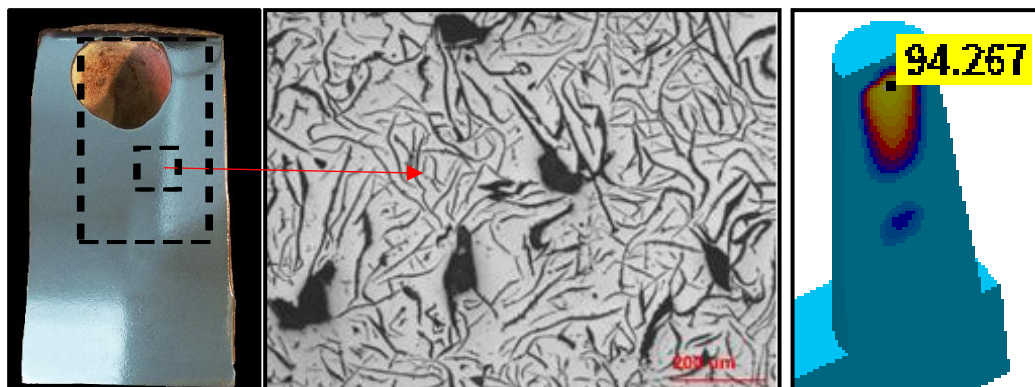


Figura 5.11: Comparación de los resultados experimentales con la simulación de MagmaSoft

5.3.1.3 Modelo 3

La probeta C1M3 presenta microporosidad dispersa, con ausencia de macroporosidad. En la validación de MagmaSoft se obtiene un valor de porosidad elevado y puntual en la misma zona en donde la probeta presenta la microporosidad dispersa. En la figura 5.12 se hace la comparación de ambas.

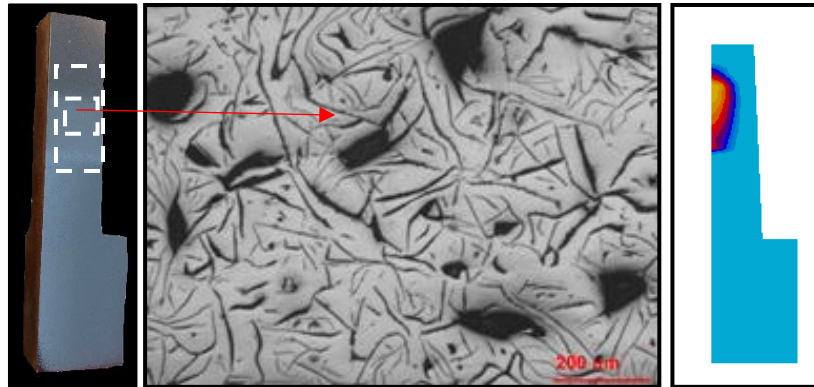


Figura 5.12: Comparación de los resultados experimentales con la simulación de MagmaSoft.

5.3.2 Colada B

La colada B se realizó con una composición química hipoeutéctica de carbono equivalente igual a 3,43%. Los detalles de la composición se aprecian en la tabla 7 de la sección 4.2.2.

5.3.2.1 Modelo 1

La probeta C2M1 presentó microporosidad dispersa en un bajo nivel respecto a las otras probetas.

En la figura 5.13 se observa el resultado de porosidad de la simulación de MagmaSoft con la composición química real y los parámetros validados. Se vuelve a repetir la coincidencia del lugar del defecto, el cual el software lo predice en toda la región de la probeta con un bajo porcentaje. El valor de porosidad de MagmaSoft en el centro de la probeta es de 50% aproximadamente.

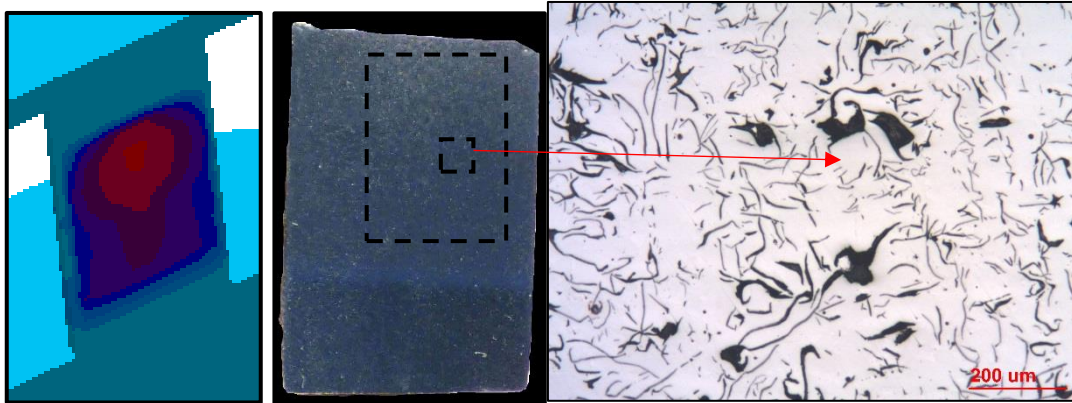


Figura 5.13: Validación de Probeta C2M1 en MagmaSoft.

5.3.2.2 Modelo 2

La probeta C2M2 presentó un macrorrechupe en la parte superior y microporosidad rodeando al mismo.

La comparación entre la probeta simulada y la experimental se aprecia en la figura 5.14. Se muestra un corte de $\frac{1}{4}$ de la pieza en ambos casos.

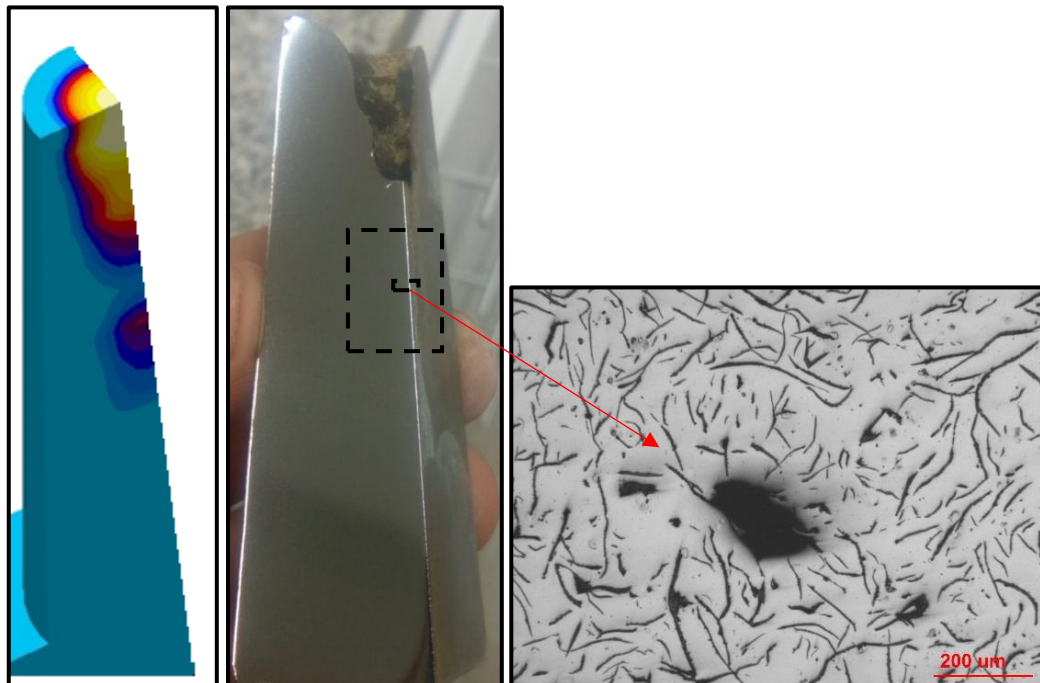


Figura 5.14: Comparación de MagmaSoft con probeta C2M2 experimental.

5.3.2.3 Modelo 3

La comparación entre la probeta simulada y la experimental se aprecia en la figura 5.15. En comparación con la probeta C1M3 la porosidad obtenida tanto en la simulación como en la probeta real disminuyó.

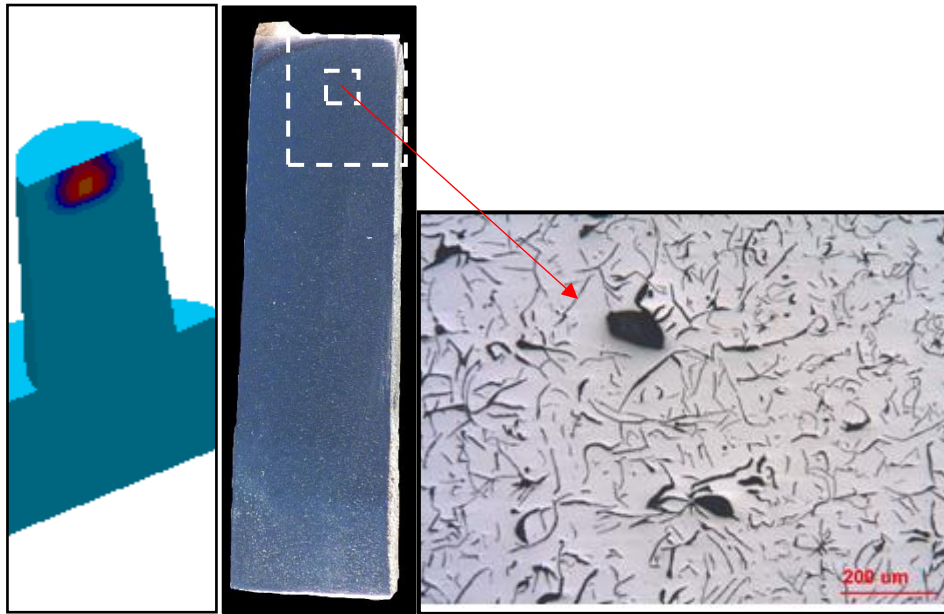


Figura 5.15: Comparación de MagmaSoft con probeta C2M3 experimental.

5.4 Análisis de resultados de porosidad

En cuanto a la presencia de defectos en las piezas, se debe mencionar que sólo el modelo 2 presentó rechupes concentrados en su interior. De todas formas, cuando se analiza la microestructura de las muestras de cada uno de los modelos diseñados, se encuentra gran cantidad de microrrechupes dispersos, tal como se ejemplifica en las Figuras 5.02, 5.05 y 5.08. Asimismo se debe mencionar que las microcavidades se encuentran principalmente en lo que parecen ser las últimas regiones en solidificar de las muestras.

En algunos casos se hace posible observar la característica forma interdendrítica de los microrrechupes encontrados. Este hallazgo sugiere que los brazos de dendrita secundarios, que crecieron en forma cooperativa con el grafito laminar durante el eutéctico, se vieron impedidos de continuar su crecimiento producto de una deficiencia en la alimentación de metal líquido, dando lugar así a estas microcavidades de contracción.

Los resultados obtenidos en este trabajo en cuanto a la ubicación, morfología y origen de las cavidades de contracción en piezas de fundición laminar, presentan grandes similitudes con los que se obtuvieron anteriormente en la bibliografía para muestras de fundiciones nodulares y vermiculares.

5.5 Conclusión

En esta sección fue posible validar todos los modelos diseñados en cuanto a ubicación porosidad observada, pero se observó que la misma se obtuvo en menor cantidad que lo predicho por MagmaSoft.

Se observa que el modelo 2 fue el que mejores resultados presentó en cuanto porosidad, presentando tanto grandes rechupes concentrados como microporosidad dispersa.

El resto de los modelos presentó microporosidad dispersa en su interior, que en algunos de los casos alcanza a presentar la característica forma interdendrítica propia de los rechupes encontrados en otros trabajos para fundiciones nodulares y vermiculares.

6. Conclusiones generales del trabajo

1. Se diseñaron correctamente tres piezas que presentan defectos de contracción tanto grandes como pequeños en piezas de fundición laminar y que asimismo permiten el revelado de la macroestructura de solidificación mediante la técnica DAAS. Debido a su geometría sencilla, y a los mejores resultados obtenidos tanto en micro y macro porosidad, se concluye que el modelo 2 es el más adecuado para continuar con futuros trabajos.

2. Se logró emplear la simulación computacional como una herramienta eficaz para el diseño de los modelos mediante el modelado del llenado y solidificación de piezas coladas. Asimismo fue posible ajustar los parámetros de simulación de manera tal de validar los resultados de las mismas con los de las coladas experimentales.

3. La microporosidad de contracción encontrada en este trabajo se halla en las regiones LTF y adopta la forma de los brazos interdendríticos. Esto presenta grandes similitudes con los que se obtuvo anteriormente en la bibliografía para muestras de fundiciones nodulares y vermiculares.

7. Futuros trabajos

A partir de este trabajo se hace posible llevar a cabo la investigación de la relación entre la estructura de solidificación y las cavidades de contracción en piezas de fundición laminar. Los pasos a seguir en el futuro son los siguientes:

- Aplicar la técnica DAAS en nuevas coladas empleando las probetas diseñadas, de forma tal de hacer posible obtener la macroestructura de solidificación.
- Emplear la técnica de ataque color para revelar las últimas zonas en solidificar en las muestras obtenidas.
- Emplear SEM para analizar las microcavidades obtenidas.
- Emplear EBSD para determinar fehacientemente la ubicación de los rechupes con respecto a la macroestructura de solidificación.

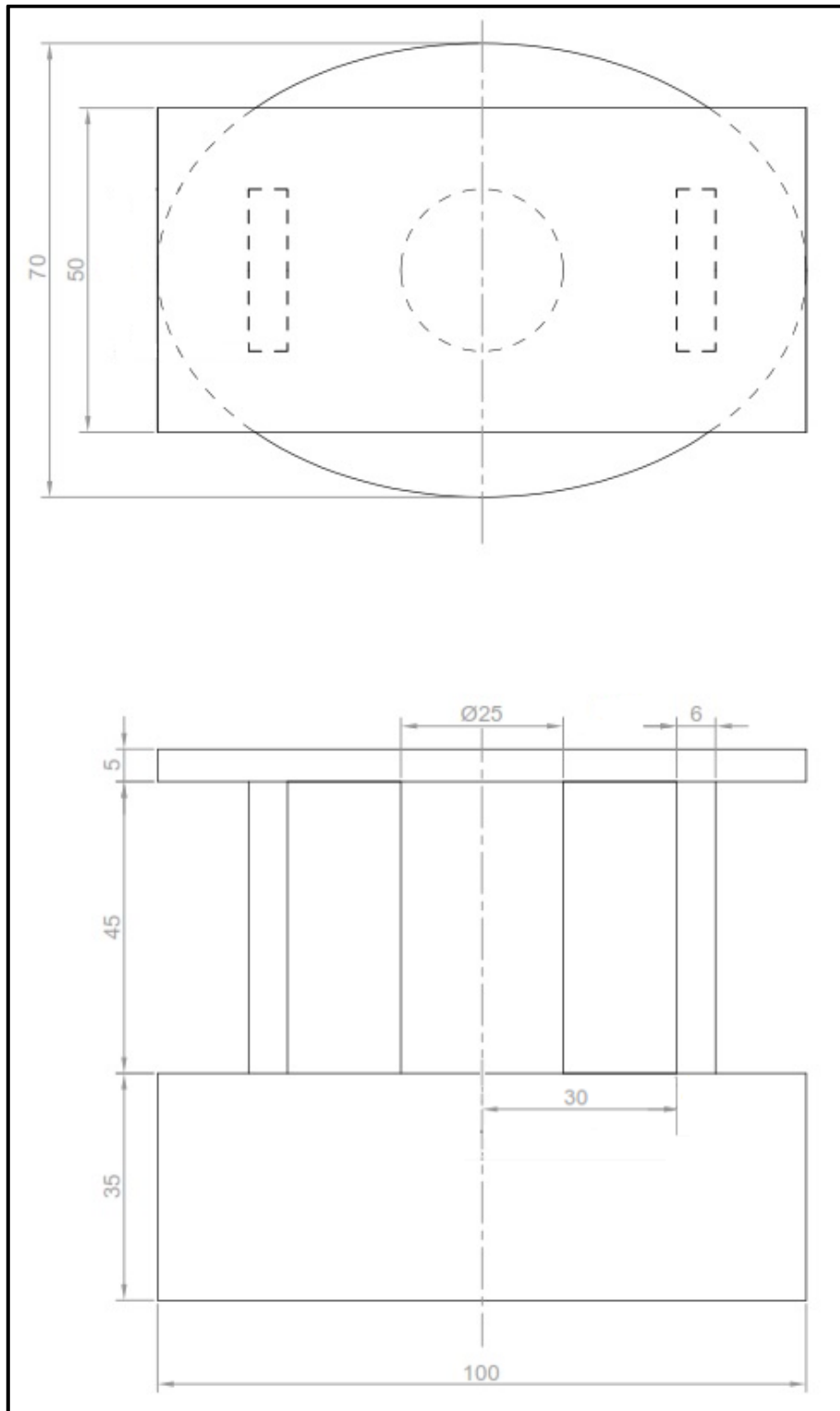
A partir de toda la información recolectada al aplicar cada una de las técnicas descritas, sería factible elaborar una teoría que describa el mecanismo de solidificación de las fundiciones laminares y lo relacione con la formación de las microcavidades de contracción en este material.

8. Referencias

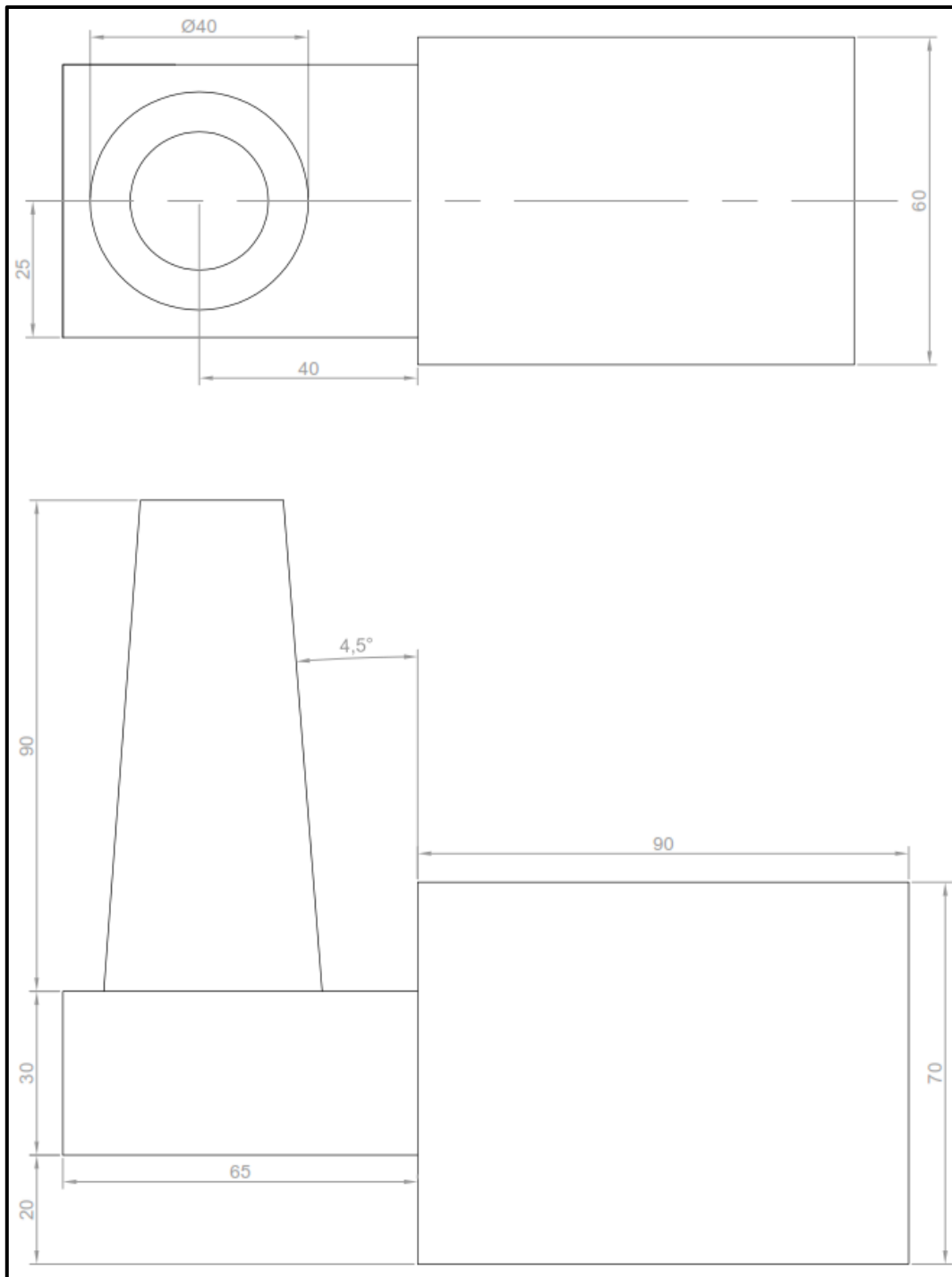
1. J. Massone, G. Rivera. Apuntes “Metalurgia física”, UNMDP, 2014.
2. ASM International. Capítulo “Cast iron”, Handbook Volumen 1.
3. G. Rivera, P.R. Calvillo, R. Boeri, Y. Houbaert, J. Sikora. “Examination of the solidification macrostructure of spheroidal and flake graphite cast irons using DAAS and EBSD”
4. J, Campbell. “Castings”. Capítulo 7 “Solidification shrinkage”, segunda edición.
5. Stefanescu, D.M. “Computer simulation of shrinkage related defects in metals castings – a review”. Int. Journal of Cast Metal Res. Vol.18, N°3, páginas 129 a 143. Año 2005.
6. M. Gamba, I. Galarreta. Apuntes “Tecnología de la fundición”. Revisión bibliográfica, UNMDP, 2015.
7. Rivera, G. Boeri, R. J. Sikora. “Solidification in grey cast iron”. División Metalurgia INTEMA, UNMDP, 2003.
8. Beraha, E. y Shpigler, B. “Color Metallography”, American Society for Metals, [1977].
9. Rivera, G. Boeri, R. J. Sikora. “Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron”. Material Science and Technology, Año 2002, Vol. 18.
10. Rivera, G. Boeri, R. J. Sikora. “Research advances in Ductile Iron Solidification”. División Metalurgia INTEMA, UNMDP, 2003.
11. J.I. Cachela, B.A. Tornese. Trabajo final “Desarrollo de una metodología para relacionar la macroestructura de solidificación con las microcavidades de contracción en Fundición Nodular”. División Metalurgia INTEMA, UNMDP, 2010.
12. L. Elmquist, A. Diószegi, T. Björklind. “On the Formation of Shrinkage Porosity in Gray Iron Castings”. Dept. of Mechanical Engineering/Material and Manufacturing, Jönköping University, Suecia, vol 457, 2011.
13. L. Elmquist, K. Soivio, A. Diószegi. “Cast Iron Solidification Structure and how it is related to Defect Formation”. Jönköping University, Dept. of Mechanical Engineering/Materials and Manufacturing – Casting, Sweden, 2014.

14. E. Gómez, M. López. Trabajo final “Análisis térmico de Fundiciones de Hierro. Estudio de la sensibilidad y reproducibilidad del método”. División Metalurgia INTEMA, UNMDP, 2010.

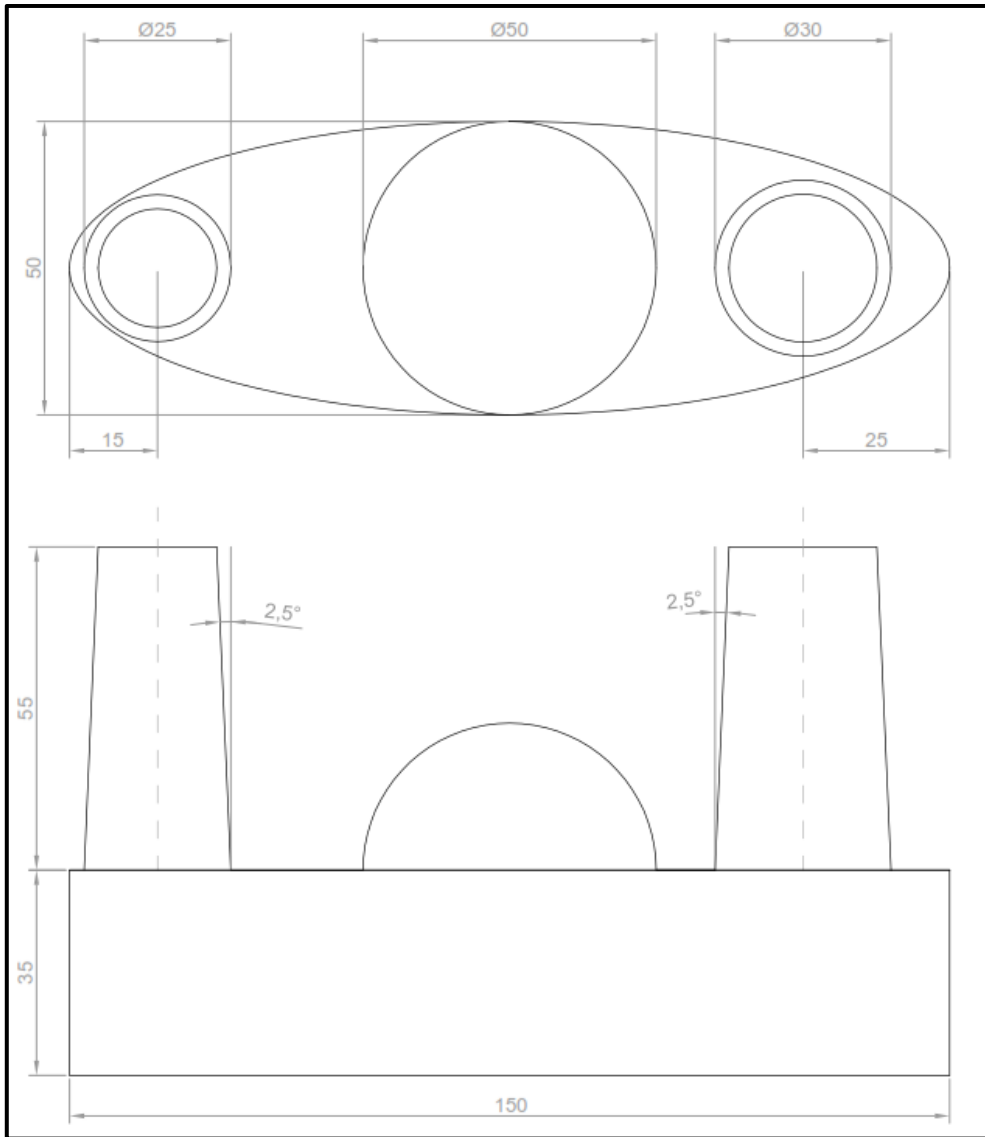
Planos Anexos:



Anexo 1: Croquis del modelo 1, escala 1:1.



Anexo 2: Croquis del modelo 2, escala 1:1.



Anexo 3: Croquis del modelo 3, escala 1:1.