UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

"ESTUDIO DE LA SOLIDIFICACIÓN DE UN HIERRO NODULAR"

POR

JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA JULIO DE 2011

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

ESTUDIO DE LA SOLIDIFICACIÓN DE UN HIERRO NODULAR

POR

JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA JULIO DE 2011

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis "Estudio de la solidificación de un Hierro Nodular" realizada por el Ing. José Roberto Benavides Treviño sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

El Comité de Tesis

Asesor
Dr. Arturo Juárez Hernández

Coasesor
Dr. Marco A.L Hernández Rodríguez

Coasesor
Dr. Bernardo Campillo Illanes

Vo. Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Julio de 2011

DEDICATORIA

Especialmente a mis padres Jesús Benavides y Alicia Treviño

A mis hermanos Jesús y Alejandro

A mi novia Tania Carolina Arista Ríos

AGRADECIMIENTOS

A mi familia por todo el apoyo y la confianza que siempre me han brindado.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y la Universidad Autónoma de Nuevo León.

A la empresa:

Blackhawk®
The Castings Specialist

Por darme la oportunidad de realizar esta investigación y por la colaboración de los ingenieros Juan Gerardo Garza Rodríguez, Jesús Mario Núñez Gómez, Edwin Clemente Roque García durante la misma.

A mi asesor, el Dr. Arturo Juárez Hernández a quien agradezco el apoyo brindado, sus consejos, su confianza, su paciencia y sobre todo su gran amistad.

Al Dr. Marco A.L. Hernández Rodríguez por su participación en el proyecto, su apoyo, confianza y amistad.

Al Dr. Manuel Castro Román por su valiosa asesoría del tema.

A todos los doctores que me impartieron clases, que me apoyaron e impulsaron para desarrollar este proyecto.

A mis amigos Daniela, José Ayala, Yaneth, Geo, Karina, Hilario, Edgar, Victor, Javier Ortega, Diabb, Melvin, Vicente, Gabriela, Jorge que además de su amistad colaboraron de una u otra forma para que el proyecto se llevara a cabo.

Y especialmente a los Maestros Angel Rolando Rivas, Esmeralda Arellano, Ezequiel Rodríguez, Omar López, Mónica Balboa, Nereida Gonzales y la Dra. Patricia Zambrano que fueron los que me impulsaron a seguir avanzando en mi carrera.

Índice

CAPITULO 1 1
CAPITULO 2 4
2.1 Clasificación de los hierros 5
2.2 Propiedades de los hierros fundidos 8
2.3 Fundición de hierro nodular 10
2.3.1 Proceso de solidificación del hierro nodular 12
2.4 Inoculación 15
2.5 Factores que deben ser controlados en la fundición de hierro nodular 17
2.6 Moldeo en arena 19
2.6.1 Fuerza de empuje en el molde 20
2.7 Defectos en fundiciones de hierro nodular 22
2.8 Simulación de fundiciones en ProCAST. 24
CAPITULO 3 27
3.1 Introducción 27
3.2 Diseño del sistema de colada 27
3.3 Instrumentación del molde 32
3.4 Fundición del modelo 34
3.5 Preparación de muestras para metalografía y tensión 37
3.6 Simulación del proceso de vaciado en ProCAST 40
CAPITULO 4 45
4.1 Introducción 45
4.2 Curvas de enfriamiento 45
4.3 Análisis microestructural 51
4.4 Análisis ensayos de tensión 56
4.5 Resultados de simulación en ProCAST 57
4.6 Curvas de enfriamiento simuladas 65
CAPITULO 5 68
Bibliografía 70
Lista de tablas 72
Lista de figuras 73
Apéndice A 75
Apéndice B 76

CAPITULO 1
Introducción

El hierro nodular ha crecido en gran medida dentro de la industria de la fundición, debido a que su proceso de fabricación es similar al de un hierro gris y tiene propiedades equivalentes a la de los aceros. Por su mayor contenido de carbono ha empezado a remplazar piezas que anteriormente se fabricaban de acero, debido a que es un 10% más ligero.

A diferencia de una fundición gris, la cual contiene hojuelas de grafito, la fundición nodular tiene una estructura de colada que está compuesta por partículas de grafito en forma de pequeños nódulos esferoidales en su matriz, que constituyen aproximadamente el 10 por ciento en volumen del hierro nodular (1).

Las propiedades mecánicas de las fundiciones de hierro dependen en gran medida de ciertos factores tales como; su composición química (la cual determina el tipo de matriz), la eficiencia del inoculante (que determinará la forma, el tamaño, y la cantidad de grafito), la velocidad de enfriamiento, y por ultimo algún tratamiento térmico posterior a la fundición. Cabe señalar que no se puede cambiar la forma del grafito, al menos que el material se vuelva a fundir.

La estructura de la matriz de las fundiciones de hierro es extremadamente sensible a los elementos en su composición dado que existen diversos elementos que favorecen o impiden la formación de fases como ferrita y perlita. Además es importante tener especial cuidado de la cantidad de “carbono equivalente (CE)” ya que de esto depende si el grafito precipita en la matriz o no.

Las fundiciones de hierro se caracterizan por tener un CE mayor al 2% en peso; normalmente las fundiciones de hierro nodular tienen un CE de 4.3%, mientras que los aceros tienen un CE menor al 2% (1).

Las empresas en su búsqueda de optimizar procesos, reducir costos y mejorar la calidad de los productos utilizan modernos programas de simulación para simular los procesos de coladas de metales. Los programas cuentan con bases de datos de propiedades termofísicas de las aleaciones más comunes (aluminio, hierro, latón, etc.) y de diversos materiales con los que se fabrican los moldes (resinas, arenas, etc.). Esta herramienta puede predecir la transferencia y disipación de calor de cada elemento del sistema lo que nos permite predecir defectos (porosidades, contracciones, etc.) y optimizar los procesos.

Hipótesis:

Un cambio en la velocidad de enfriamiento de un hierro nodular tendrá como consecuencia un cambio en la microestructura y por lo tanto de sus propiedades

Objetivo General:

Usando como referencia las dimensiones de las piezas fabricadas de hierro nodular por la empresa Blackhawk se podrá determinar la relación de la microestructura, tamaño y cantidad de nódulos respecto a la velocidad de solidificación y su efecto sobre las propiedades mecánicas, lo que nos permitirá proporcionar valiosa información para la empresa y generar conocimiento del comportamiento del material en determinadas condiciones de solidificación.

Objetivos Particulares:

1. Realizar modelo de placas de varios espesores para obtener diferentes velocidades de solidificación.
    - Sistema que nos permita enfriar a diferentes velocidades de solidificación.
    - Realizar la captura y el análisis de las curvas de enfriamiento y solidificación
2. Análisis microestructural, se evaluará el tamaño y cantidad de nódulos, los porcentajes de perlita y ferrita, y se correlacionará la microestructura del hierro, con la velocidad de solidificación y propiedades mecánicas.
3. Realizar una simulación del modelo de placas empleando el ProCast para determinar la confiabilidad de la predicción de las propiedades del hierro
4. Analizar resultados.

CAPITULO 2
Antecedentes

El hierro es uno de los cuatro elementos más abundantes sobre la superficie terrestre (5%) en comparación con otros metales, el termino hierro identifica a una extensa familia de aleaciones ferrosas en donde sus principales elementos constituyentes son: hierro (Fe) y carbono (C) los cuales forman diferentes fases dependiendo de la concentración en peso de cada uno y se representan en la figura 2.1. Otro de los elementos principales es el silicio (Si) en donde su efecto en la microestructura se puede observar en la figura 2.4 (1-3).

Las fundiciones de hierro, contienen más carbono del necesario para saturar la austenita a temperatura eutéctica y por lo tanto contienen entre 2 y 6,67%. Como el alto contenido de carbono tiende a hacer muy frágil al hierro fundido, la mayoría del material fabricado contiene entre 2,5 y 4% de C (1,4). Aparte contiene diferentes cantidades de Si, Mn, P, S y trazas de elementos tales como Ti, Sb y Sn. Se puede obtener una amplia variación en cuanto a las propiedades variando las cantidades y proporciones de carbono y silicio; así como, la adición de elementos aleantes, y mediante la modificación de la fundición, la solidificación y el tratamiento térmico.

Sin embargo, es relativamente sencillo de fundir y colar sobre moldes de formas complejas, aunque son frágiles y sus propiedades mecánicas son inferiores a las de los aceros, su costo bajo, su fácil colado y sus propiedades específicas las hacen uno de los productos de mayor tonelaje de producción en el mundo.

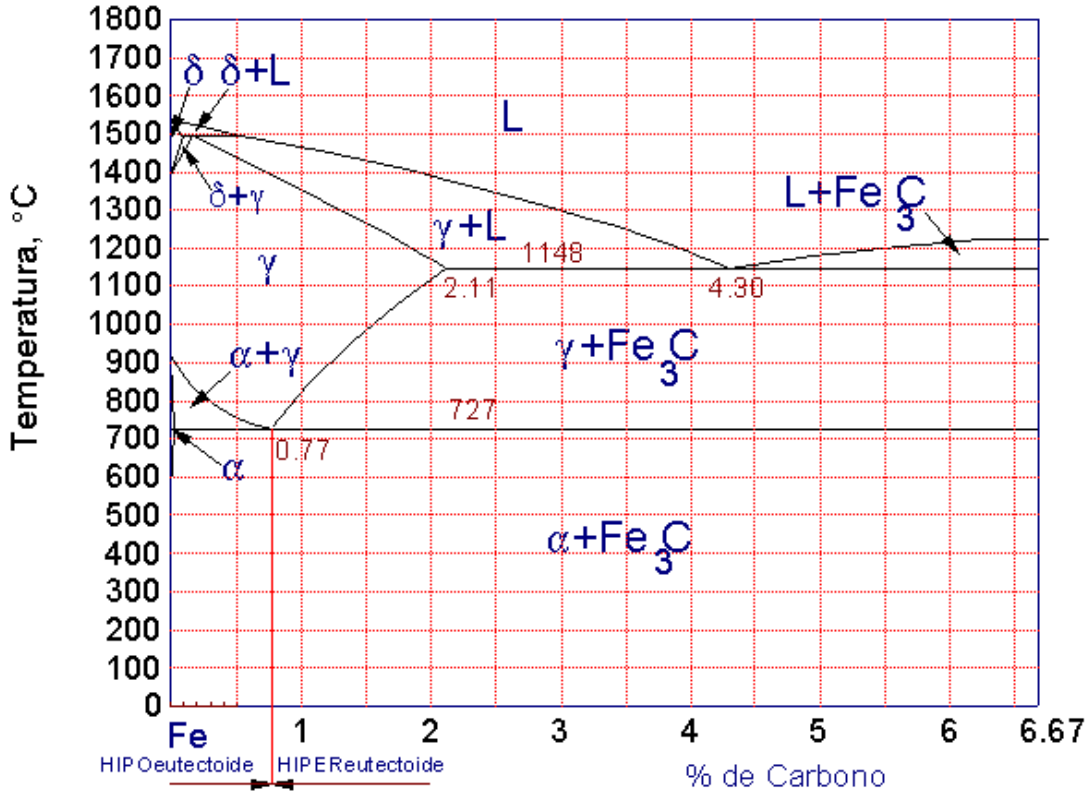


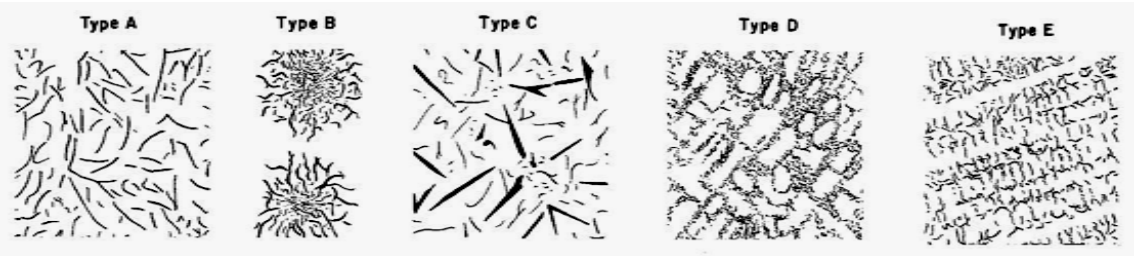
Figura 2. 1 Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe3C **(1)**

2.1 Clasificación de los hierros

Anteriormente los hierros fundidos se clasificaban según el tipo de fractura y por su color, pero hoy en día teniendo un mayor conocimiento sobre cada una de las fases y las propiedades del hierro, el mejor método es clasificándolos de acuerdo a su estructura metalográfica. Las variables a considerar son: el contenido de carbono, los elementos aleantes, las impurezas, la velocidad de enfriamiento y el tratamiento térmico. Estas variables controlan la condición y forma del carbono en la estructura. El carbono se puede presentar en forma libre (grafito) o combinada con el hierro (cementita).

La forma y distribución del carbono influirá grandemente en las propiedades físicas de la fundición. Por lo mencionado anteriormente se presenta una clasificación de los hierros mencionando brevemente cada una de ellas (1-2):

- **Fundición blanca**. Las fundiciones blancas no contienen grafito libre, en cambio todo el carbono se presenta combinado como Fe_3C. Sus características son:
    - Excepcional dureza y resistencia a la abrasión
    - Gran rigidez y fragilidad
    - Pobre resistencia al impacto
    - Dificultad para lograr uniformidad microestructural en piezas
- **Fundición Gris**. Es la que más se utiliza en la industria. Su estructura está formada por una matriz metálica conteniendo grafito precipitado en forma de láminas de diversos tamaños y grosores o formas variadas (ver figura 2.2) como rosetas, etc. Las principales características de las fundiciones grises son:
    - Excelente colabilidad
    - Buena resistencia al desgaste
    - Excelente respuesta a los tratamientos térmicos de endurecimiento superficial
    - Baja resistencia mecánica.



Distribución uniforme Orientación aleatoria	Forma de rosetas. Orientación aleatoria	Tamaño de la hojuela superimpuesta. Orientación aleatoria	Segregación interdendritica. Orientación aleatoria	Segregación interdendritica. Orientación preferencial.
a)	b)	c)	d)	e)

Figura 2. 2 Representación de las diferentes formas en que se presenta el grafito en el hierro (1,5)

- **Fundición Maleable**. Las piezas se cuelan en fundición blanca y subsecuentemente se les realiza un tratamiento térmico destinado a descomponer la cementita para producir la segregación de nódulos de grafito irregular. Se distinguen dos clases:
    - **Maleable de corazón blanco**. Que consiste en un proceso de descarburación acentuado
    - **Maleable de corazón negro:** Que pueden tener una matriz ferrítica o perlítica, donde se precipita grafito en forma de nódulos. Las diversas estructuras obtenidas, le otorgan las siguientes características:
        - Excelente resistencia a la tracción
        - Ductilidad y resistencia al choque
        - Buena colabilidad
- **Fundición especial**. En esta aleación los aleantes se añaden para mejorar determinadas propiedades específicas, como resistencia al desgaste, la corrosión o la temperatura de cada tipo de fundición. El efecto general de todos ellos es el de acelerar o retardar la grafitización, los más comunes son cromo, níquel, cobre, molibdeno y vanadio.
- **Fundición nodular**. Se obtiene mediante la introducción controlada de magnesio, calcio y cerio en el hierro fundido, y bajas proporciones de azufre y fósforo, la característica principal es la precipitación del grafito en forma de nódulos (forma VI en la figura 2.3), en la sección 2.3 se describirá a mayor profundidad. Sus características son comparables a las de un acero:
    - Excelente ductilidad y elongación
    - Excelente resistencia a la tracción
    - Buena colabilidad

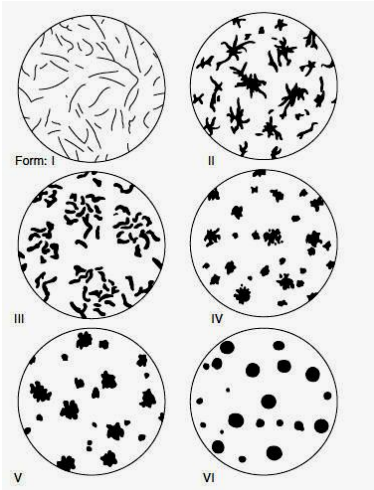


Figura 2. 3 Representación de las diferentes formas del grafito tipo “A” (ver figura 2.2). **(2)**

2.2 Propiedades de los hierros fundidos

Las propiedades mecánicas de los hierros fundidos son derivadas principalmente del porcentaje, tamaño y forma del grafito, de su matriz, de la composición química (particularmente el contenido de carbono y silicio), y el tiempo de enfriamiento. Las diferencias en propiedades de los hierros vaciados varían frecuentemente en términos de la estructura de su matriz, a continuación se describirá brevemente cada una de las fases presentes en las fundiciones de hierro (3):

- **La Ferrita** es una solución solida Fe-C con una red cristalina centrada en el cuerpo, con un parámetro de celda unitaria “a” de 2.86Å. La ferrita precipita a partir de la austenita y es una fase suave con una dureza del orden de 80-90 HB, con buena plasticidad y una densidad de 7.87 g/cm^3. Los hierros ferriticos pueden ser producidos por fundición o por templado.
- **La perlita** es una mezcla de láminas de ferrita y Fe_3C formadas a partir de la austenita por una reacción eutectoide (a una temperatura inferior a 730 ºC, dependiendo de la concentración de carbono en el hierro se pueden observar diferentes concentraciones de fases como se ilustra en la figura 2.1). Es relativamente dura y las propiedades mecánicas se ven afectadas por la separación de las láminas de perlita, que a su vez se

ven afectadas por la velocidad de enfriamiento de la temperatura eutectoide del hierro de alrededor de 730 ºC.

- Una mezcla de **ferrita-perlita** son a menudo presentes en hierros fundidos.
- La **bainita** se forma generalmente por un tratamiento térmico de temple austenitico (norlmalmente sobre planchas de grafito esferoidal) y produce alta resistencia a la tracción y buena resistencia a la fatiga. Tiene forma de agujas o placas dependiendo de la temperatura de transformación. Los detalles microestructurales de la bainita son tan finos que su resolución sólo es posible mediante el microscopio electrónico. Está compuesta de una matriz ferrítica y de partículas alargadas de cementita.
- La **austenita** es una forma de ordenamiento distinta de los átomos de hierro y carbono. Ésta es la forma estable del hierro puro a temperaturas que oscilan entre los 900 a 1400 ºC. Está formado por una disolución sólida del carbono de hierro, lo que supone un porcentaje máximo de C del 2%. Es dúctil, blanda y tenaz se puede conservar en la matriz cuando el hierro de alta aleación (níquel y cromo) se enfría rápidamente.

Los tres constituyentes de los hierros fundidos que más afectan la resistencia y dureza son el carbono (C), el silicio (Si) y el fosforo (P), por lo tanto, es necesario introducir el término **carbono equivalente** (CE) el cual combina los efectos de estos elementos (1-2). Si el silicio y el fosforo están presentes, el contenido de carbono en el punto eutéctico es menor. El efecto del contenido de silicio y fosforo esta dado por la expresión:

$$CE = T.C.\% + \frac{Si\% + P\%}{3} \qquad \text{Ec 2.1}$$

Donde: CE es el carbono equivalente en el punto eutéctico, T.C. es el carbono total. Dependiendo de la concentración de estos elementos pueden variar las propiedades, en la figura 2.4 se muestra los mejores rangos de carbono y silicio para las fundiciones de hierro dúctil, y en la sección 2.5 se detallará los efectos de algunos elementos con respecto a la estructura.

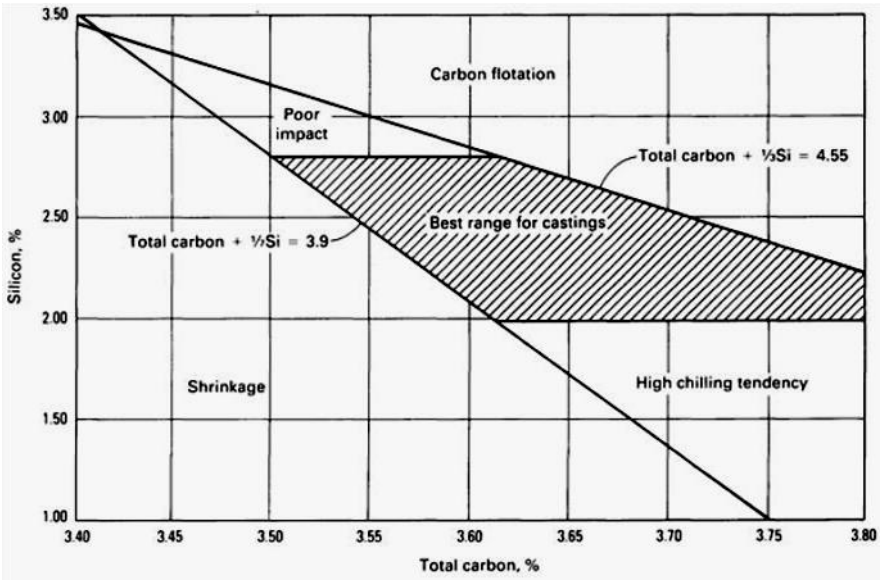


Figura 2. 4 Rangos típicos de carbono y silicio usados para fundiciones de hierro dúctil **(1) (4)**.

Las propiedades dependen de los porcentajes de cada fase, por ejemplo si se tiene una cantidad mayor de ferrita el hierro nodular tendrá mejor ductilidad, pero disminuye la dureza, si se presenta en mayor porcentaje la perlita el hierro nodular tendrá mayor dureza y esfuerzo de cedencia.

2.3 Fundición de hierro nodular

En las industrias, el hierro dúctil también conocido como grafito esferoidal o hierro nodular, está hecho por el tratamiento del hierro líquido de una composición química adecuada agregando magnesio antes de fundir. Esto promueve la precipitación del grafito en forma de nódulos discretos en lugar del grafito en forma de hojuelas (4).

Existen algunos elementos, tales como cerio, calcio y litio que son conocidos por desarrollar la estructura nodular del grafito, pero el magnesio es el más usado por ser el más económico. Suficiente magnesio debe ser agregado al hierro líquido para dar un contenido de magnesio residual de 0.04%. Después el grafito precipita en forma de nódulos. No es fácil agregar magnesio al hierro debido a que el magnesio se evapora a 1090 ºC, además hay una reacción violenta debido a la alta presión de vapor de magnesio causando una violenta agitación del

líquido y una considerable pérdida de mg en forma de vapor y durante este tratamiento, se producen óxidos y sulfuros resultando en la formación de escoria en la superficie del metal la cual debe ser removida antes de vaciar. El magnesio puede ser agregado puro, o como una aleación, usualmente se utiliza Mg-ferrosilicio o nickel-magnesio.

La sociedad norteamericana de fundidores (AFS) (5), clasificó al hierro nodular según su grado de nodularización (el porcentaje de grafito que tiene la forma de nódulos), dimensiones de los nódulos de grafito (están relacionados al número de nódulos por mm^2), el porcentaje de perlita en la matriz y el porcentaje de carburos en su estructura. El tipo de grafito se puede presentar en formas diferentes a las esféricas perfectas, esto es el grafito degenerado el cual se puede presentar en: forma irregular, grafito spiky, estallado, compacto y chunky (figura 2.3).

Existen elementos que ayudan a la formación de los nódulos y otros que están presentes al momento de preparar la composición del hierro que actúan como inhibidores en la formación de los nódulos ya que es muy común que se utilice material reciclado, algunos de los elementos que tienen este efecto de impedir la formación de grafito se muestran en la tabla 2.1.

Tabla 2. 1 Elementos conocidos por ser perjudiciales para la formación del grafito nodular. **(2)**

Elemento	**Porcentaje en peso**
Aluminio	0.13%
Arsénico	0.09%
Bismuto	0.002%
Plomo	0.005%
Estaño	0.04%
Titanio	0.04%

Si estos elementos se presentan en los porcentajes descritos en la tabla anterior, el grafito no obtendrá la forma esperada de nódulo. Por lo tanto cuando se pretende fundir hierro nodular es necesario tener un buen balance de los elementos, que se estén utilizando ya que de esto

dependerán la forma, el tamaño, la cantidad de nódulos, y la cantidad de perlita presentes en la fundición.

El magnesio residual que es necesario para asegurar la formación del grafito nodular se oxida rápidamente cuando el metal líquido es expuesto al aire, cuando el metal es transferido en el molde, y se forma un silicato de magnesio que puede provocar defectos en la superficie de la pieza por lo que se utiliza comúnmente un filtro cerámico colocado en el molde.

2.3.1 Proceso de solidificación del hierro nodular

Al inicio de la solidificación en el molde, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen establizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la autenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita (Fe_3C) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita.

En los hierros fundidos se puede presentar una matriz completamente ferritica o perlitica pero es más común tener una mezcla de ferrita y perlita. La matriz completamente ferritica es producida por un tratamiento térmico de templado, mientras que la matriz completamente perlitica es a menudo producida por un tratamiento térmico de normalizado (enfriamiento al aire) (6)

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen varias diferencias que distinguen al hierro gris y el hierro nodular al momento de la transición del grafito al pasar de una forma de hojuela o una forma de nódulo. Siendo la más significativa que durante la solidificación del hierro nodular, el grafito empieza a precipitar en el hierro líquido en forma de nódulos al ser una fase más estable causando una expansión en un mayor grado y con más fuerza que el hierro gris. Los mecanismos de solidificación del hierro nodular y

las microsegregaciones resultantes son aún aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos y la última ha sido propuesta por Boeri and Sikora (7).

Las primera teoría es un modelo **uninodular** (UN) que fue propuesto por Patterson y Scheil (8), la cual explica el proceso de solidificación como unidades formadas por nódulos de grafito creados primero en el liquido y después envueltos en corazas de austenita (figura 2.5). Las mediciones de los radios de grafito y la coraza γ, muestran que la proporción entre estos radios se mantienen constantes ($r\gamma / rGR = 2.3$). A pesar de que un gran número de modelos matemáticos para predecir el tamaño de grano se basan en este modelo, pero en base a recientes observaciones señalan que este modelo falla para predecir estas variables.

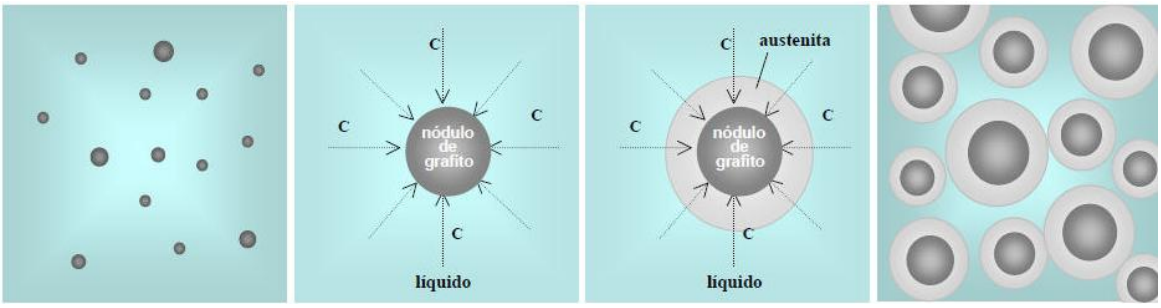


Figura 2. 5 Representación esquemática de los pasos de la teoría uninodular. **(9)**

La segunda teoría es un modelo **multinodular** (MN) Este modelo es el favorito de entre los expertos que creen que la solidificación de un grupo de dendritas de austenita y los nódulos de grafito interactúan para formar las unidades de la solidificación (figura 2.6). Estas unidades se describen como dendritas de austenita, que contienen varios nódulos de grafito. Basado en la observación de los patrones de microsegregación, el modelo MN coincide bastante bien con observaciones reales después de que la utilización de nuevas técnicas de ataque químico. (7)

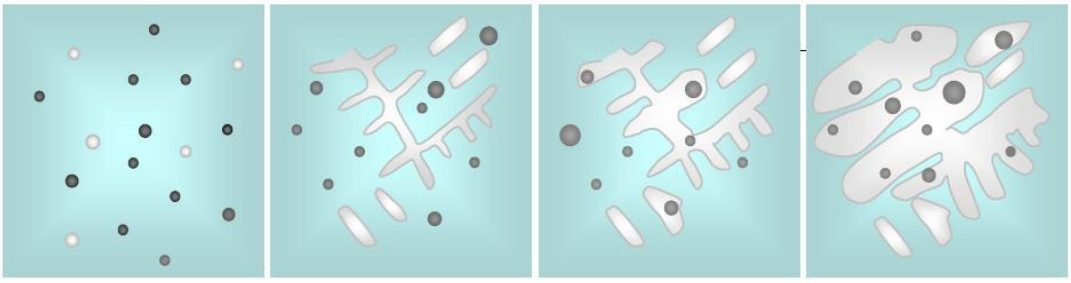


Figura 2. 6 Representación esquemática de los pasos de la teoría plurinodular. **(9)**

La tercera teoría es un modelo **independiente de nucleación**, es propuesto por Boeri y Sikora. Según este modelo la solidificación comienza con la nucleación independiente de la austenita y el grafito de la fusión (figura 2.7). Posteriormente, las dendritas de austenita crecen y se envuelven sobre la mayoría de los nódulos de grafito. Además el crecimiento del grafito es controlado por la difusión de carbono del líquido a los nódulos, a través de la austenita

Figura 2. 7 Representación del modelo de solidificación multinodular. **(7)**

Se han propuesto diferentes formulas para calcular el conteo de nódulos en los hierros nodulares, en este estudio se utilizó la expresión de Richoz (10) con la cual obtuvimos resultados muy aproximados a los experimentales. Usualmente el conteo de nódulos es reportado como número de nódulos por unidad de volumen (NV).

$$Nv = 2.69(NA)^{2/3} \qquad \text{Ec. 2.2}$$

En donde N_A es la cantidad del conteo nodular en superficie.

Durante el proceso solidificación existen tres estados en cuanto al cambio de volumen que se deben tomar en cuenta:

- Un decremento en el volumen del metal líquido mientras este se enfría a la temperatura de solidificación eutéctica
- Un incremento de volumen durante la solidificación eutéctica, cuando los nódulos de grafito empiezan a crecer y ejercen una considerable presión al momento de expandirse en el molde; dependiendo en el diseño y resistencia del molde, se puede apreciar mejor cuando se vacían piezas de gran tamaño.
- Un segundo decremento durante la última etapa de solidificación (encogimiento secundario) el cual se presenta por el crecimiento de dendritas de austenita que fueron envolviendo a los nódulos de grafito, el líquido remanente decrece por el efecto de la contracción del metal al solidificar.

2.4 Inoculación

Los **inoculantes** (agentes nucleantes) son aleaciones agregadas en pequeñas cantidades para inducir la nucleación del grafito eutéctico. Es normal en la práctica ajustar el potencial de grafitización controlando el contenido de silicio, la tabla 2.2 muestra el efecto de los aleantes más comunes para concentraciones normalmente encontradas en la literatura.

Tabla 2. 2 El efecto de grafitización y estabilización de carburos de elementos relativos al Si. **(2)**

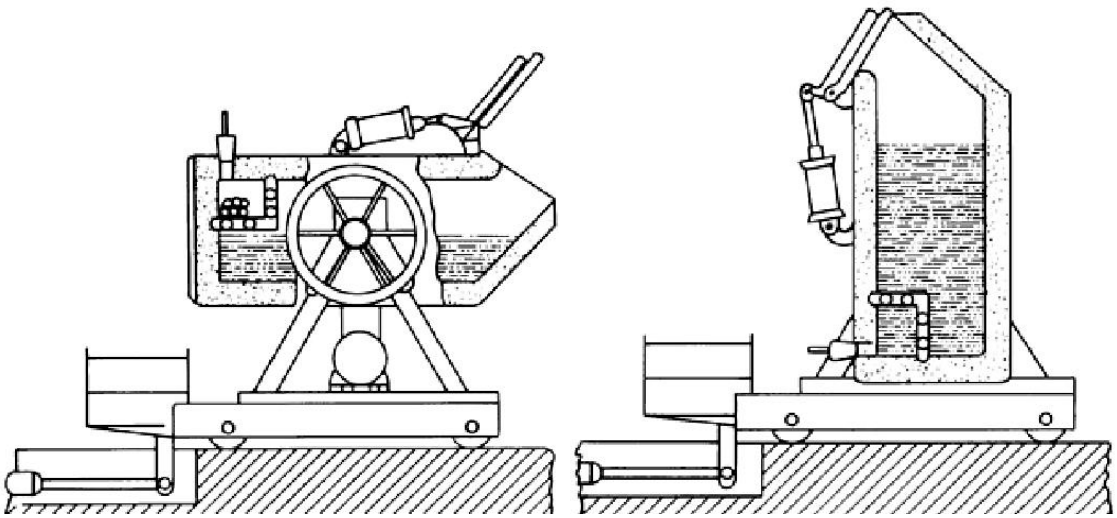
Grafitizadores		Estabilizadores de carburos	
C	+3.0	Mn	-0.25
Ni	+0.3	Mo	-0.35
P	+1.0	Cr	-1.20
Cu	+0.3	V	-1.0 a 3.0
Al	+0.5		

Existen varias formas de agregar los inoculantes [2,12-13]:

a. El método del vaciado directo,
b. el método sándwich,
c. el método tundish-cover,
d. método de inmersión,
e. convertidor Fischer (figura 2.8).

Los inoculantes alcanzan un máximo de efectividad inmediatamente después del tratamiento y se pierde rápidamente en un periodo de 10 a 20 minutos por lo que es deseable inocular lo más tarde posible, en otras palabras, antes de vaciar el metal líquido en los moldes.

La mayoría de los inoculantes están basados en grafito, ferrosilicio o silicatos de calcio, en donde el ferrosilicio es el más usado comúnmente. Hay que tener cuidado de no usar demasiado inoculante, ya que provocaría un rápido nivel de nucleación causando porosidades en las piezas. (2)



1. (b)

Figura 2. 8 Convertidor Fischer; (a) Posición de llenado, (b) Posición de tratamiento **(4)**

2.5 Factores que deben ser controlados en la fundición de hierro nodular

Es necesario tener un cuidadoso control de las fundiciones para que estas cuenten con las propiedades requeridas, algunos factores que deben ser controlados son (11):

1. Los materiales de la carga a ser fundida.
2. El desulfurante y el método de desulfuración (si es necesario)
3. La cantidad de material esferoidizante (magnesio principalmente)
4. El método del tratamiento de la nodularización.
5. La cantidad de inoculante y el método de inoculación
6. El método de control del proceso de fabricación del hierro nodular

La parte fundamental de toda fundición es la composición química, se debe considerar cada uno de los elementos constituyentes, así como sus efectos sobre las propiedades, a continuación se resumirán los efectos de algunos elementos en las fundiciones de Hierro Nodular (2,6):

- **Carbono**. Es el segundo elemento más importante en la fundición de hierros ya que dependiendo del porcentaje en peso del carbono se obtendrán diferentes microestructuras (revisar sección 2.2).
- **Silicio**. Es el siguiente en importancia, el silicio es un elemento grafitizante, altos contenidos de silicio en el hierro aproximadamente 1.6% tiende a presentar grafito, mientras que bajos contenidos de silicio forma hierro blanco.
- **Manganeso**. El manganeso es necesario para neutralizar el efecto del sulfuro en el hierro. Sin suficiente Mn, se forma el hierro sulfhídrico durante la solidificación y se deposita alrededor de las fronteras de grano donde produce grietas en la fundición. Si existe suficiente Mn, se forma MnS en el metal líquido que se está enfriando y flota hacia la superficie en forma de escoria la cual puede ser removida manualmente. La fórmula para calcular el porcentaje de Mn necesario es: $Mn\% = 1.7 \times S\% + 0.3\%$ aunque el sulfuro no debe exceder el 0.12%. El Mn también es un estabilizador e

incrementa la dureza del hierro. La cantidad de Mn usada típicamente en hierros es 0.5-0.8% en peso.

- **Sulfuro**. Es generalmente dañino en los hierros, y debe presentarse menor al 0.12%, si existe una alta concentración de sulfuro atrapado en el fundición, este puede causar defectos debajo de las superficies de la fundición.
- **Fosforo**. Tiene una solubilidad limitada en la austenita y además segrega durante la solidificación formando fosfuros en las últimas zonas de solidificación. Mientras que el fosforo incrementa la fluidez de todos los hierros fundidos, reduce la resistencia al impacto del hierro. El fosforo debe ser mantenido por debajo del 0.12%, pero arriba del 0.10% para mejorar el llenado de fundiciones de secciones delgadas donde no es necesaria una alta resistencia.
- **Cromo**. Es adherido en pequeñas proporciones, el cromo suprime la formación de ferrita y asegura una estructura completamente perlitica, incrementando la dureza y la resistencia a la tensión. Demasiado Cr provoca un enfriamiento en las orillas de la fundición, reduciendo seriamente la maquinabilidad.

Adicionalmente a los elementos anteriores se tiene que mencionar algunos de los elementos que se presentan como impurezas en los hierros fundidos, algunos de ellos se mencionaran a continuación:

- **Cobre**. Incrementa la resistencia a la tensión y la dureza, promueve una estructura perlitica y reduce la ferrita. Hasta cerca del 0.5% de Cu se puede derivar de la presencia de Cu atrapado al usar chatarra de acero.
- **Estaño**. Tiene un efecto similar al del cobre, aunque pequeños porcentajes son efectivos. Arriba del 0.1% de Sn asegura una matriz completamente perlitica y reduce la presencia de ferrita.
- **Plomo**. La presencia de plomo en la fundición de hierro, en cantidades menores a 0.0004% provoca una seria perdida de resistencia a través de perjudiciales efectos en la estructura del grafito.

- **Aluminio**. La principal causa de la presencia de aluminio es utilizar aceros de baja aleación de la chatarra de la industria automotriz. El Al promueve la absorción de hidrogeno desde los moldes de arena y provoca agujeros del tamaño de un alfiler en fundiciones.
- **Nitrógeno**. Porcentajes superiores al 0.01% de nitrógeno provoca porosidades y fisuras en hierros fundidos, donde las secciones de mayores dimensiones son mayormente afectadas. Adicionando de 0.02-0.03% de titanio neutraliza los efectos del nitrógeno.

Otro factor importante a tomar en cuenta es la eliminación del oxigeno (y sulfuro) que provoca la oxidación del metal en estado líquido, para lo cual se utiliza una "pastilla desgasificadora" que consiste en carbonato de calcio $CaCO_3$ y dolomita, esta se calcina en CaO y reacciona con los demás elementos (ceniza, refractario corroído, oxidación del metal, etc.) convirtiéndose en escoria y por último es extraída del metal liquido antes de fundir.

2.6 Moldeo en arena

El moldeo en arena es uno de los procesos de formación de metales más versátiles, proveyendo una gran libertad de diseños en términos de tamaño, forma y calidad de los productos, existen diferentes clasificaciones de moldeo en arena, sin embargo solo hablaremos sobre la "**green sand"** (arena verde) la cual es la más usada para la fundición de hierros.

La arena verde está compuesta por varios ingredientes donde el más importante es la arena sílice y algunos aditivos que pueden ser: arcillas que su propósito es mantener unido los granos de arena durante el proceso de fundición y materiales compuestos de carbono que ayudan a la estabilidad del molde, y al acabado superficial.

Hay varias formas de preparar arena verde otra de ellas está compuesta de arena sílice, bentonita y agua (15-17).

Entre los tipos de arena usados para fundición la arena sílice, es la más accesible y barata como material de moldeo, en la tabla 2.3, se muestra su composición química.

Tabla 2. 3 Pureza química de la arena Sílice. **(2)**

SiO_2	95-96% mínimo	Cuanto mayor es la sílice es más refractaria la arena
Perdida por calcinación	0.5% max	Representa impurezas orgánicas
Fe_2O_3	0,3% max	El oxido de hierro reduce la refractariedad
CaO	0,2% max	Aumenta el valor de la demanda de ácido
K_2O, Na_2O	0,5% max	Reduce la refractariedad
Valor de la demanda de ácido a pH4	6 ml max	Una demanda de ácido alta afecta negativamente las resinas catalizadoras

El tamaño y distribución de las partículas de la arena pueden afectar la calidad de la fundición, usar granos muy gruesos da paso a la penetración del metal en el molde y el núcleo presenta un pobre acabado superficial.

Por otro lado el usar granos muy finos ayuda a mejorar el acabado superficial pero esto propicia el atrapamiento de gases y defectos en la fundición por lo que hay que balancear el tamaño de los granos de tal manera de evitar este tipo de problemas.

2.6.1 Fuerza de empuje en el molde

Cuando el metal líquido llena un molde con un núcleo de arena, estos tienden a flotar y debemos mantenerlos en la misma posición. En la tabla 2.4 se pueden observar diferentes fuerzas de empuje causados por varios metales en estado líquido en moldes de arena sílice, expresada como una proporción del peso del núcleo:

Tabla 2. 4 Fuerzas de empuje de diferentes metales líquidos sobre moldes de arena sílice **(2)**

Metal líquido	Proporción de la fuerza de empuje al peso del núcleo
Aluminio	0.66
Latón	4.25
Cobre	4.50
Hierro vaciado	3.50
Acero	3.90

A menos que un molde se sujete adecuadamente o se coloque un contra peso, la fuerza ejercida por el metal fundido abrirá el molde y permita la salida del metal, o cause otros problemas como serian distorsión de la pieza final o el levantamiento de la arena.

La mayor fuerza de empuje en la tapa es debido a la presión metalostatica del metal líquido, la cual es producida por la altura (H) de la alimentación sobre la tapa del molde. Adicionalmente otras fuerzas existen al momento de llenar el molde con el metal, como se muestra en la figura 2.9, provocando un levantamiento de la parte superior del molde y/o provocando escapes de metal por las uniones de las partes superior e inferior del molde.

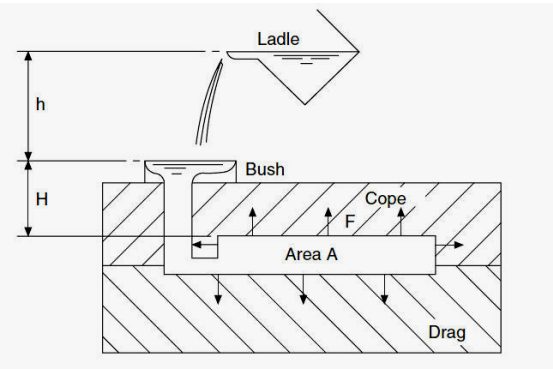


Figura 2. 9 Fuerzas ejercidas por metal líquido en un molde de arena. **(2)**

Debido a la dificultad para calcular esta fuerza de empuje, se toma en cuenta un factor de seguridad del 50% de la fuerza metalostatica. La fuerza de apertura se calcula a partir del área total en la parte superior en contacto con el metal (esto incluye el área de todas las cavidades dentro del molde) (2). La fuerza es la siguiente:

$$F(kgf) = \frac{A \times H \times d \times 1.5}{1000} \qquad \text{Ec. 2.3}$$

Donde: A es el área de la parte superior del molde en cm^2, H (cm) es la altura del alimentador que sobresale de la altura de la parte superior del molde, d es la densidad del metal fundido (g/cm^3) y el 1.5 es nuestro factor de seguridad.

La fuerza con la que el núcleo tiende a flotar con el metal líquido, se puede calcular con (2):

$$3.5 \times W(kgf) \qquad \text{Ec. 2.4}$$

Donde: W es el peso del núcleo (kg) y el 3.5 es la fuerza que ejerce el hierro fundido (ver tabla 2.4).

Por lo tanto cuando se realizan fundiciones de piezas grandes no es de extrañarse que los moldes sean grandes, pesados y se utilicen contra pesos para evitar problemas relacionados por la presión metalostatica.

2.7 Defectos en fundiciones de hierro nodular

Los defectos son imperfecciones o discontinuidades en las matrices de cualquier pieza fundida, causadas por cavidades e inclusiones las cuales pueden afectar la apariencia de las piezas y/o encontrarse en zonas que son imperceptibles a no ser que se cuente con instrumentos de medición adicionales (12). El origen de los defectos se puede atribuir al diseño de la fundición, la técnica de manufactura y/o a los operadores que aplican dichas técnicas, es difícil dar una clasificación a los defectos ya que existe una amplia variedad de causas y factores que los causan, a continuación se mencionaran algunos defectos (12-13):

1. **Fallas durante la colada**. Este tipo de defecto ocurre cuando se está llenando el molde con el metal líquido y no alcanza a cubrir todas las cavidades, dejando espacios vacios dentro del molde y se puede atribuir; a que el metal no alcanza a fluir con completa libertad por el molde, a juntas frías, al rango de temperatura de trabajo, la velocidad de llenado sea muy lenta o secciones muy pronunciadas, todo esto se puede evitar con un buen diseño de colada.
2. **Inclusiones**. Las inclusiones son pequeñas partículas de elementos no metálicos que durante la fundición quedan suspendidas en el líquido al momento de vaciar el metal o que pueden precipitar debido a cambios en la solubilidad en el enfriamiento, son dispersadas en toda la pieza y se pueden clasificar en dos grupos: el primer tipo son las “internas” que son el producto de reacciones dentro del mismo metal como es el caso de la oxidación y el segundo las “externas” que son el resultado de la entrada de elementos no metálicos al momento de desnatar, por mencionar algunos puede ser escoria,

fragmentos de refractario del horno y de colcha cerámica, inclusive por la erosión del molde de arena por el paso del metal. Pero a diferencia del primer tipo de inclusiones, las externas tienden a concentrarse en ciertas regiones de las piezas, y también se pueden evitar con el adecuado uso de filtros o un buen diseño de colada.

3. **Atrapamiento de gases**. Los gases están presentes en el metal en solución como compuestos químicos o en el atrapamiento de aire, si el molde esta hecho de partículas de grano muy fino no permite la difusión del aire por lo que queda atrapado y debido a la presión ejercida entre el metal y el aire durante la colada, el metal no alcanza a cubrir todas las cavidades del molde. Este tipo de defectos toman la forma de golpes superficiales, cámaras de aire, agujeros o cavidades intergranulares, o zonas en donde no alcanzo a llenar completamente el metal. Esto puede ser resuelto con algunos venteos en el diseño.
4. **Porosidades provocadas por contracción del metal en estado líquido y durante la solidificación**. Los efectos de contracción surgen como resultado de una falla al momento de compensar la contracción del metal líquido en la solidificación, la ocurrencia de este defecto es usualmente un síntoma de una inadecuada técnica de alimentación. La forma de este defecto dependerá de principalmente del diseño, de las condiciones de enfriamiento y el mecanismo de solidificación de las aleaciones.
5. **Errores dimensionales**. Son defectos provocados por una desalineación de las partes del molde y el centro, distorsiones en el molde, contracciones anormales, y distorsión en el enfriamiento.
6. **Errores de composición y segregación**. Los principales errores en la composición surgen de causas simples como por ejemplo la perdida de elementos reactivos al momento de llevar el metal a estado líquido, los cuales se pueden resolver por un control de la composición y colocación de cada elemento. Los problemas de segregación son diferentes, se pueden presentar por impurezas presentes o por diferencias en la composición durante la solidificación y persiste como una propiedad permanente en la estructura de la fundición, se puede controlar tomando en cuenta todas

aquellas fases que se pueden formar con dicha aleación, los rangos de temperatura a la cual se forma y la forma de enfriamiento.

Los defectos descritos anteriormente están presentes durante la fundición y solidificación del metal, los cuales pueden ser provocados por diversos factores y/o circunstancias y estas pueden variar de acuerdo a la composición química de la aleación que se esté trabajando.

2.8 Simulación de fundiciones en ProCAST.

ESI Group es una compañía líder mundial de software para la simulación numérica de prototipos con aplicaciones mecánicas y procesos de ingeniería (figura 2.10). Ha desarrollado diversos softwares para la simulación de procesos industriales, entre ellos ProCAST que está enfocado en la industria de la fundición conteniendo una gran variedad de bases de datos de diversos materiales.

Figura 2. 10 ESI Group compañía creadora del software ProCast.

El software funciona mediante elemento finito y tiene una amplia aceptación de la industria de manufactura ya que es una herramienta importante para el diseño de productos y el desarrollo de procesos que mejoren el rendimiento y calidad de las fundiciones. ProCAST provee una solución eficiente y exacta para satisfacer las necesidades industriales, comparado con el proceso tradicional de prueba y error. ProCAST es una solución clave para reducir los costos de

manufactura, reducir los tiempos de entrega para el desarrollo de moldes y mejorar la calidad del proceso de fundición.

Este software proporciona una solución completa que permite evaluaciones predictivas completas del proceso de fundición (figura 2.11) incluyendo; el llenado del molde, solidificación, microestructura y simulaciones termomecánicas; estas últimas permiten evaluar la contracción de la fundición y la distorsión de la misma. ProCAST permite visualizar rápidamente los efectos del diseño del molde y permite tomar decisiones correctas en cualquier etapa del proceso de manufactura.

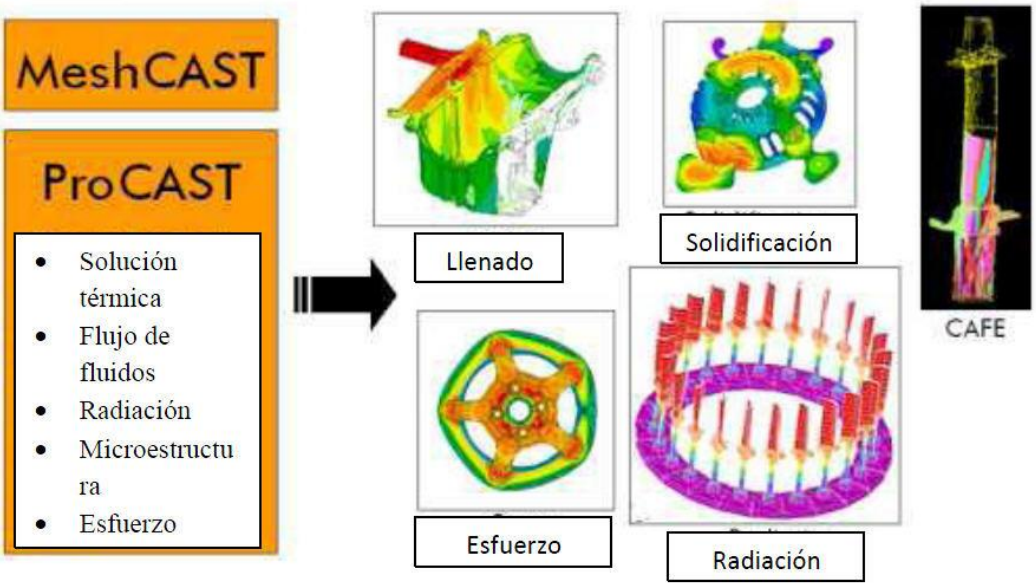


Figura 2. 11 ProCAST es un sistema modular y permite el acoplamiento de diferentes módulos.

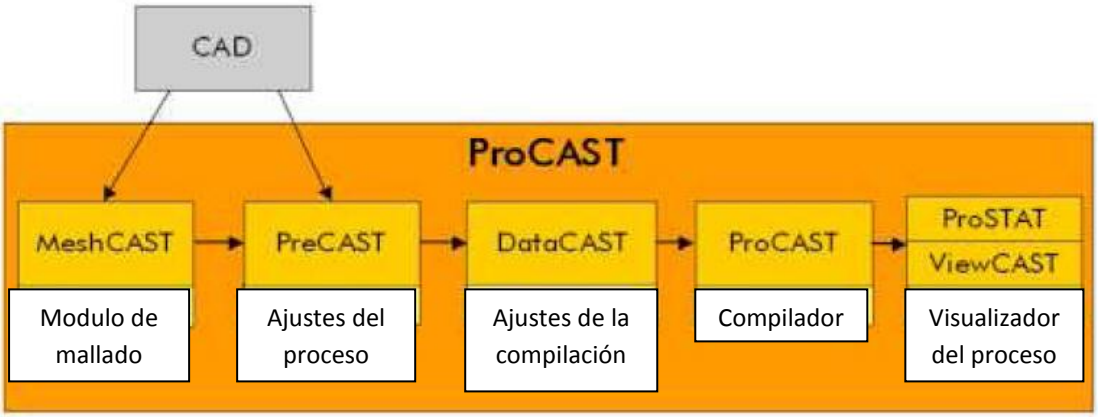


Figura 2. 12. Módulos usados por ProCAST para la simulación de una fundición.

ProCAST se divide en 5 módulos (figura 2.12):

1. MeshCast es un generador totalmente automático de mallas tetraédricas en 2D y 3D que además provee facilidades para la lectura de CAD, controles de calidad de geometrías y reparaciones. Un generador automático de concha está incluido en MeshCAST y es especialmente dedicada a la fundición de investimento.
2. PreCast es el pre-procesador de ProCAST y permite que el usuario lea un modelo de elemento finito, para asignar propiedades de los materiales a los diferentes componentes del modelo y para establecer las condiciones de interfaz y los límites y definir las condiciones iníciales.
3. DataCast compila la configuración y proporciona los archivos necesarios para el cálculo.
4. ProCast realiza el análisis.
5. ViewCast es el post-procesador y permite al usuario visualizar los resultados como ProSTAT que informa el estado del cálculo.

ProCAST también aborda todas las problemáticas derivadas del proceso de fundición como análisis de ciclos, simulación de fundición por gravedad, alta y baja presión, con molde de arena, simulación del llenado, análisis de solidificación, proceso de enfriamiento, análisis del stress y distorsión, análisis de porosidades (micro y macro)

CAPITULO 3
Experimentación

3.1 Introducción

En este capítulo se describe la metodología que se siguió durante la experimentación del proyecto para el análisis y estudio de solidificación, además la forma de preparación de las muestras para el metalografía, las probetas de tensión, también se definen los parámetros que se utilizaron al momento de realizar la simulación en ProCAST.

3.2 Diseño del sistema de colada

El propósito principal de este estudio es observar el comportamiento de un hierro nodular a diferentes velocidades de enfriamiento para lo cual se diseño un sistema de colada de 6 placas de diferentes espesores cercanos a los que se tienen en las piezas producidas en la compañía, en donde el enfriamiento será más rápido de la placa más delgada hacia la más gruesa permitiéndonos observar los cambios que ocurren en la microestructura. Se encontraron reportados diversos sistemas experimentales para el estudio de velocidades de enfriamiento como los que se muestran a continuación:

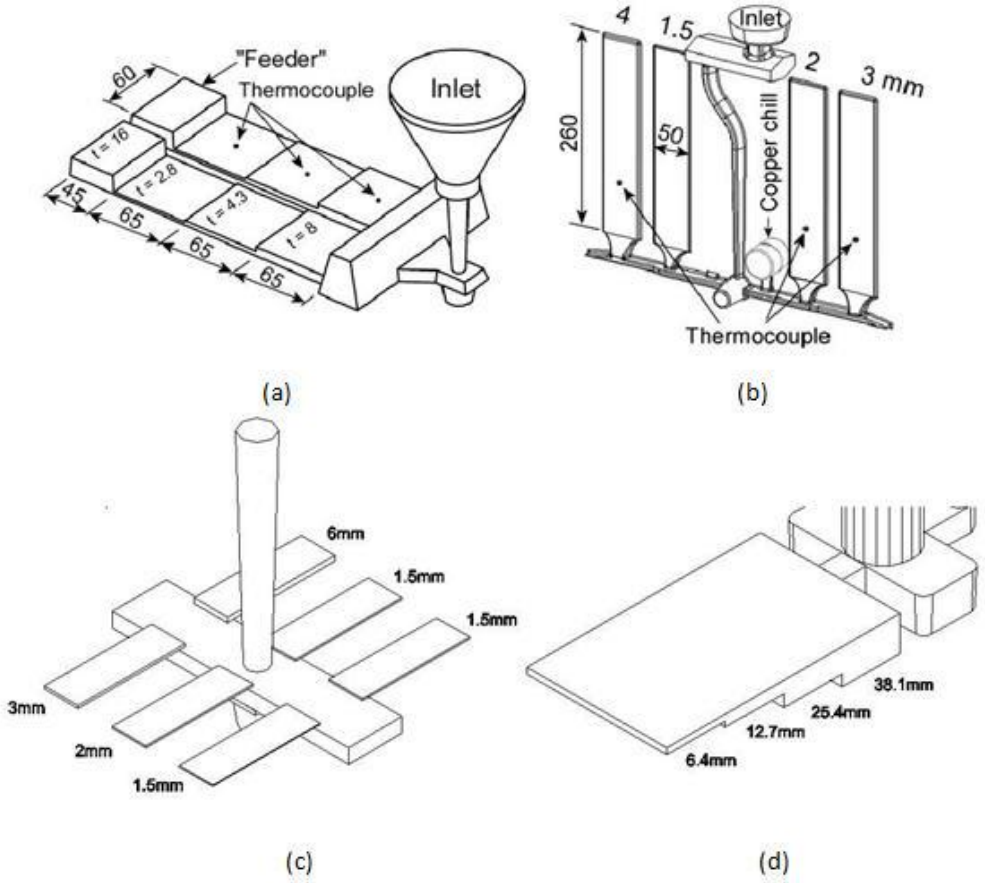
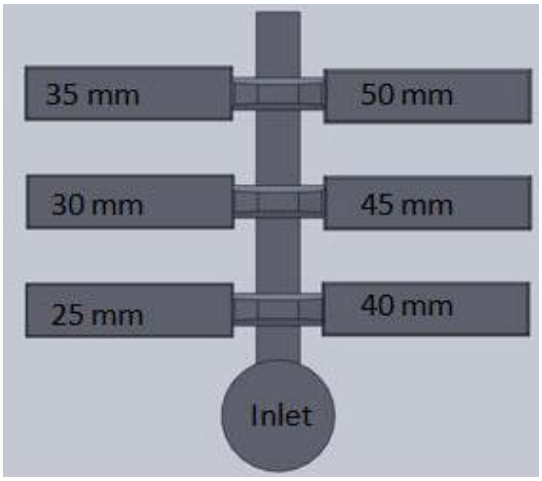
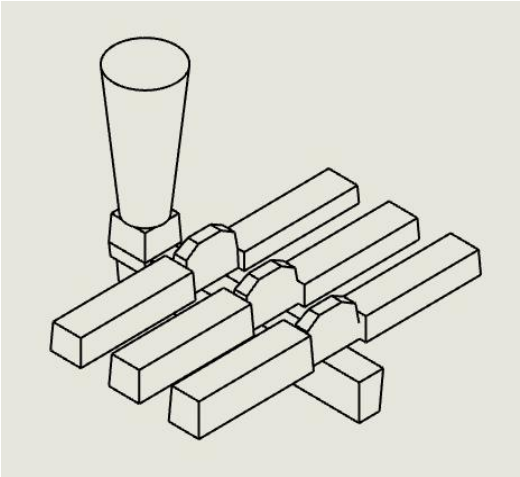


Figura 3. 1 Diferentes formas de colada para análisis de solidificación. (a) Diseño de una escalera horizontal con espesores de 16 mm a 2.8 mm, (b) Diseño de placas verticales (espesores delgados). **(13)**, (c) placas horizontales con alimentación central y (d) escalera invertida. **(14)**

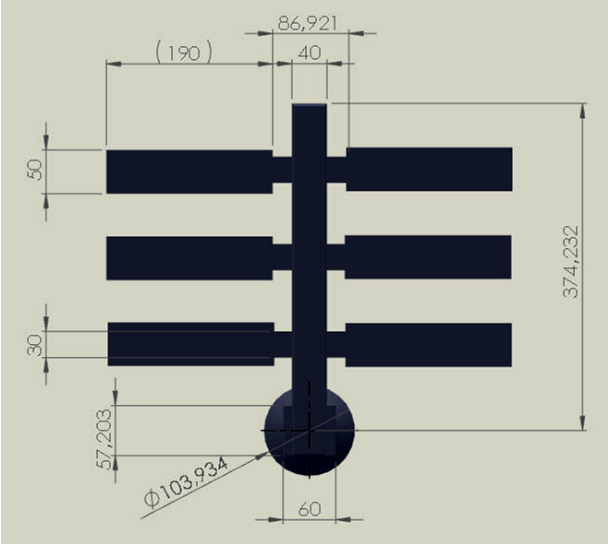
Los diseños anteriores fueron diseñados para espesores muy delgados de placas de hierro nodular, sin embargo con estos diseños nos podemos dar una idea de diferentes formas de posicionar las placas en el modelo. Después de analizar varios factores que se presentan en la solidificación, la construcción del molde y para tener un mejor control del enfriamiento de cada espécimen se eligió por mantener las placas separadas entre sí y de forma horizontal como se muestra en la siguiente figura 3.2:



(a)



(b)



(c)

Figura 3. 2 Modelo experimental de colada, (a) posicionamiento de los diferentes espesores, (b) vista isométrica del modelo, (c) dimensionamiento del modelo

Las dimensiones de cada espécimen son iguales en largo y ancho, pero variando el espesor de 5 mm entre cada una. En la siguiente tabla se especifican las dimensiones de las placas:

Tabla 3. 1 Especificaciones dimensionales de placas

No. Placa	Largo (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)
1	190	50	25
2	190	50	30
3	190	50	35
4	190	50	40
5	190	50	45
6	190	50	50

Es necesario mencionar que para poder fabricar el modelo anterior en un sistema de fundición es necesario tener un ángulo de salida para poder remover la placa que se utilizó como negativo de las piezas finales y para fabricar el molde de arena, de tal forma de no dañar el molde y/o evitar que la pieza se incruste y sea imposible removerla después de endurecer la arena. A las placas del modelo se les dio un ángulo de 3 grados como desahogo, para que nos permita remover fácilmente el negativo, en la figura 3.3 se puede observar la variación del espesor de la placa con el ángulo de 3 grados, el ancho de cada placa de 50mm de base pasa a ser de 47.38 mm en la parte superior en cada placa. Cabe mencionar que en la parte superior también se modifico un poco el largo de cada placa.

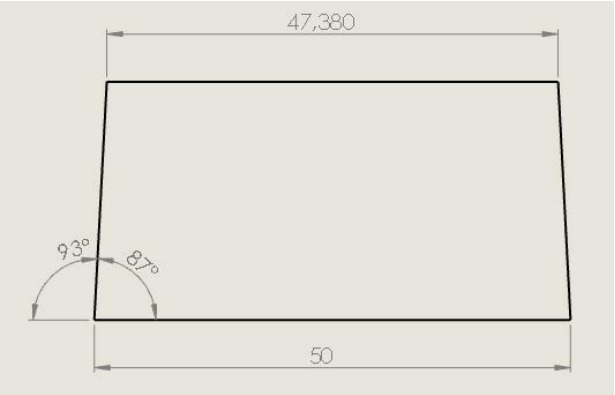


Figura 3. 3 Ángulo de salida de 3 grados de modelo de placas.

Después de haber diseñado todo el sistema de colada, se fabricó el negativo del modelo que es una placa metálica como se muestra en la figura 3.4, en la imagen de la derecha se muestra el corredor que está en la parte inferior y en la derecha las placas de diferentes espesores.

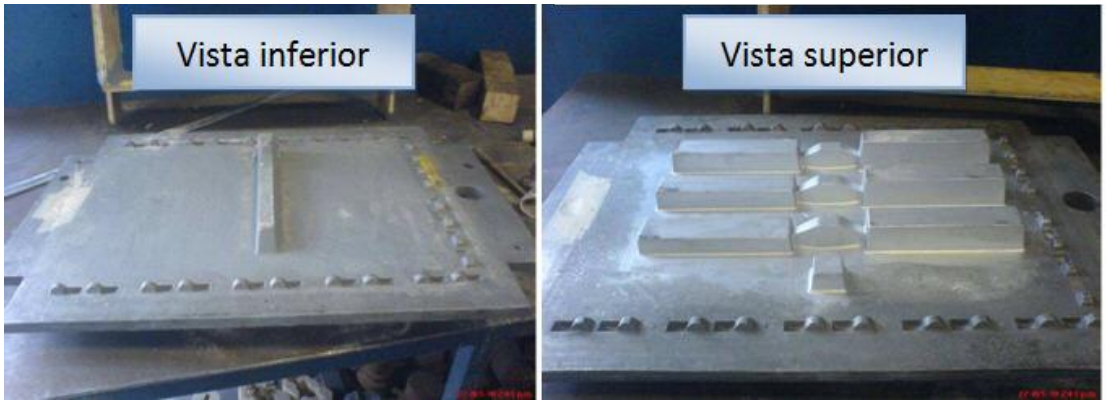


Figura 3. 4 Negativo del modelo

Con este modelo se puede fabricar un molde de arena el cual estará constituido por dos partes: una base en donde se encontrará el corredor y el filtro (fig. 3.5) y la tapa del molde que tendrá la forma de las placas (fig. 3.6)

Figura 3. 5 Base del molde

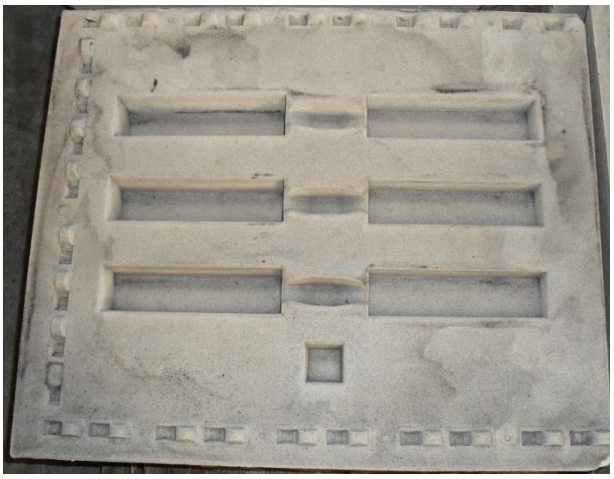


Figura 3. 6 Tapa del molde

Como se puede observar en las imágenes anteriores, tanto la tapa como la base tienen una dentadura que tiene el propósito de proporcionar una forma de unión entre ambos moldes y asegurarnos que estén completamente alineados entre sí.

3.3 Instrumentación del molde

Para poder adquirir las curvas de enfriamiento del metal es necesario la utilización de termopares los cuales están formados por la unión de dos metales distintos, y al momento de presentarse una diferencia en la temperatura estos producen un voltaje el cual puede ser medido y por lo tanto extrapolado en un valor concreto de temperatura. Existen diversos tipos de termopares dependiendo de la aplicación que para la que se requieran, los más comunes son los tipo K por su capacidad de medir temperaturas hasta 1200 °C, sin embargo para efectos prácticos en este proyecto se utilizaron termopares tipo R (platino (Pt)-rodio (Rh)) ya que las temperaturas que se están manejando al vaciar el hierro nodular es de 1400 °C aproximadamente y los termopares tipo K tienen la limitante que no registran temperaturas superiores a 1200 °C ya que están muy cerca de su punto de fusión, a diferencia de los termopares tipo R que soportan temperaturas cercanas a los 1600 °C.

Los termopares tipo R (platino (Pt)-rodio (Rh)) se prepararon haciendo una pequeña trenza en la punta y soldándolos con una flama oxiacetilénica por su alto punto de fusión, después se colocó un tubo cerámico (figura 3.7) y se recubrió el extremo de la unión del termopar con slurry (un aglutinante compuesto por arena sílice, arena de zirconia y primcote) para sellar el tubo cerámico y evitar que el metal liquido pase por los conductos, teniendo la debida precaución de dejar únicamente la punta del termopar sin recubrir que estará en contacto directo con el metal liquido.

Figura 3. 7 Preparación del termopar tipo R con un recubrimiento cerámico

Antes de armar el molde se hizo una perforación de 1 cm de diámetro con un taladro en cada placa ya que es el diámetro externo del tubo cerámico, el barrenado fue desde un costado hasta el centro como se observa en la figura 3.8, se observa además que el termopar no está colocado en la cara, si no que este entra 2 cm dentro de las cavidades de las placas.

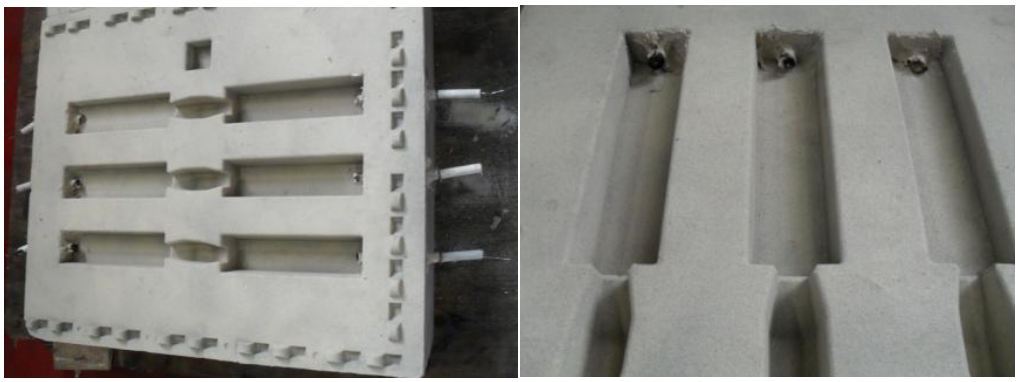


Figura 3. 8 Instrumentación del molde

Una vez que se terminaron de poner los termopares en cada placa se cerró el molde alineándolo con los dientes que se encuentran a las orillas alrededor de las partes del molde (fig. 3.9).

Figura 3. 9 Molde sellado

A los extremos de los termopares que se asoman por los lados del molde se colocó una pastilla que sirve de unión entre los termopares tipo R y la extensión del termopar la cual está compuesta de cobre (fig. 3.10).

Figura 3. 10 Punto de unión entre el termopar y su extensión

Después de haber instrumentado el molde, las extensiones se conectaron con una tarjeta de adquisición de datos (Iotech Personal Daq/56 USB) la cual estaba conectada a una mini laptop en la cual se registrarían todos los valores de temperatura (figura 3.11).

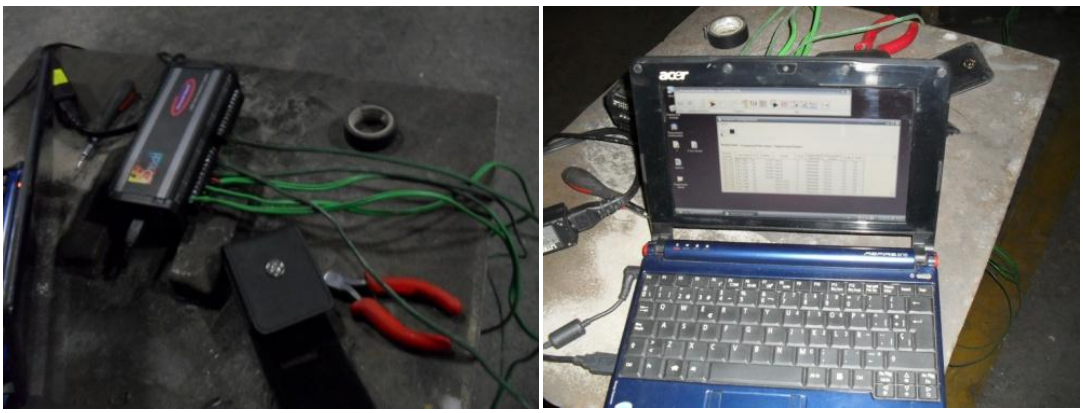


Figura 3. 11 Adquisición de valores de enfriamiento.

Posteriormente se configuro el programa de la tarjeta de adquisición para que se registraran los valores de los 6 termopares tipo R.

3.4 Fundición del modelo

Terminada la instrumentación del molde y comprobando que todos los termopares estuvieran funcionando de forma adecuada se protegieron las conexiones y las extensiones de los termopares con colcha cerámica y con arena verde para evitar que estos se fundan o se desconecten al momento de verter el metal en el molde.

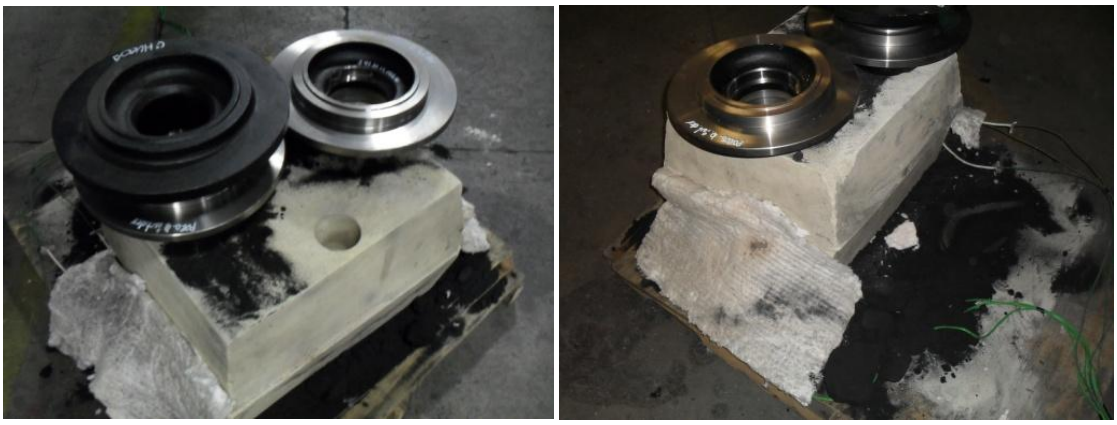
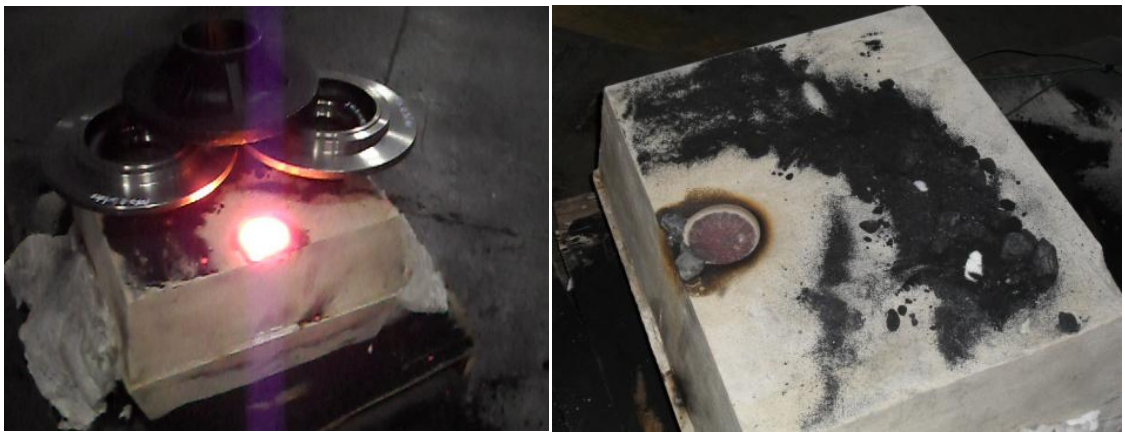


Figura 3. 12 Protección de las conexiones y contrapeso usado en el molde

Se colocó un contra peso (figura 3.12) antes de fundir para evitar que la presión levantará la tapa del molde y el metal se derramará, y posteriormente se procedió a vaciar el metal. En la figura 3.13 se muestra el proceso en donde el operador alinea la olla cerca del molde y empieza a verter el metal suficiente para llenar completamente el molde.

(a) (b)



(c) (d)

Figura 3. 13 Proceso de llenado del molde. (a) Preparación (b) Proceso de vaciado (c) Metal al rojo vivo dentro del molde (d) Enfriamiento del metal.

El metal se encontraba a 1398 °C al comienzo del experimento, las temperaturas fueron registradas con termopares los cuales guardaron datos hasta que todas las placas llegarán a un valor de 300 °C. Cuando se alcanzó dicha temperatura se interrumpió la adquisición de los valores y se procedió a retirar las extensiones de los termopares y a desmantelar el molde para sacar la pieza (fig. 3.14).

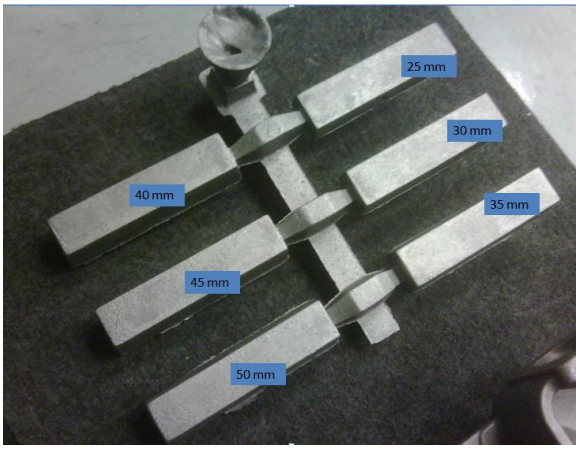


Figura 3. 14 Pieza de placas de diferentes espesores terminada

La composición química fue determinada por la empresa Blackhawk para la realización de este proyecto la cual se muestra a continuación.

Tabla 3. 2 Análisis químico (apéndice A)

Análisis químico	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Sn	%Cu	%Mg	CE
Perlitico	3.66	2.33	0.371	0.007	---	0.024	0.004	0.495	0.047	4.44

En la sección 2.5 se menciono que agregando ciertos elementos en la composición química se puede fomentar a la formación de la fase perlitica y ferritica. En la tabla 3.2 se muestra la cantidad de CE que es necesario para ubicar la evolución de las transformaciones microestructurales con el diagrama fierro carbono (fig. 2.1)

3.5 Preparación de muestras para metalografía y tensión

Con la pieza final lo siguiente que se realizó fue cortar el corredor y los alimentadores de forma que solo quedaran las placas (figura 3.15), después se seccionaron las placas exactamente 2 cm de la cara de donde se encontraba el termopar para obtener una muestra y observar la evolución de la microestructura con las diferentes velocidades de enfriamiento.

Figura 3. 15 Corte de las placas y obtención de una muestra cercana a los termopares

Las muestras obtenidas fueron pulidas con lijas de carburo de silicio con una granulometría de 80, 320, 500, 800, 1,200, 2,400, posteriormente se le dio un acabado espejo mediante un pulido con un paño y usando alúmina de 1 micra. Para remover cualquier impureza o grasa que tuvieran las muestras se colocaron en un vaso de precipitados con acetona y se puso en ultrasonido. Posteriormente se preparó un reactivo para revelar la microestructura del hierro nodular, se utilizo Nital al 4% de HNO3 y 100 ml de alcohol absoluto. Las muestras fueron atacadas por inmersión en el reactivo, sumergiendo al hierro nodular por un tiempo aproximado de 40 segundos hasta 1 min.

Las muestras que se prepararon fueron analizadas mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido (SEM) acoplado con EDXS (marca JEOL, modelo JSM-G510LV) para obtener la composición química del material particularmente en las zonas cercanas a los nódulos y obtener imágenes de la perlita ya que en el microscopio óptico convencional la fase perlítica tiene una apariencia opaca (quemada).

Las imágenes obtenidas a una magnificación de 100X fueron analizadas con el programa CLEMEX-VISION el cual nos permite cuantificar fases presentes, la esfericidad de los nódulos de grafito y su cantidad, etc. La secuencia a seguir para poder realizar estas cuantificaciones de fases es la siguiente:

1. Abrir el programa CLEMEX-VISION
2. En la barra de herramientas buscar el comando rutina (routine).
3. En el cuadro de dialogo que aparece con el comando seleccionar archivo (file) y buscar la rutina deseada, en este proyecto se usará el análisis básico de fases.
4. Seleccionar la rutina y una vez que este activa en el cuadro de dialogo seleccionar cargar imagen.
5. Después de cargar la imagen pedirá una calibración a la cual seleccionaremos que no, daremos un click donde dice escala de grises (gray threshold) y ajustaremos los colores, con las diferentes fases de la imagen.
6. El siguiente paso es correr la rutina en el cuadro de dialogo, seleccionamos las 2 huellas con una flecha hacia abajo la cual ejecuta la rutina completa.
7. Una vez terminado aparecerá de nuevo la ventana de la calibración de la imagen le daremos si, seleccionaremos editar, pondremos la magnificación a la que se tomo la imagen y calibraremos la línea roja que aparece en la imagen a la medida de 1micrometro por pixel y damos click en continuar.
8. Por último iremos a la barra de herramientas del programa y buscaremos el comando de resultados, al darle un click nos desplegara los porcentajes de las fases medidas.

La secuencia para el conteo de nódulos es:

1. Abrir el programa CLEMEX-VISION
2. En la barra de herramientas buscar el comando rutina (routine)
3. En el cuadro de dialogo que aparece con el comando seleccionar archivo (file) y buscar la rutina deseada, en nuestro caso análisis nodular.

4. Seleccionar la rutina y una vez que este activa en el cuadro de dialogo seleccionar cargar imagen.
5. Después de cargar la imagen pedirá una calibración a la cual seleccionaremos que no, daremos un click donde dice escala de grises (gray threshold) y ajustaremos la escala de colores a los nódulos que se observan en la imagen.
6. El siguiente paso es correr la rutina en el cuadro de dialogo, seleccionamos las 2 huellas con una flecha hacia abajo la cual ejecuta la rutina completa.
7. Una vez terminado aparecerá de nuevo la ventana de la calibración de la imagen le daremos si, seleccionaremos editar, pondremos la magnificación a la que se tomo la imagen y calibraremos la línea roja que aparece en la imagen a la medida de 1micrometro por pixel y damos click en continuar.
8. Por último iremos a la barra de herramientas del programa y buscaremos el comando de resultados, al darle un click nos desplegara el tamaño y el conteo de cada nódulo.

El programa maneja una amplia gama de colores al momento de cuantificar fases y también muestra el área que ocupa cada fase en la imagen. Para poder calcular la cantidad de nódulos en volumen se utiliza la ecuación Los resultados de este análisis serán mostrados en el capítulo 4.

Las probetas de tensión se maquinaron según la norma E8/E8M-09 (15) y se pulió el vástago central con una lija con número de malla 80 y una 800 con la finalidad de borrar la huella dejada por las herramientas de corte y prevenir la precipitada fractura por la concentración de esfuerzos y movimiento de dislocaciones, las probetas se muestran en la figura 3.16.

Figura 3. 16 Probetas para ensayo de tensión según norma.

3.6 Simulación del proceso de vaciado en ProCAST

En la actualidad la mayoría de las empresas de fundición recurren a softwares de simulación que trabajan con sistemas de análisis de elemento finito (FEM por sus siglas en ingles) para poder predecir; el comportamiento del llenado de un molde, el enfriamiento, la transferencia de calor del sistema, el comportamiento de la microestructura, y los defectos que se pudieran presentar, etc.

Si bien es cierto que los softwares de simulación no son capaces de predecir al 100% el comportamiento del metal al momento de solidificar, sin embargo, si nos pueden dar una aproximación muy cercana a la realidad, y esto se ve reflejado en un ahorro en tiempo y dinero de las empresas dedicadas al ramo de la fundición.

Para poder realizar una simulación que sea lo más realista posible o dicho en otras palabras que se asemeje lo más posible a lo que ocurre físicamente es necesario introducir la mayor cantidad de propiedades termofísicas posibles que se conozcan de los materiales involucrados en el proceso, del tipo de molde, de las temperaturas, de los coeficientes de transferencia de calor, del tipo de enfriamiento, por mencionar algunas.

En este proyecto se utilizó el software comercial ProCAST, el cual a partir de una geometría anteriormente establecida (figura 3.2), se procedió a crear una malla en cada una de sus superficies que actúen como límite del sistema para el análisis de elemento finito (figura 3.17), pero como todo software tiene ciertos errores al momento de mallar la pieza por lo que antes de pasarla al ProCAST utilizamos un software que nos ayude a reparar la geometría y posteriormente se pasa a ProCAST y se termina de mallar en volumen.

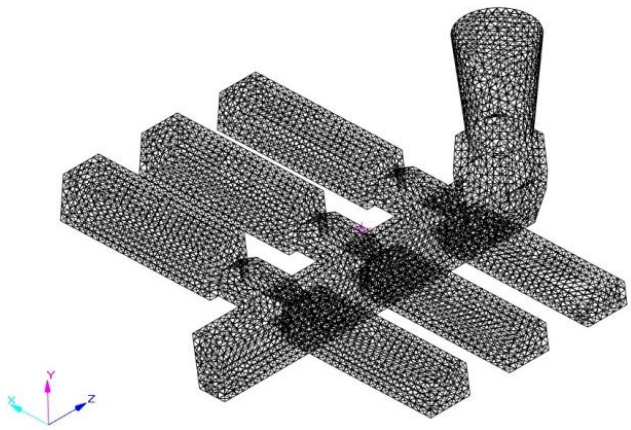


Figura 3. 17 Modelo de placas mallado para FEM.

El paso siguiente después de corregir los errores presentes en la geometría y haber mallado el modelo, es definir los parámetros o condiciones de la fundición, a continuación se muestra la tabla 3.3 donde se muestran las condiciones usadas para la simulación:

Tabla 3. 3 Condiciones y parámetros usados en la simulación

Partes de la colada	Materiales	Tem. Inicial (°C)
Molde	Arena sílice	30
Filtro	Filter low	30
Colada alimentación	Hierro Nodular	1400
Colada Pieza	Hierro Nodular	1400

Parámetros	Tipo	Tiempo (seg)
Llenado	Gravedad	40
Enfriamiento	Al aire	14737,5 (4 horas)

El software divide la colada en varias partes las cuales se distinguen por ser de diferentes materiales, se puede dar el caso de que un mismo material sea interrumpido por otro material diferente por lo que se dividirá en varias partes, en la tabla 3.3 en su primera columna se puede observar que el sistema de colada se divide en 4 partes, 2 de ellas son los corredores y el alimentador de hierro nodular con la misma composición química de las placas (apéndice A) que se encuentran separadas por un filtro, el filtro, y por último el molde.

Para cada parte de la colada se tiene que definir su temperatura inicial, por ejemplo el molde y el filtro se encuentran a la temperatura del cuarto (la temperatura en la planta es de 30 °C), mientras que el metal esta a 1400 °C en la olla. También se especifica el tipo de llenado en este caso es llenado por gravedad y el tiempo en que el metal lleno el molde y tardo aprox. 40 segundos, el tipo de enfriamiento el cual es enfriamiento al aire.

El programa cuenta con una base de datos la cual incluye las densidades, conductividades térmicas, calores específicos, entalpias, etc. En la figura3.18 se observa el calor específico de la arena silica y su comportamiento en diferentes rangos de temperatura, en la figura 3.19 se muestra su conductividad térmica conforme aumenta la temperatura.

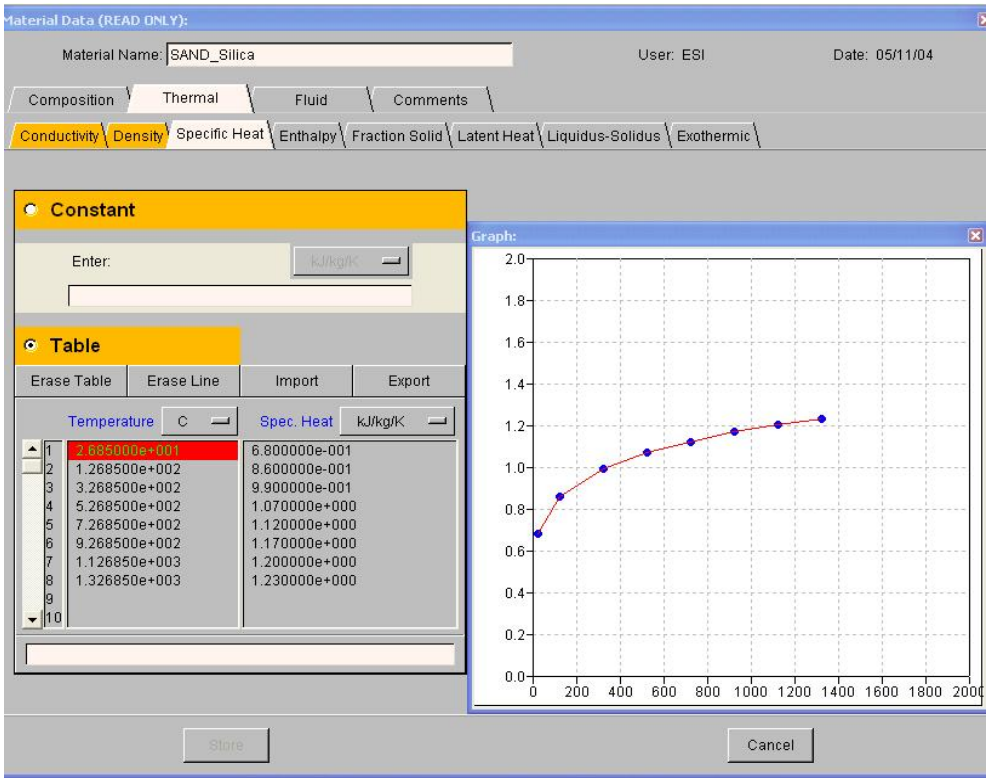


Figura 3. 18 Calor especifico de la arena sílice conforme aumenta la temperatura.

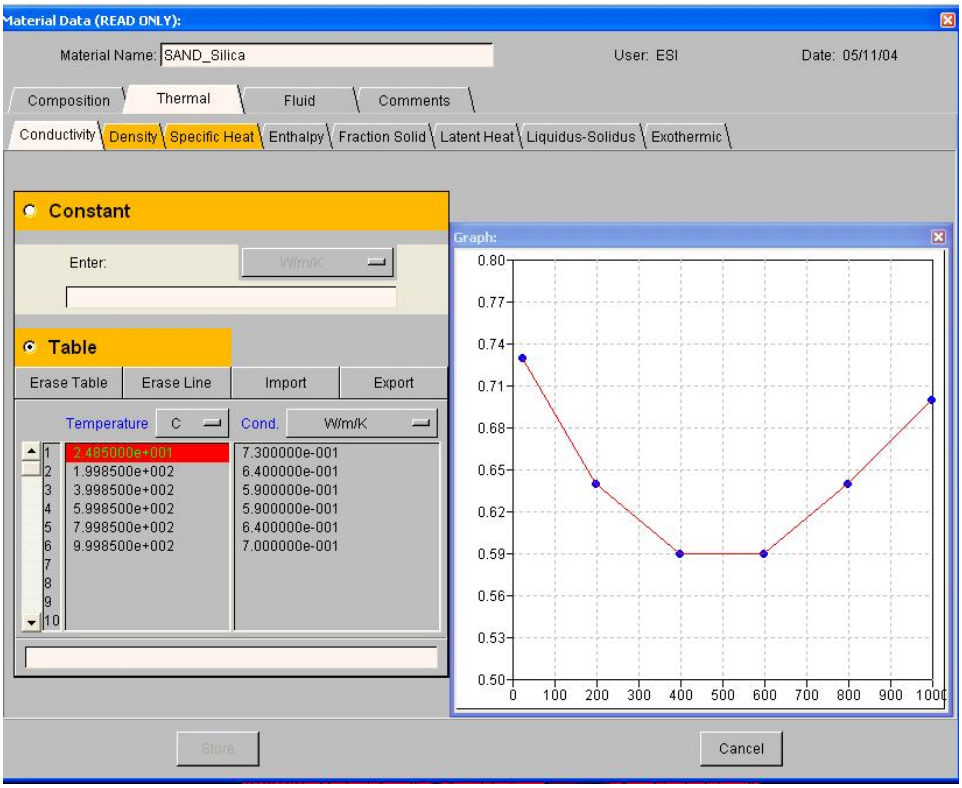


Figura 3. 19 Conductividad térmica de la arena sílice.

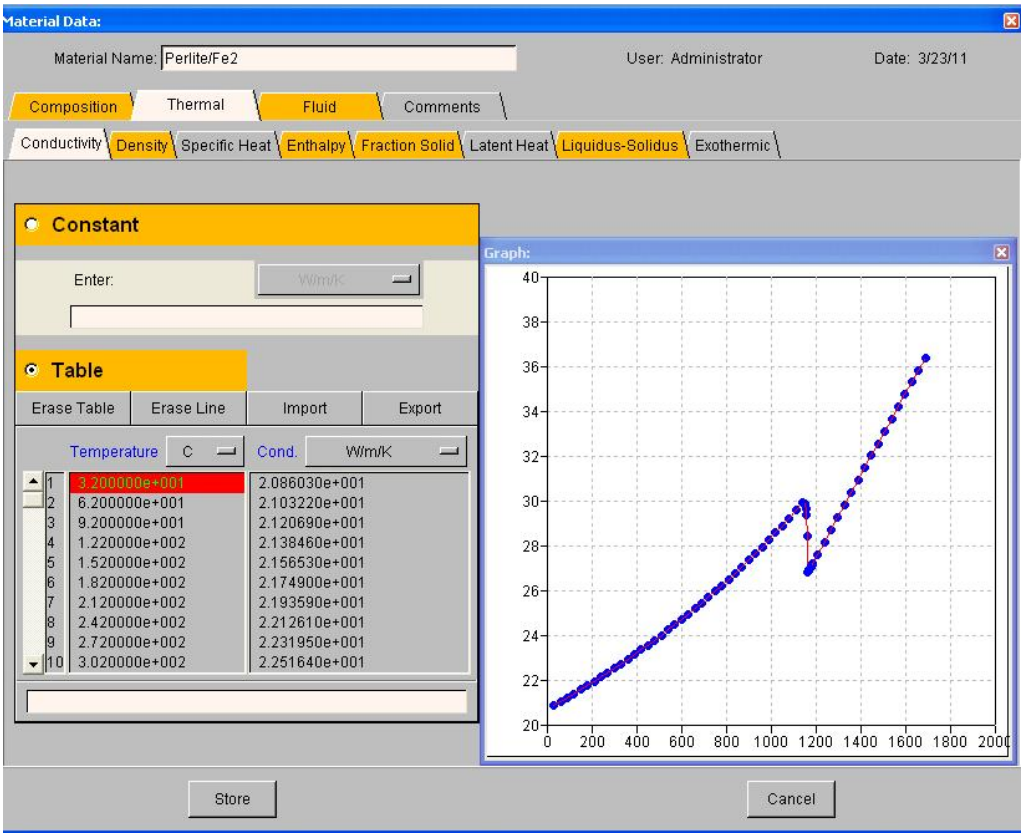


Figura 3. 20 Conductividad térmica del hierro nodular.

En la figura 3.20 se aprecia la conductividad térmica del hierro nodular. Estos valores son calculados automáticamente por el programa al introducir la composición química, después de configurar todos los parámetros de frontera mencionados anteriormente el siguiente paso es el cálculo de la simulación el cual puede ser de unas cuantas horas hasta días de pendiendo de la complejidad y tamaño de la pieza simulada.

Y por último se visualizan todos los resultados, el enfriamiento del modelo, su fracción solida contra el tiempo, los porcentajes de cada fase, las porosidades que se presentan o atrapamientos de gases.

CAPITULO 4
Resultados y discusión

4.1 Introducción

En el siguiente capítulo se mostraran los resultados y la discusión de las curvas de enfriamiento, los análisis microestructurales, los esfuerzos de tensión así como una comparación con las propiedades obtenidas en la simulación de las placas utilizando ProCAST.

4.2 Curvas de enfriamiento

En la figura 2.1 se muestran las microestructuras que son posibles de obtener al modificar los parámetros de temperatura y la cantidad de carbono como se mencionó en la sección 2.5 por la presencia de ciertos elementos. En este proyecto se trabajó con una composición química (tabla 3.2, apéndice A) que permite la formación de perlita localizada preferentemente en su matriz y es un hierro hipereutectico por su contenido de CE de 4.44.

En las siguientes graficas se describirá la transformación ocurrida durante el enfriamiento del metal en el molde:

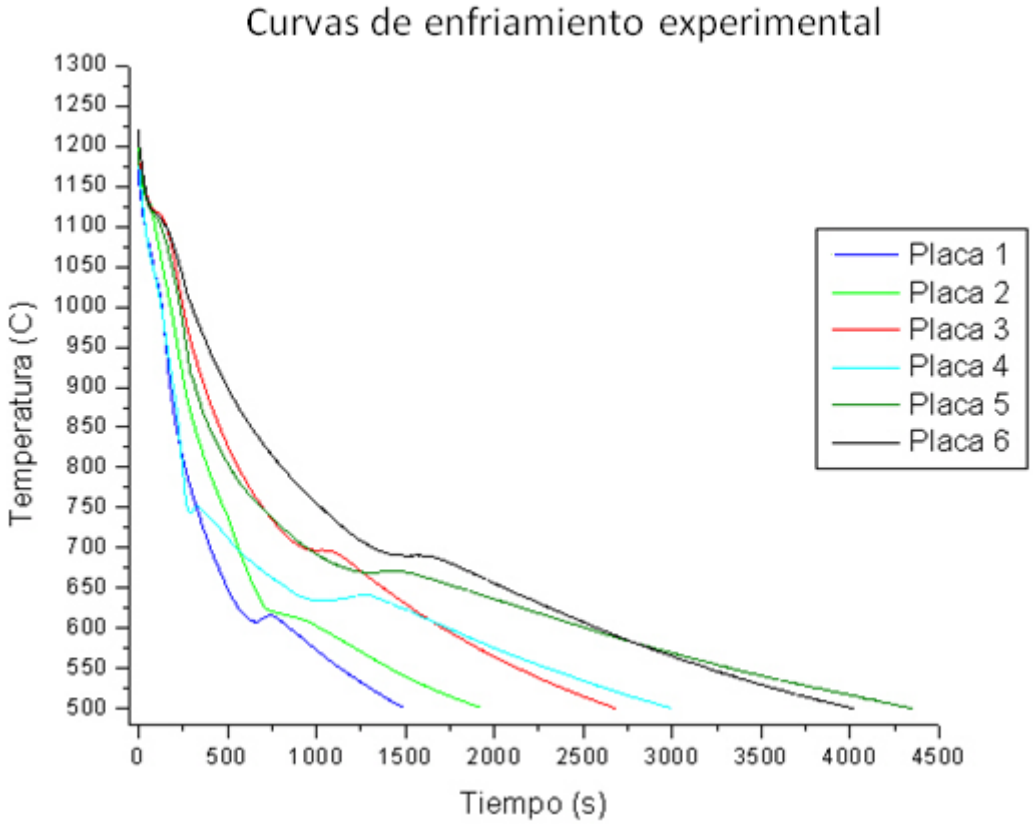


Figura 4. 1 Curvas de enfriamiento del experimento de solidificación.

En la figura 4.1 se observan las mediciones que fueron registradas por los termopares durante el enfriamiento de cada una de las placas en donde la que tiene un menor espesor (placa 1) tienen un enfriamiento más rápido debido a que tiene menor cantidad de metal en comparación con las de mayor espesor (placa 6).

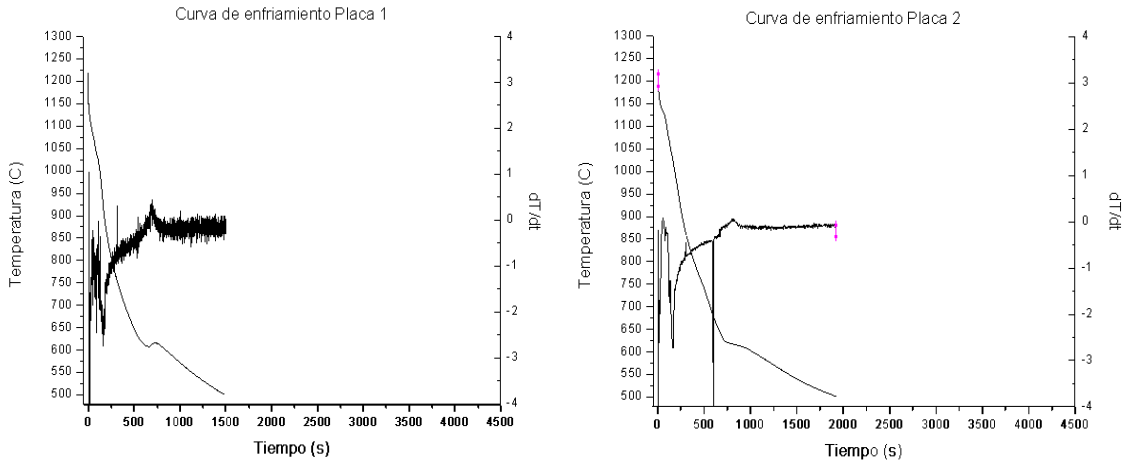
En cada una de las gráficas se puede apreciar que existen 2 cambios de pendiente, la primera pendiente aparece en un rango de temperatura de 1180 a 1100 ºC esta recalescencia nos indica que está ocurriendo una transformación de fase que se mantiene durante un tiempo determinado y si comparamos estos valores con los de la figura 2.1 se observa que esta primera pendiente es la transformación que ocurre inmediatamente abajo del punto eutéctico que vendría siendo austenita y cementita.

El segundo cambio de pendiente se encuentra entre los rangos de temperatura de 700 a 600 ºC, en estos intervalos ocurre otra recalescencia que indica una segunda transformación de fase

que se puede comprobar al observar en la figura 2.1 que en estos rangos de temperatura se presentan laminas de ferrita y cementita que a su vez denominamos como perlita.

En la literatura (18,21-23) se menciona que si calculamos la primera derivada con los datos obtenidos experimentalmente se puede observar el fenómeno de las trasformaciones de fase durante la solidificación, en la figura 4.2 se muestran las graficas de solidificación y la primera derivada con respecto al tiempo.

Todas las gráficas tienen las mismas transformaciones de fase aunque con diferentes tiempos y temperaturas por lo que se utilizo la gráfica de la placa 5 en donde todas estas transformaciones se aprecian mejor para describir dichas transformaciones, al principio de la grafica empieza la precipitación del grafito (número 1) el cual precipita en el metal aún en estado líquido, seguido de la crecimiento de la austenita inmediatamente después (número 2) que empieza a crecer encapsulando e impidiendo el crecimiento del grafito, después la austenita se comienza a transforma en ferrita (número 3) y por último la austenita se transforma en perlita (número 4).



a) b)

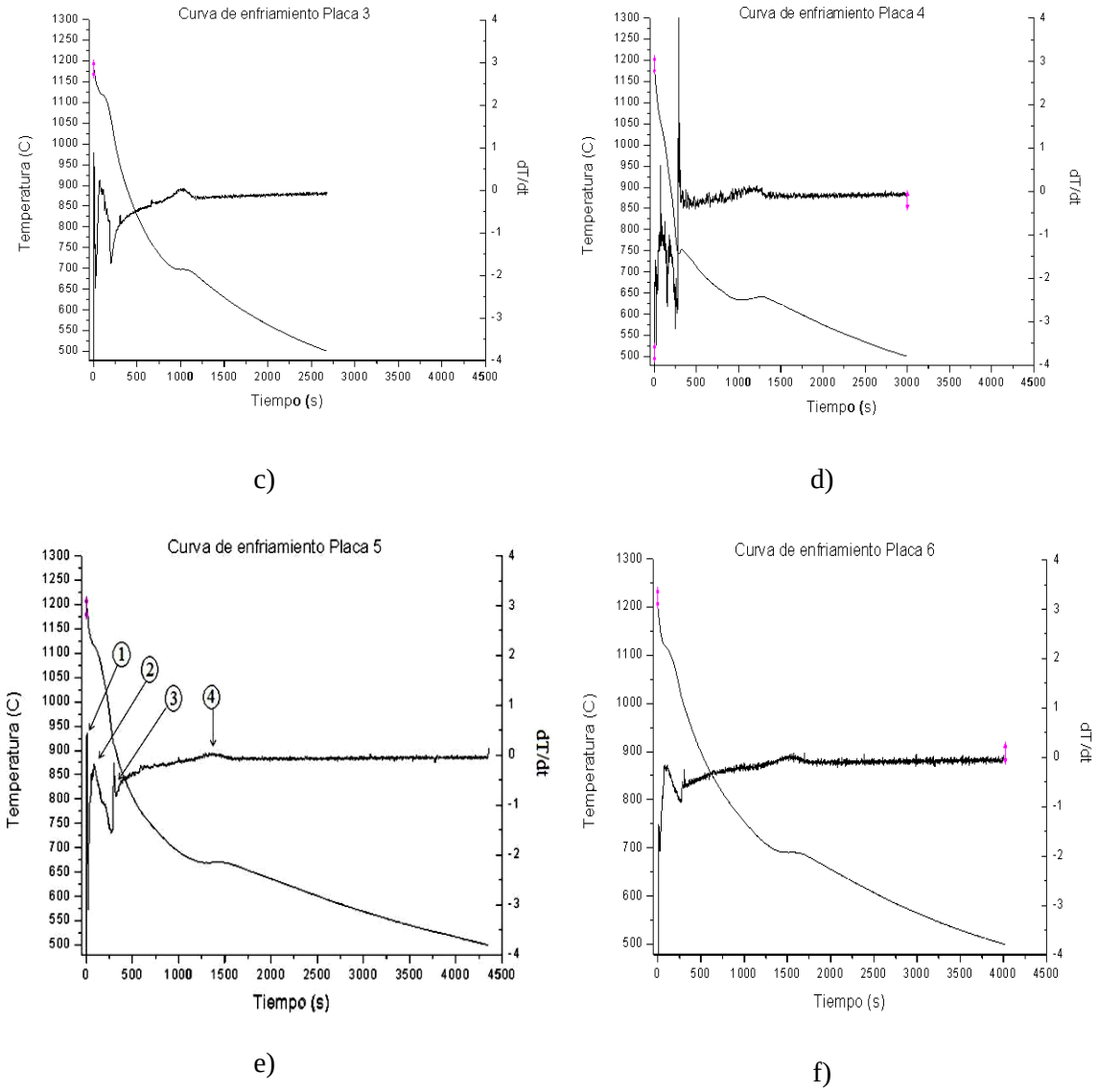


Figura 4. 2 Perfil de temperaturas de enfriamiento, T, con sus respectivas derivadas, dT/dt vs tiempo (s). (a) Placa 1, (b) placa 2, (c) placa 3, (d) placa 4, (e) placa 5, (f) placa 6

En las graficas anteriores se puede observar 2 transformaciones de fases, la primera es la precipitación señalada como “grafito” que aparentemente precipita al mismo tiempo que las dendritas de “austenita” ya que a esa temperatura solo se puede observar un cambio de pendiente en esta transformación debido a que es el inicio de la solidificación.

Experimentalmente se observan velocidades de enfriamiento muy similares en todas las placas por lo que no se observa un efecto del espesor de la placa sobre la temperatura de transformación del grafito y las primeras dendritas de austenita ver tabla 4.1 (los termopares 3 y

4 no registraron correctamente la precipitación del grafito durante el experimento por lo que se decidieron omitir); la segunda transformación es de “austenita a perlita” donde en este caso si hay un efecto del espesor de la placa sobre la velocidad de enfriamiento y en este caso sobre la temperatura de transformación de austenita a perlita como se aprecia en la tabla 4.2.

Tabla 4. 1 Velocidades de enfriamiento del grafito y de la austenita.

No. Placa	Temperatura (ºC)	√(Velocidad) (√(ºC/s))
1	1105.02	1.337
2	1139.72	1.098
3	---	---
4	---	---
5	1128.10	1.292
6	1124.54	1.106

Tabla 4. 2 Velocidades de enfriamiento de la fase perlitica.

No. placa	Temperatura (C)	√(Velocidad) (√(C/s))
1	616.2	0.947
2	627.2	0.882
3	---	---
4	639.9	0.757
5	673.5	0.639
6	695.7	0.577

La velocidad de enfriamiento de la fase perlitica sigue una tendencia a disminuir de mayor a menor espesor (figura 4.3), que tiene sentido ya que entre más delgada sea la placa se enfría mucho más rápido y coincide con la grafica 4.1 en donde esta temperatura disminuye.

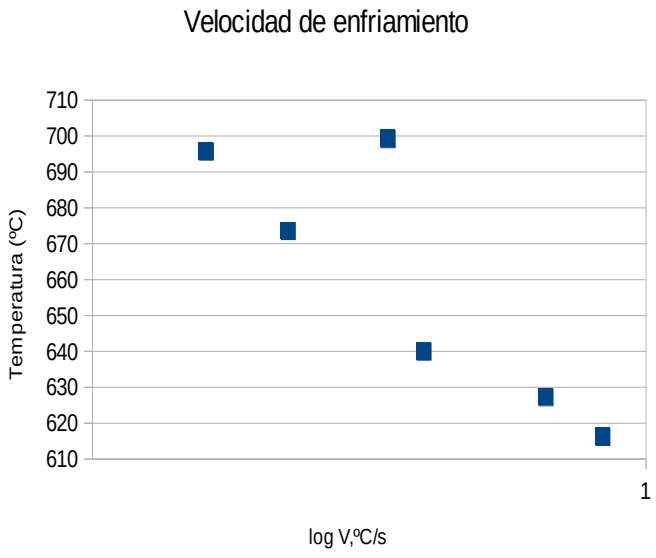


Figura 4. 3 Temperatura de transformación vs velocidades de enfriamiento de la fase perlitica.

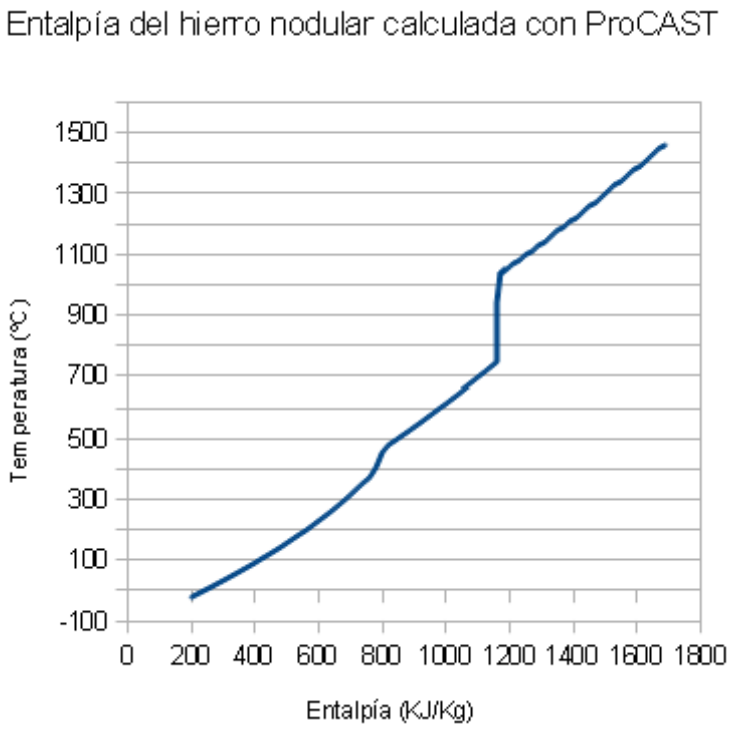


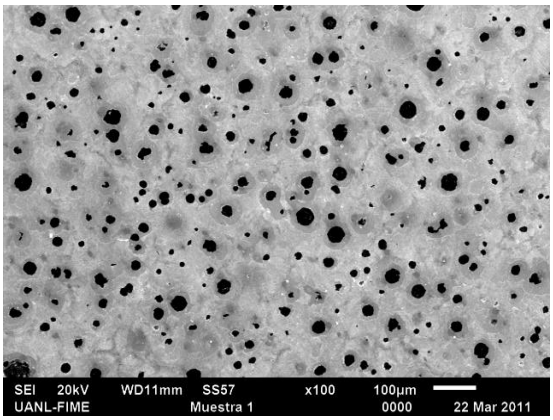
Figura 4. 4 Entalpía del hierro nodular calculada con ProCAST

En la figura 4.4 se muestra la grafica de temperatura vs entalpía calculada por ProCAST usando la composición química del material usado en este experimento (dicho calculo se basa en un sistema estable), en donde en el rango de temperatura de 400 a 480 ºC con un valor de

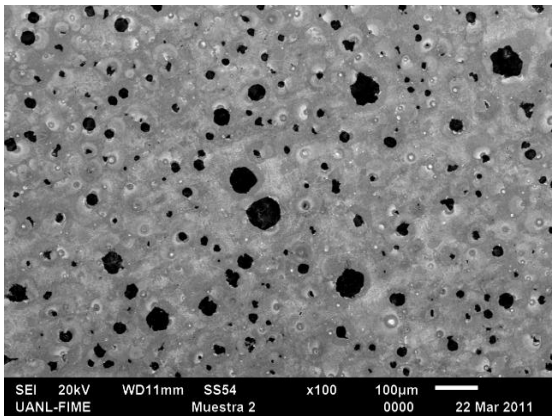
entalpía que se mantiene en 800 Kj/kg que se debe a una trasformación de fase la cual viene siendo perlita, y en el rango de temperatura de 730 a 1050 ºC en donde mantiene su misma cantidad de energía (1200) que se debe a la transformación de la fase austenita, lo que nos indica que su capacidad calorífica varía dependiendo de cada fase por lo que se necesita una mayor temperatura para romper los enlaces de la austenita para cambiar su estado a liquido.

4.3 Análisis microestructural

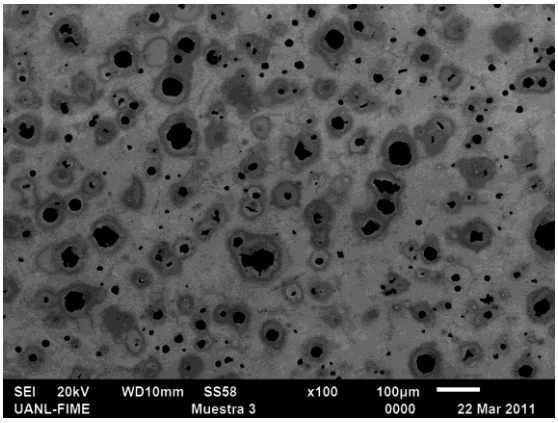
Se tomaron secciones de las placas cercanas a donde se registró la temperatura con los termopares, se utilizó nital al 2% de concentración como reactivo y se aplico el método de inmersión en un tiempo de 10 a 45 segundos para obtener la microestructura del hierro nodular, sus respectivas imágenes se tomaron en la parte central de cada placa ya que es la última zona en solidificar. En la figura 4.5 se pueden observar las metalografías de las placas vaciadas:



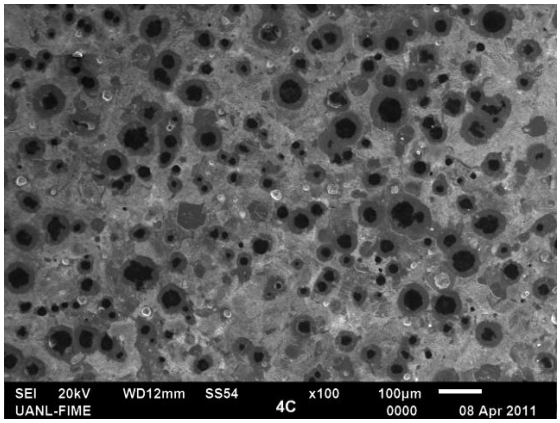
a)



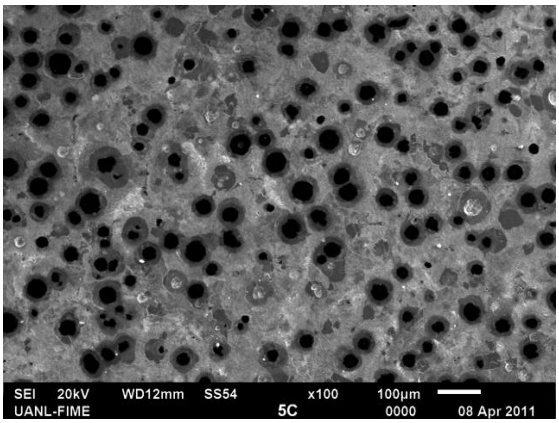
b)



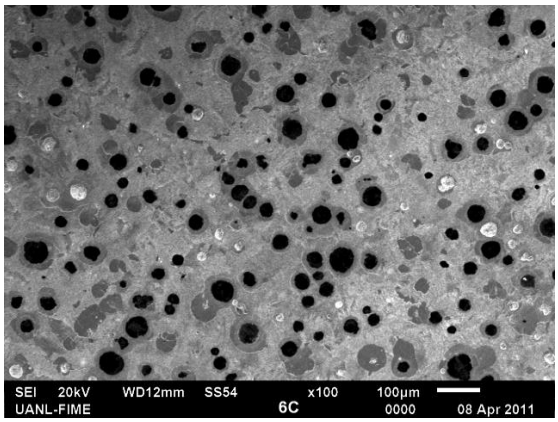
c)



d)



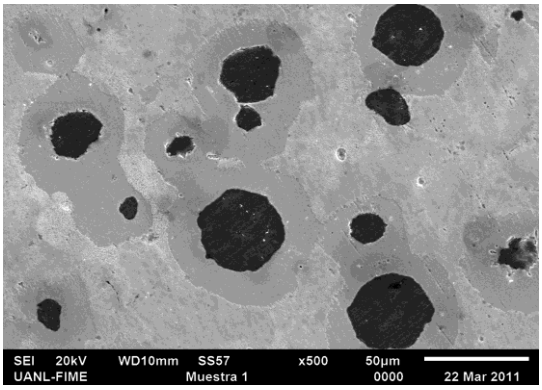
e)



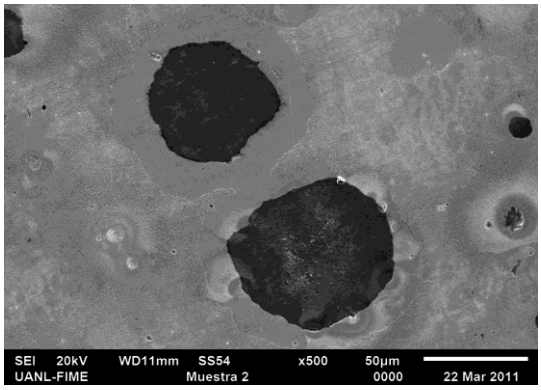
f)

Figura 4. 5 Metalografías obtenidas a una magnificación de 100X usando como reactivo nital (2%). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6

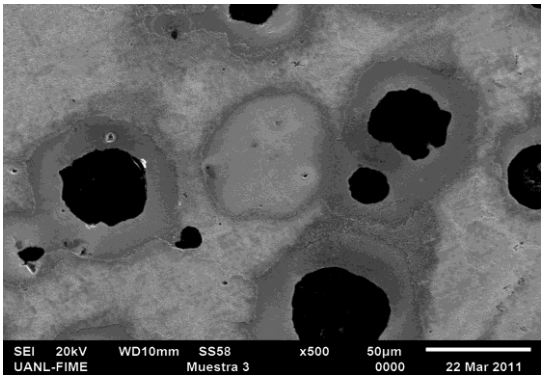
Como se puede apreciar en las imágenes anteriores la cantidad y el tamaño de nódulos depende de la historia térmica y así como de la velocidad de solidificación, en donde se puede observar que a velocidades altas de enfriamiento la cantidad de nódulos aumenta pero el tamaño disminuye.



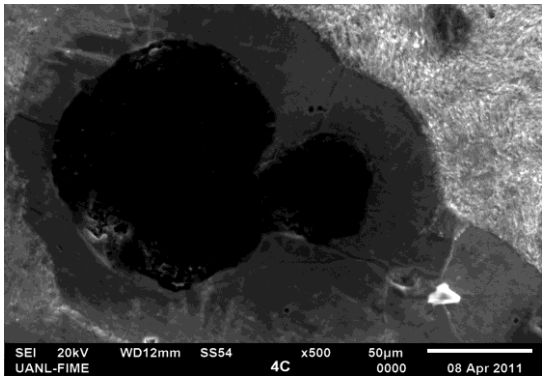
a)



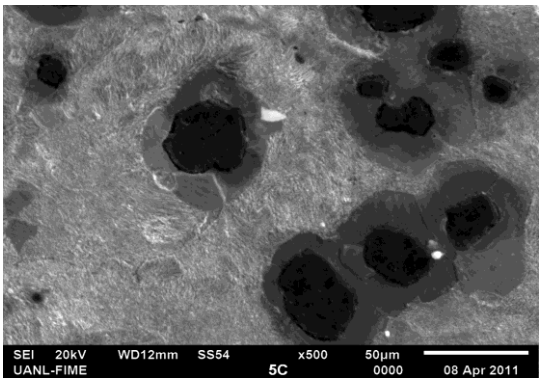
b)



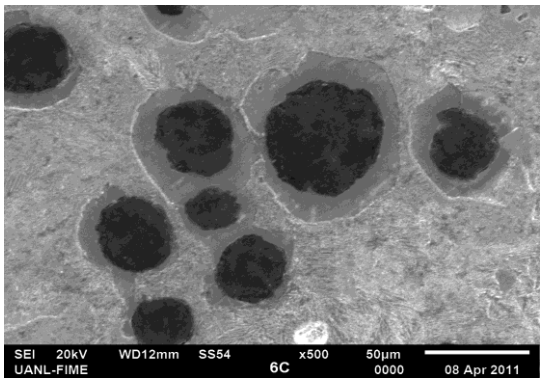
c)



d)



e)



f)

Figura 4. 6 Metalografías obtenidas a una magnificación de 500X usando como reactivo al nital (2%). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6

En la figura 4.6 se muestran las imágenes de cada placa a una magnificación de 500X en donde podemos notar que el tamaño y la cantidad de nódulos varían con la velocidad de enfriamiento pero por otro lado esta velocidad no afecta los porcentajes de las fases perlita y ferrita en la matriz del hierro nodular.

Por lo anterior se cuantificaron las fases de perlita y ferrita en las imágenes de la figura 4.6 las cuales se muestran en la tabla 4.3 que es un promedio de los porcentajes de fases de varias imágenes tomadas en cada muestra:

Tabla 4. 3 Porcentaje de fases promedio.

Hierro nodular perlitico ferritico				
No. placa	% perlita	% ferrita	% grafito	% Error de imagen
1C	68.11	24.44	7.44	1.30
2C	64.20	28.47	7.32	1.80
3C	64.50	30.59	4.90	1.07
4C	63.90	28.71	7.38	3.12
5C	63.99	24.89	11.11	1.90
6C	69.09	23.33	7.57	3.00

El conteo de nódulos se realizó en las imágenes de la figura 4.5 para poder tener una comparación de la cantidad de nódulos cerca de los termopares que estaban ubicados en la parte central de cada placa que es la última zona en solidificar.

En la literatura (16) se menciona que la cantidad de nódulos son mayores al aumentar la velocidad de solidificación ya que son capaces de crecer por la difusión del grafito en el hierro aún en estado líquido, seguido de su precipitación empieza el crecimiento de la austenita lo que impide que los nódulos continúen su crecimiento y por lo tanto en la última zona en solidificar la cantidad de nódulos tenderá a disminuir.

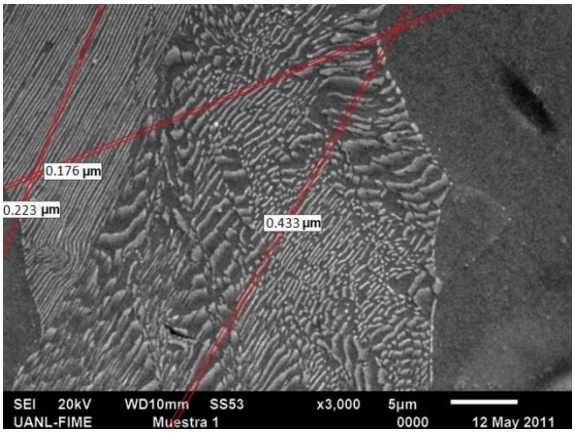
En la tabla 4.4 se muestra el conteo de nódulos promedio de las imágenes tomadas de cada placa, el área total de la imagen, y los valores calculados de la cantidad de nódulos en área y volumen usando la ecuación 2.2, también se puede observar que en las placas más gruesas la cantidad de nódulos son menores, lo cual está de acuerdo con los trabajos observados por Boeri (17) (en el apéndice B se muestran histogramas de las cuantificaciones de los nódulos usando el programa CLEMEX-VISION)

Tabla 4. 4 Calculo promedio de nódulos por unidad de volumen.

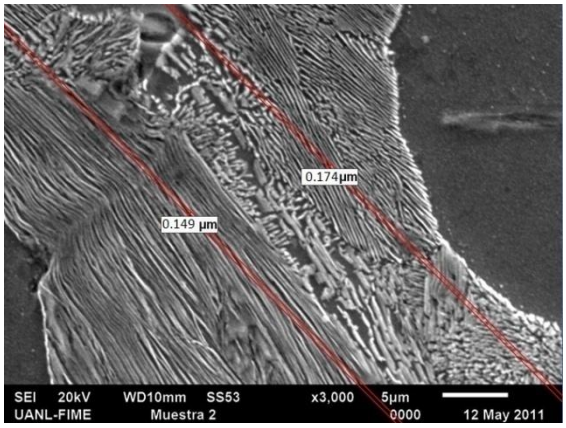
No. Placa	Conteo nódulos	Área total imagen (μm^2)	NA $1/\mu m^2$	NA $1/cm^2$	Nv $1/cm^3$
1C	275.5	1159516.87	0.000237599	23760	9851879
2C	253.4	1100986.63	0.000230203	23020	9395451
3C	252.5	1108056.00	0.000227877	22788	9253410
4C	189.0	1083896.00	0.000174371	17437	6193891
5C	182.5	1087625.00	0.000167797	16780	5846929
6C	134.0	1085139.00	0.000123486	12349	3691318

Al tener una mayor cantidad de perlita se podría predecir que tiene mayor dureza, una menor ductilidad que un hierro completamente ferritico. Estas propiedades dependen además de la distribución de las láminas de ferrita y cementita, por esta razón se midió el espaciamiento interlaminar en las mismas muestras a una magnificación de 3000X la cual se considero adecuada para ver su distribución.

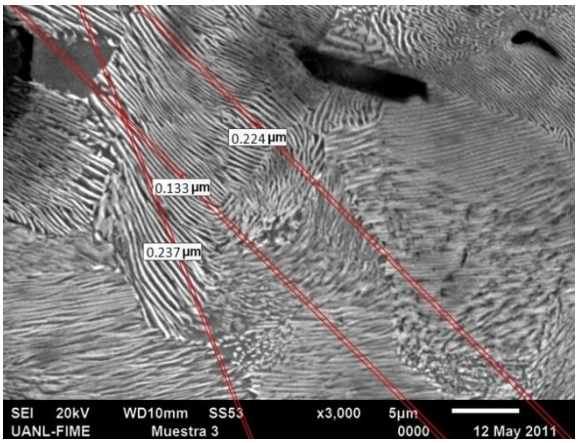
En la figura 4.7 se muestran las mediciones del espaciamiento interlaminar de cada placa, las medidas obtenidas fueron muy similares en la mayoría de las placas teniendo una variación desde 0.112 a 0.5 micras y al momento de estar adquiriendo las imágenes se puede observar claramente que hay regiones en las que la perlita no tiene forma laminar sino que se tienen la apariencia de puntos en la matriz y esto es debido a la orientación cristalográfica durante el acomodo, además podemos concluir que las velocidades de enfriamiento usadas no afectan de forma significativa el espaciamiento interlaminar de la perlita.



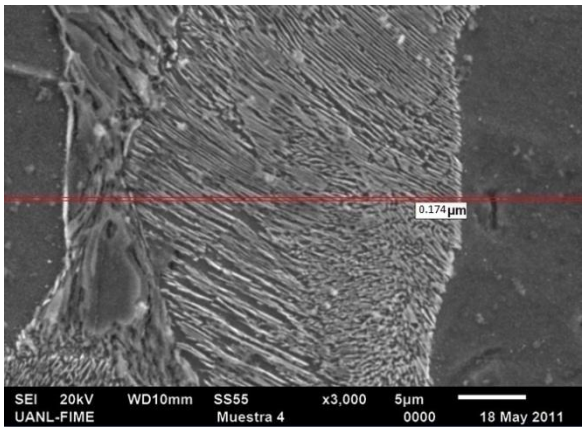
a)



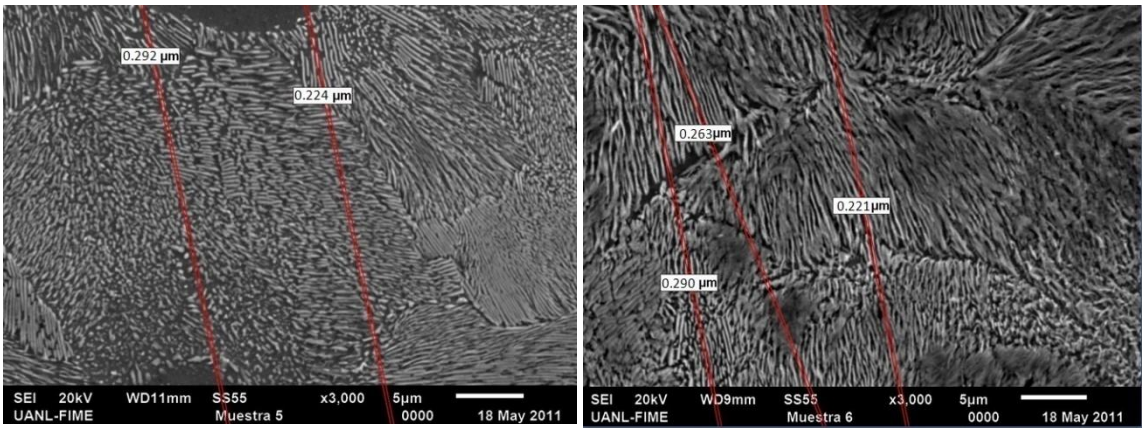
b)



c)



d)



e) f)

Figura 4. 7 Metalografías del espaciamiento dendrítico de la perlita a 3000X vista en SEM. %). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6

4.4 Análisis ensayos de tensión

G. M. Goodrich reporta los efectos de la velocidad de enfriamiento con las propiedades mecánicas, y que el efecto de la superficie disminuye a medida que aumenta el tamaño de la sección debido a la masa, el esfuerzo de cedencia, el esfuerzo a la tensión y la elongación disminuyen linealmente. Por lo tanto la superficie tiene menos influencia en las propiedades (18).

En este trabajo se encontró que al momento de realizar los ensayos de tensión en las probetas estándar según la norma E8/E8M-09 (15) las huellas dejadas por el maquinado de la probeta son iniciadoras de gritas que al final influye en el esfuerzo de fractura ya que las probetas que no fueron pulidas en el vástago fracturaron antes de tiempo.

En la tabla 4.5 se encuentra un promedio de los resultados de los ensayos de tensión que se realizaron a las probetas de cada placa, debido a que las probetas fueron maquinadas a lo largo de la placa y cada placa presenta una gama de microestructuras las propiedades finales dependerán de los porcentajes de cada fase (ferrita, perlita) presentes en la misma probeta. Por ejemplo la muestra 3 (tabla 4.2) es la muestra que tiene más ferrita por lo que se nota en el aumento del porcentaje de elongación, esfuerzo a la tracción y cedencia.

Tabla 4.5 Resultados de pruebas de tensión promedio.

No. muestra	Yield Strength/Esfuerzo cedendia		Tensile Strength/ Resistencia a la tracción		% Elongation/Elongación (2,0")	Desviación estándar ensayo de tensión	Dureza Brinell
	psi	Mpa	Psi	Mpa			
1	64622	445	110670	758	11.37	2.5	249
2	64594	445	106623	735	11.26	0.7	255
3	64738	446	110683	763	12.61	0.7	255
4	61710	425	105108	725	10.68	1.9	244
5	60382	416	103655	715	10.6	0.2	241
6	---	---	---	---	---	---	255

L.P. Dix reporta que para hierros nodulares de matriz perlitica que el esfuerzo y la dureza disminuyen al aumentar las velocidades de enfriamiento, y que a su vez la elongación presenta un comportamiento opuesto incrementando con la velocidad de enfriamiento (19).

Los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas muestran que el esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tracción y la elongación tienden a disminuir linealmente conforme la velocidad de enfriamiento disminuye, pero por otro lado la dureza se mantiene de forma constante por lo que no se ve afectada de forma significativa como puede observar en la tabla 4.5.

Se omitieron los resultados de la placa 6 debido a que se presentaron defectos de porosidades por lo que fracturo antes de tiempo.

4.5 Resultados de simulación en ProCAST

La simulación se realizó con los datos obtenidos experimentalmente y con las bases de datos que contiene el mismo programa. En la figura 4.8 se contempla la secuencia de llenado del molde con el hierro líquido y su duración es de 40 segundos aproximadamente, basados en las mediciones experimentales.

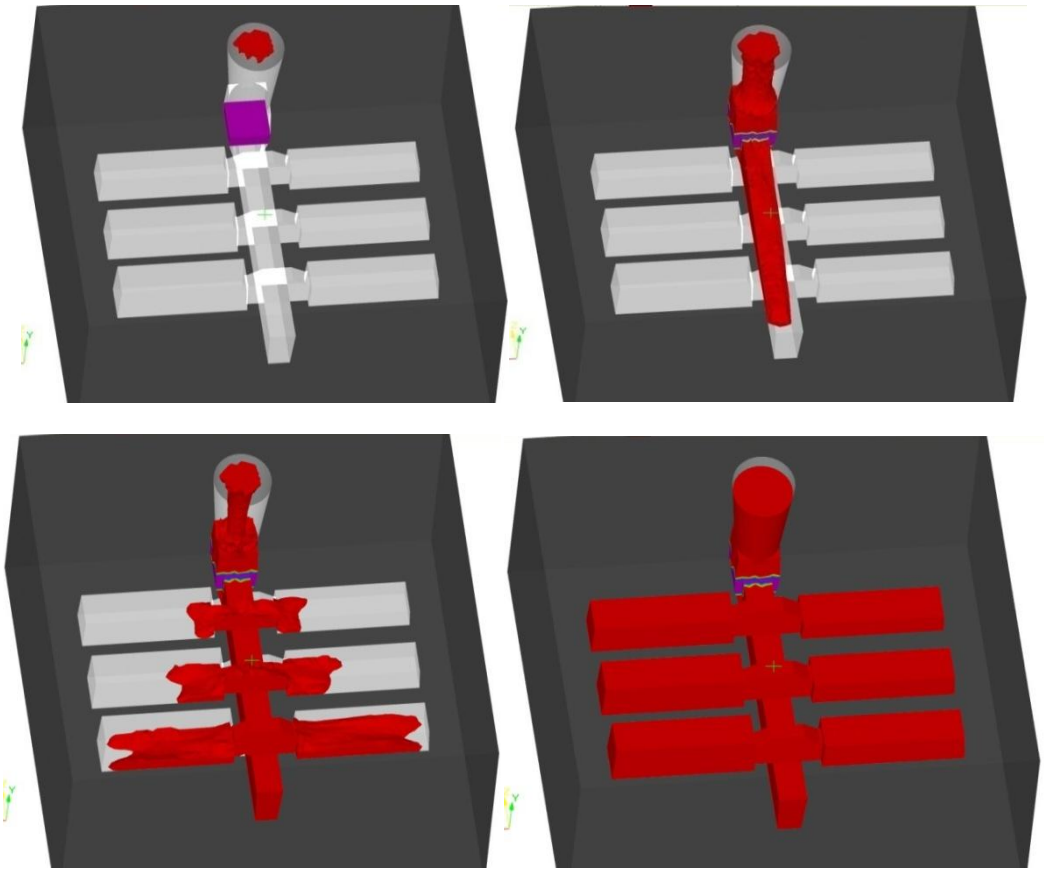
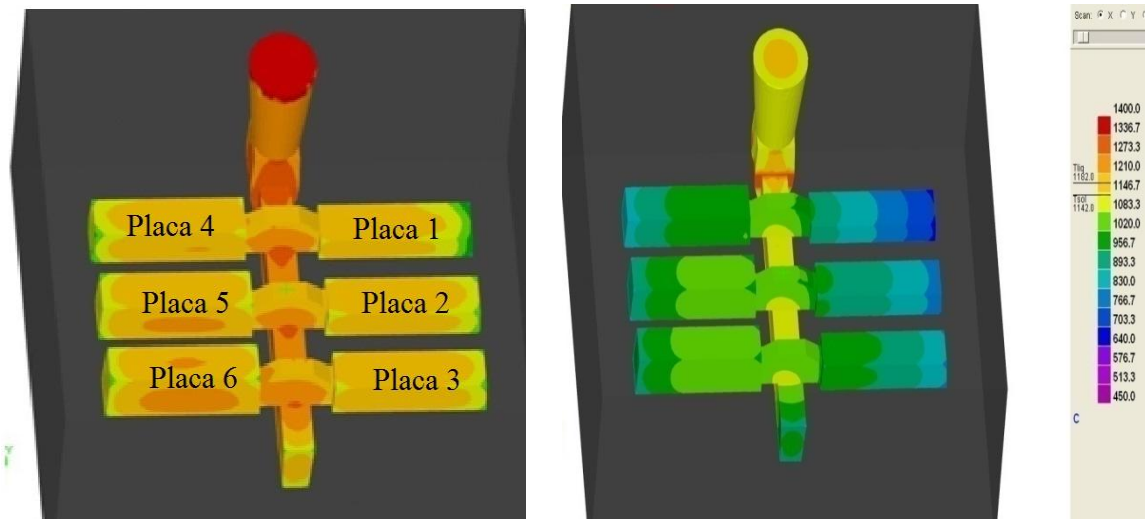


Figura 4.8 Secuencia de llenado.



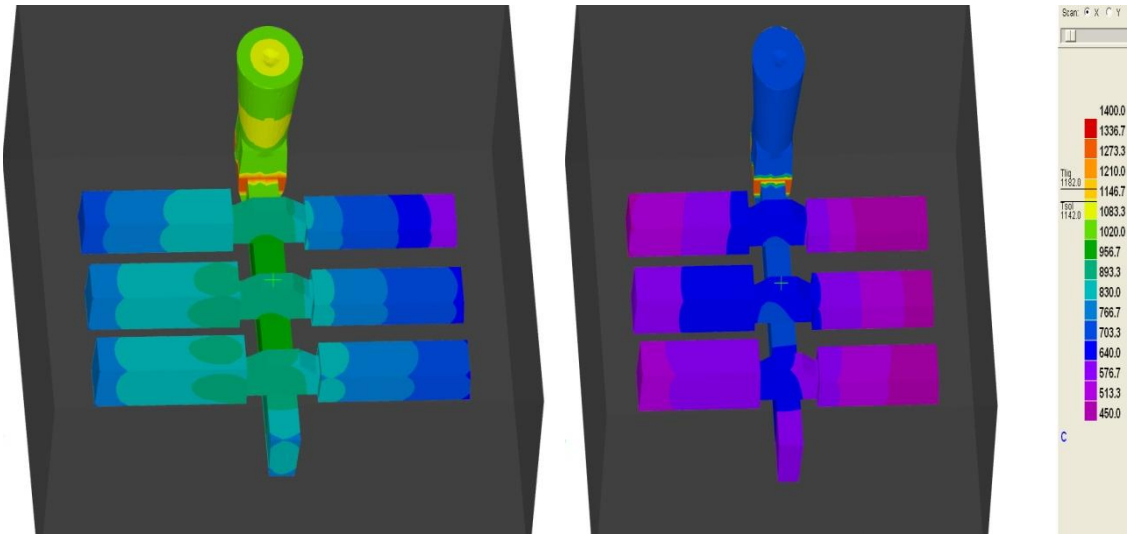


Figura 4. 9 Secuencia de enfriamiento en molde.

Debido a que durante el llenado y enfriamiento del molde existe una variación de los coeficientes de transferencia de calor (HTC) los cuales pueden ser determinados utilizando el modulo inverso del ProCAST teniendo la condición inicial los perfiles de temperatura experimentales, este cálculo inverso nos arrojó los siguiente valores del HTC mostrados en la tabla 4.5 en donde se muestra la variación de los coeficientes a lo largo del experimento.

Tabla 4. 6 Coeficientes de transferencia de calor interfaz molde-casting.

Tiempo (s)	H.T. Coeff (W/m^2K).
0	2400
50	29
107	21600
1345	80000
1669	198
3441	21600

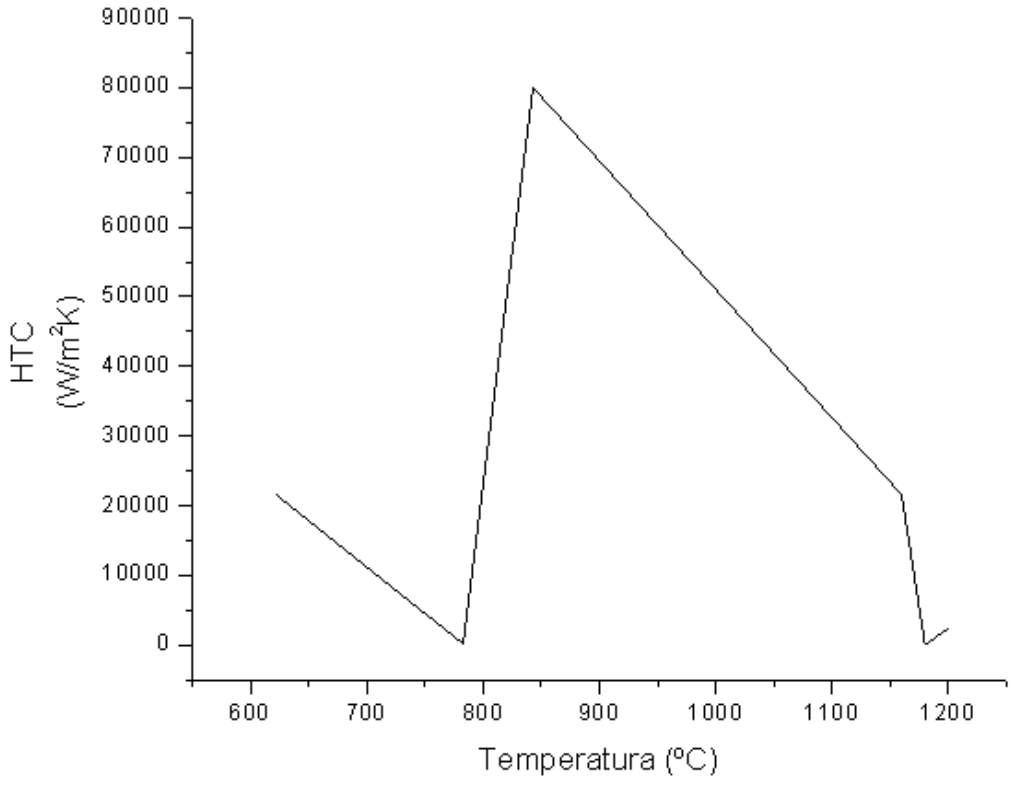


Figura 4. 10. Variación del HTC durante la solidificación del hierro nodular.

El HTC está gobernado por la cinética de solidificación conservando un valor constante y posteriormente la conductividad térmica del sólido. La transferencia de calor se incrementa conforme la nucleación se lleva a cabo en la interfase sólido-líquido, la variación del HTC depende de factores tales como pueden ser transformaciones de fase del material, de las superficies en contacto, las geometrías involucradas, la expansión térmica del molde, el comportamiento térmico del molde y capas aislantes (air gap).

En la figura 4.10 se observa el HTC calculado que más se aproxima a los valores reales y se ve cómo va cambiando conforme va perdiendo temperatura el metal, siguiendo la ruta del experimento el metal se encuentra a una temperatura de 1200 ºC en estado líquido se puede observar la primera sección que disminuye e inmediatamente después aumenta rápidamente en el rango de temperatura de la precipitación de grafito (aprox. 1180-1140) y la formación de las primeras dendritas de austenita, después hay otro cambio de pendiente (1140-850) que vendría

siendo la estabilización de las fases austenita, cementita, y grafito que están presentes en la matriz además de la expansión en volumen debido a la formación de grafito, seguido de un decremento significativo del HTC debido a la transformación de la austenita en perlita y ferrita (850-780) este cambio tan pronunciado es debido a que la ferrita absorbe calor durante la transformación austenita-ferrita además de la contracción en volumen en estado sólido.

En la figura 4.9 se observa que el enfriamiento del metal dentro del molde y se aprecia que el flujo de calor va disipando desde los costados de las orillas hasta el alimentador central, y que las placas más delgadas son las que enfrían más rápido por tener una menor cantidad de masa, además que la placa número 5 se mantiene más caliente por la radiación de calor de las placas laterales, este efecto se puede ver en la figura 4.11.

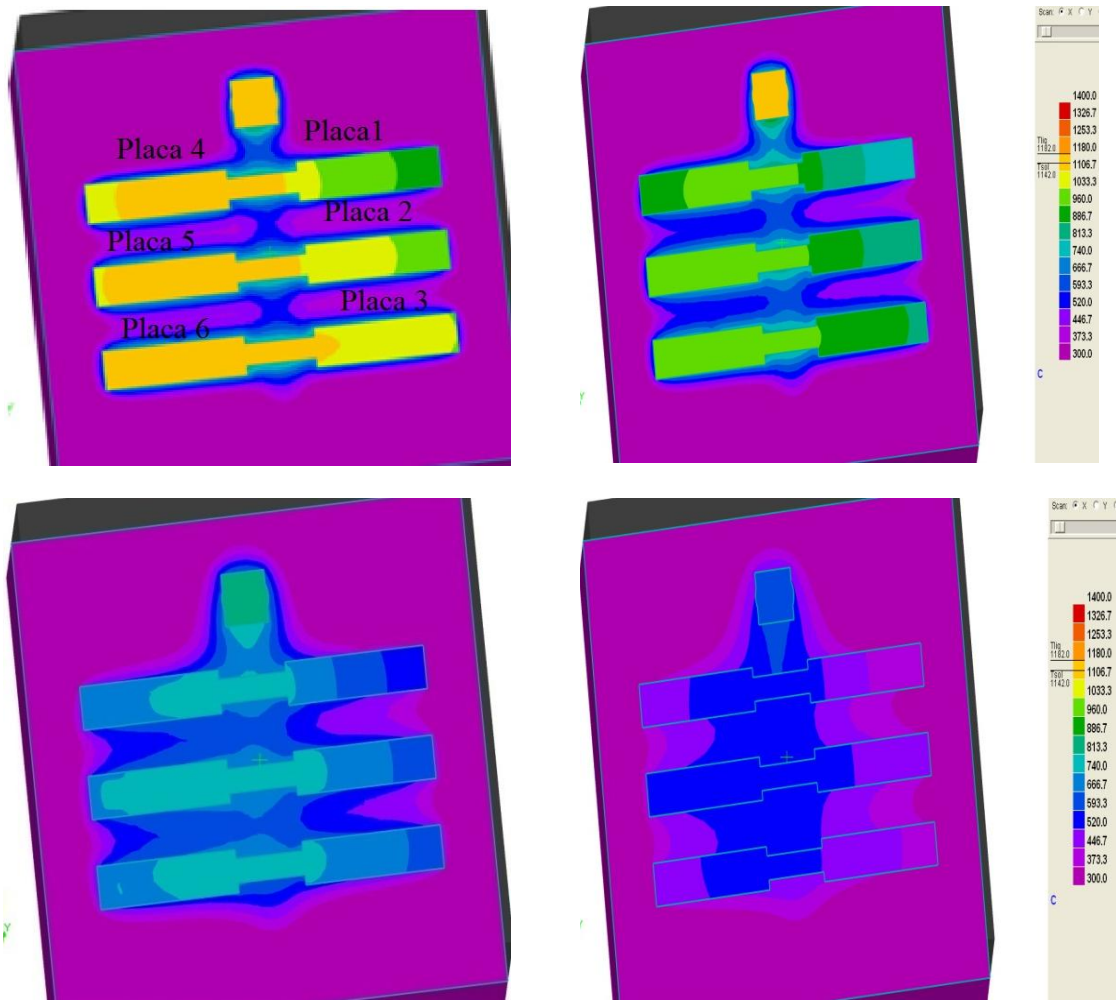


Figura 4. 11 Calentamiento del molde de arena.

La forma de llenado y enfriamiento calculados fueron comparados con los valores obtenidos experimentalmente en cuanto al tiempo de enfriamiento hasta llegar a una temperatura de 450 ºC y el tiempo de llenado de 40 segundos.

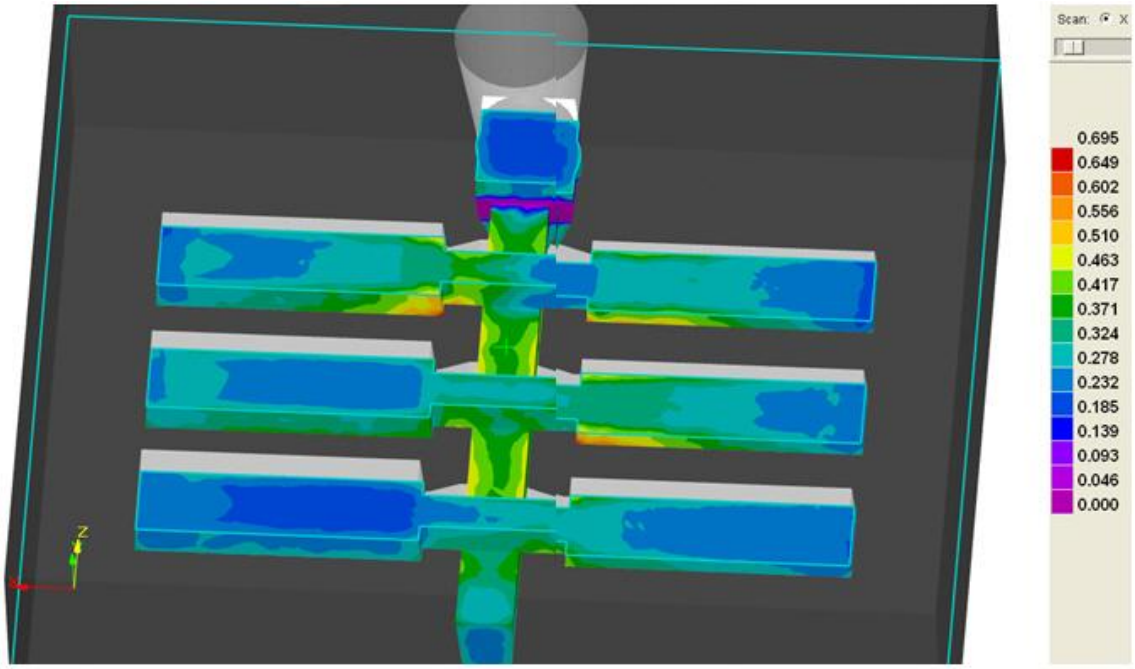


Figura 4. 12 Porcentaje de ferrita.

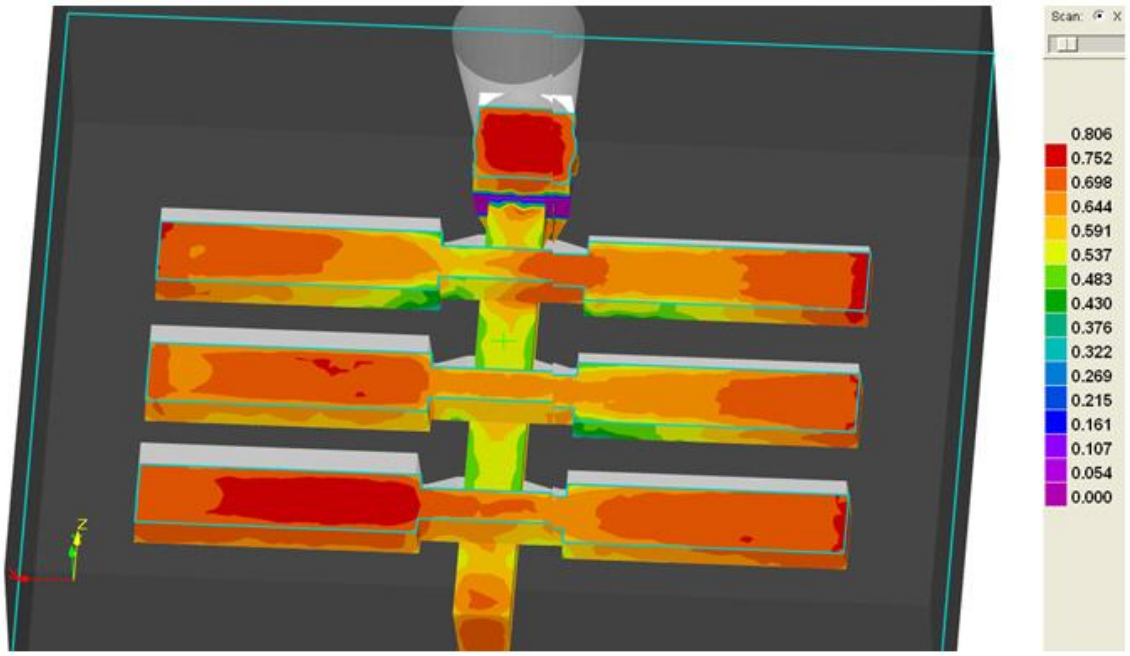


Figura 4. 13 Porcentaje de Perlita.

Los porcentajes de ferrita (figura 4.12) y perlita (figura 4.13) simulados concuerdan con los resultados experimentales (tabla 4.2).

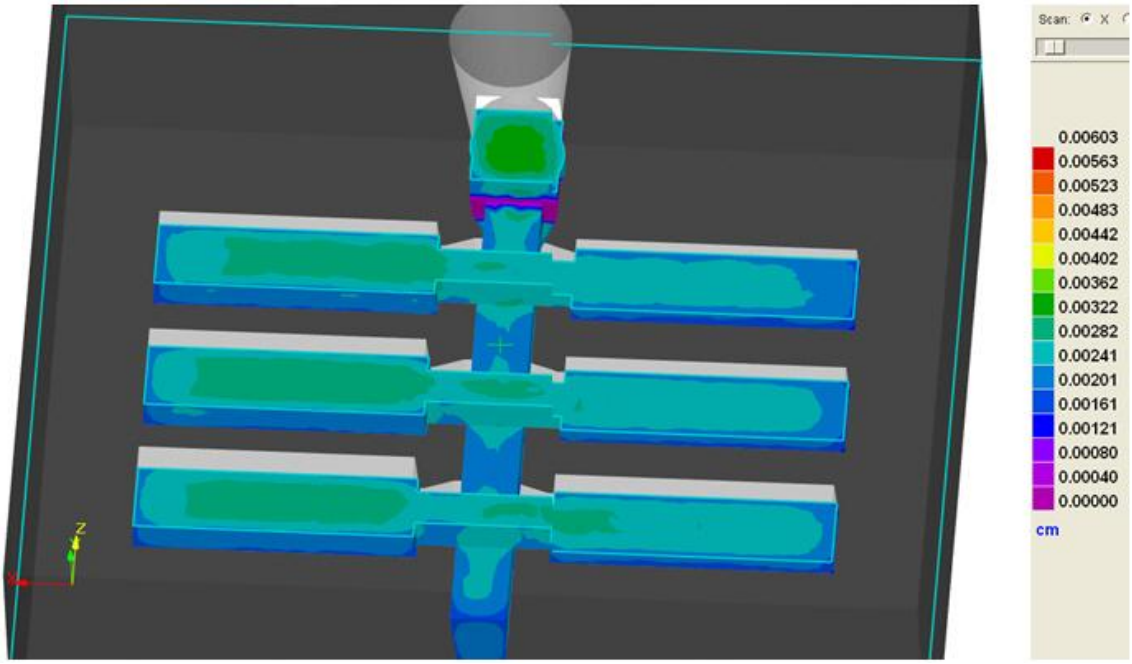


Figura 4. 14 Radio de los nódulos de grafito.

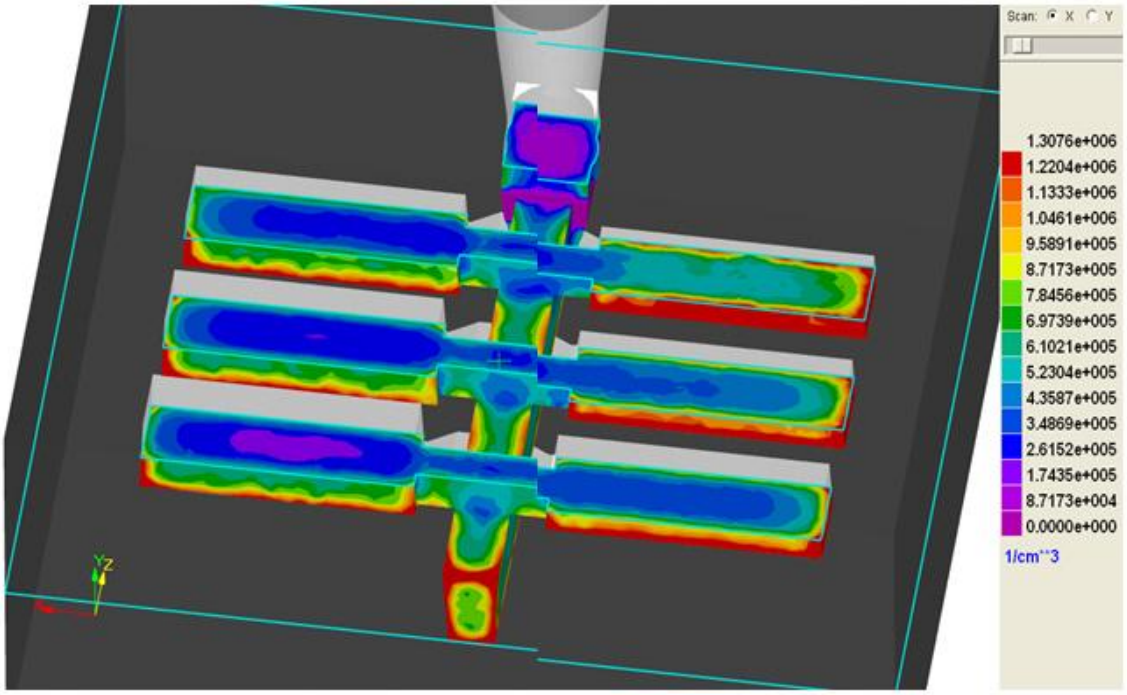


Figura 4. 15 Conteo de nódulos en volumen.

En la figura 4.15 se puede observar que la cantidad de nódulos disminuye siguiendo el paso de la solidificación por lo que al comienzo de esta se presenta una cantidad mayor de nódulos y en la última zona se presenta la menor cantidad, y es comparable con los valores obtenidos realmente en la tabla 4.3, los valores simulados no son exactamente iguales a los reales que se pueden deber a varias factores como que el programa hace sus cálculos en estado estable, a las desviaciones del analizador de imágenes usado, el factor humano durante la preparación de las muestras, etc.

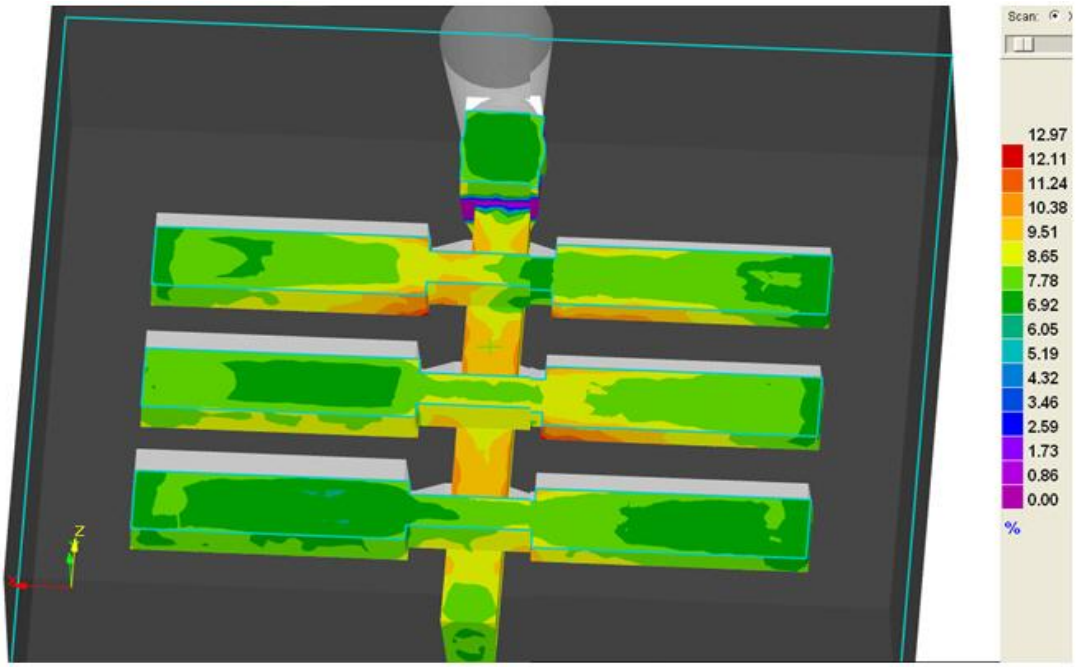


Figura 4. 16 Porcentaje de elongación simulado

En la figura 4.16 se muestra el porcentaje de elongación obtenido en la simulación que si lo comparamos con la tabla 4.4 los resultados de la simulación están ligeramente por debajo de los valores obtenidos experimentalmente.

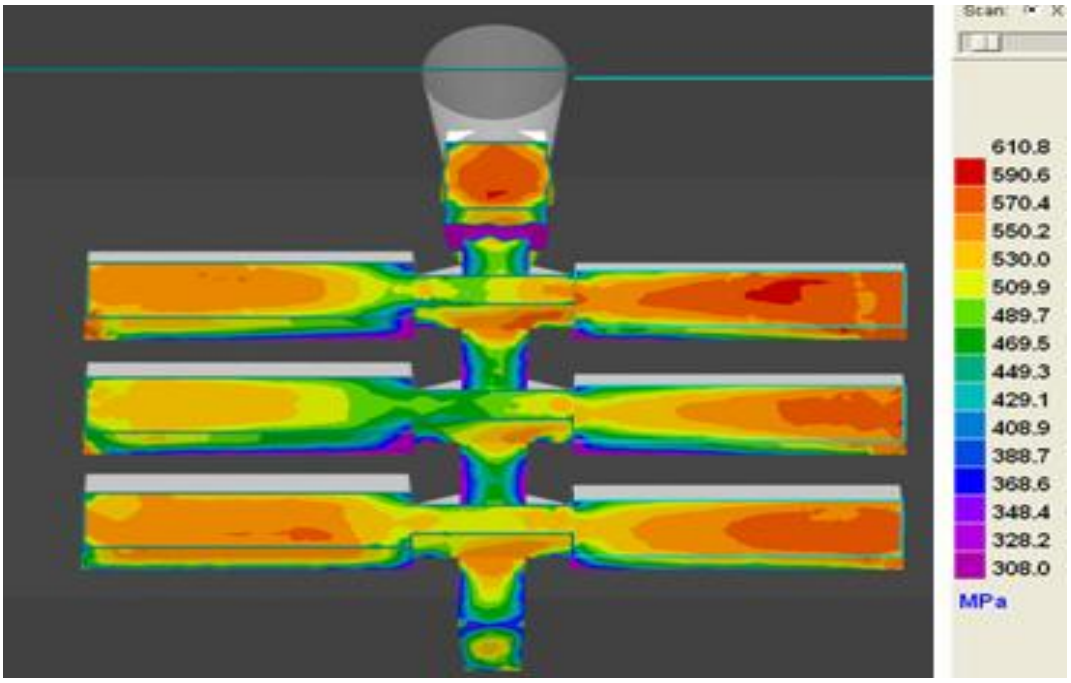


Figura 4. 17 Esfuerzo a la tracción simulado.

En la figura 4.17 se observa el esfuerzo a la tensión de la simulación y las propiedades predichas por la simulación están por debajo de las obtenidas experimentalmente por 100 MPa aproximadamente, sin embargo esta diferencia se puede deber a las condiciones de proceso de simulación, a una desviación estadística, por otro lado se debe tomar en cuenta la calibración de los instrumentos usados al momento del ensayo y la experiencia de la persona encargada, etc.

4.6 Curvas de enfriamiento simuladas

Usando los valores experimentales se fue diseñando una simulación que fuera lo más cercana a la realidad, en dicha simulación se buscaron los nodos que coincidieran con las posiciones de los termopares y se grafico su perfil térmico (simulado) el cual se muestra en la figura 4.18

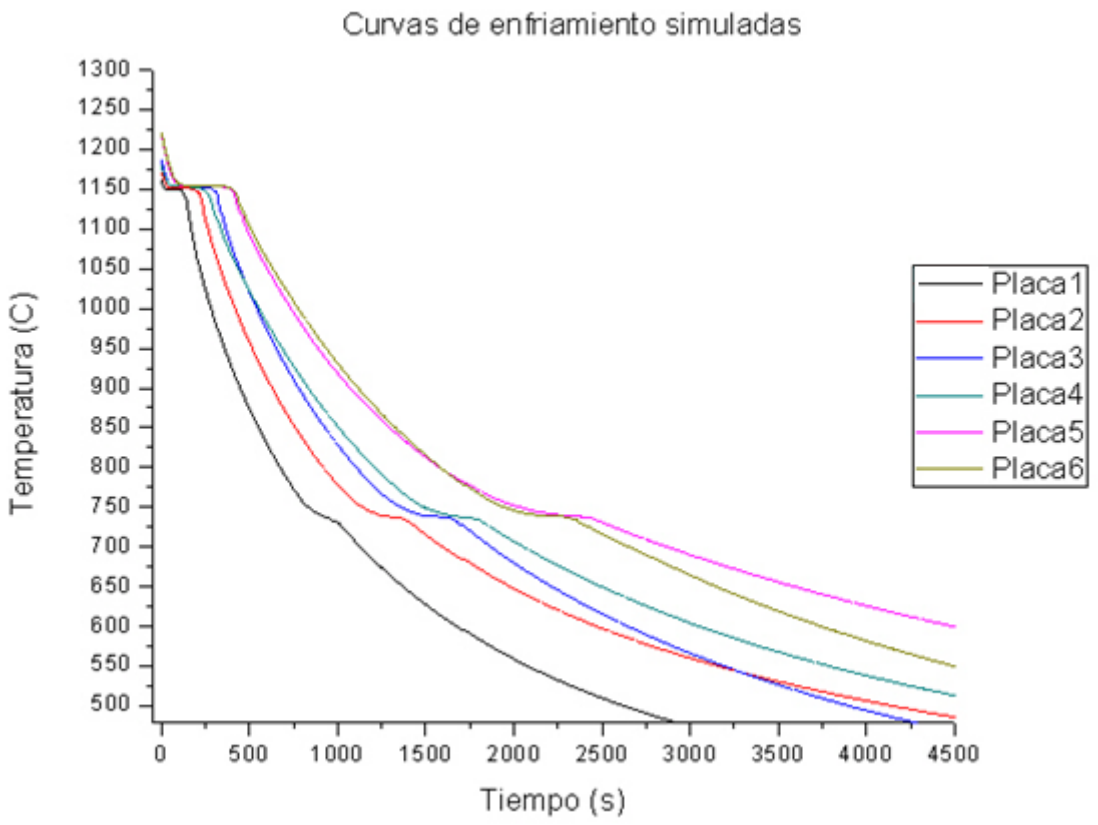


Figura 4.18 Curvas de enfriamiento simuladas con ProCAST.

Estas curvas presentan 2 mesetas que son apreciables a simple vista y que coinciden con la transformación de fase, la primera es la precipitación de la austenita y la segunda es la formación de perlita, en la figura 4.19 en la cual se encuentran las curvas simuladas por el software ProCAST (lado izq.) y las curvas experimentales (lado derecho).

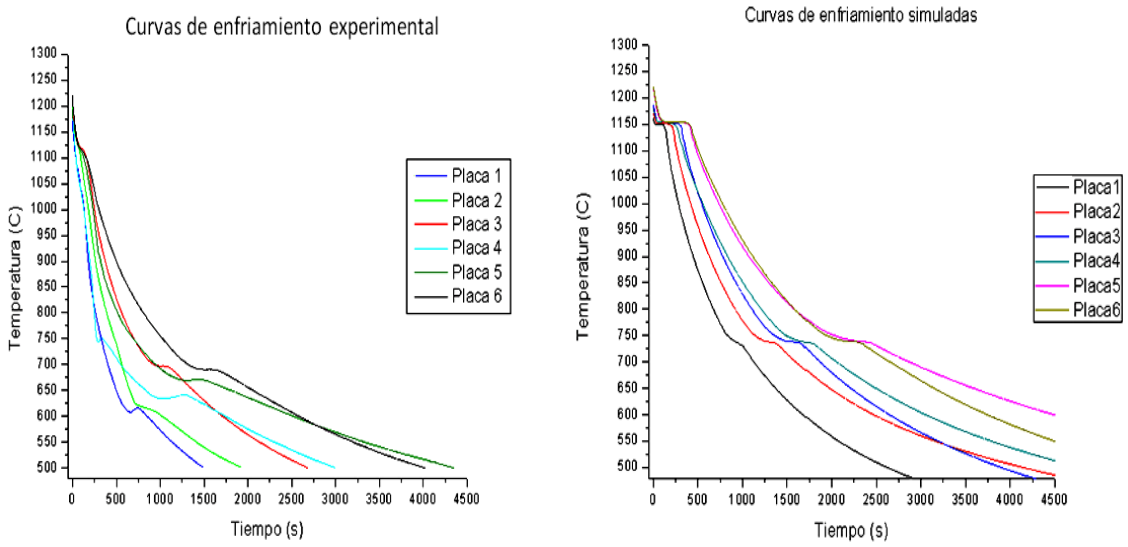


Figura 4.19 Comparación de las curvas de enfriamiento experimentales y simuladas con ProCAST.

Comparando ambas curvas (simuladas y experimentales) se observa que las curvas experimentales tienen una mayor velocidad de enfriamiento que las simuladas, aunque las lecturas de los termopares son más confiables siempre tendrán variaciones en la lectura por diferentes razones (por ejemplo el tiempo de respuesta del termopar, el coeficiente de transferencia de calor del termopar, la formación de cristales en la punta del termopar, la separación del metal por contracción, etc.) sin embargo hay que considerar que lo simulado es la solidificación ideal del metal y el cálculo de todas las ecuaciones lo realizan suponiendo que el material está en estado estable, marcando las transformaciones de fase en un rango promedio de las que se encuentran con las mismas condiciones en la realidad.

CAPITULO 5
Conclusiones

1. Las curvas de enfriamiento experimentales muestran 2 transformaciones de fase que se muestran como una recalescencia en las gráficas, siendo la primera de estas transformaciones la precipitación del gráfito y la formación de la austenita .en los rangos de temperatura de 1180 a 1100 ºC, y la segunda transformación es la perlita en el rango de tempetatura de 700 a 600 ºC.

2. Las velocidades de enfriamiento en la primera transformación (grafito, austenita) no muestran una diferencia apreciable debido a que ocurren casi simultáneamente y no se registraron una cantidad de datos suficientes para su análisis, en la segunda transformación (perlita) si se aprecia una tendencia lineal a disminuir la velocidad conforme aumentamos el espesor de cada placa.

3. Los análisis microestructurales revelaron que los porcentajes de ferrita y perlita no presentan un cambio significativo con las velocidades que se manejaron en el experimento, sin embargo lo que sí varío fue la cantidad y el tamaño de los nódulos de gráfito los cuales disminuyen en cantidad conforme se reduce la velocidad de enfriamiento. La cantidad de nódulos de grafito es mayor cuando empieza la solidificación por lo que en el centro se tendrá una menor cantidad de nódulos ya que es la última zona en solidificar.

4. El espacio interlamintar de la perlita no tuvo una variación significativa con las velocidades de enfriamiento estudiadas.

5. Las propiedades a la tensión y elongación siguen una tendencia a disminuir conforme aumenta el espesor de cada placa, siendo el grafito el único factor que realmente puede afectar estas propiedades, mientras que la dureza no muestra mucha variación entre placas.

6. La simulación del experimento utilizando ProCAST predijo el comportamiento del llenado del molde y el enfriamiento dentro del mismo de manera precisa, pero por otro lado al revisar las gráficas que nos mostro el programa se observo que las gráficas fueron calculadas en un sistema estable por lo que no se logro tener las mismas velocidades de enfriamiento que las experimentales. Además con el modulo de microestructura se predijo los porcentajes de cada fase conforme el metal solidifica así como también sus propiedades mecánicas, todos los resultados teoricos obtenidos se encontraron por debajo de las propiedades reales sin embargo esta diferencia no es muy significativa.

Bibliografía

[1]. *ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys.* 2005.

[2]. **Brown, John R.** *Foseco Ferrous Foundryman's Handbook.* Great Britain : Butterworth-Heinemann, 2000.

[3]. **Callister, William D.** *Materials Science and Engineering.* Utah : John Wiley & Sons, Inc., 2007.

[4]. *ASM Handbook, Volume 15, Castings.* 1992.

[5]. *Foundrymen's guide to ductil iron microestructure.* Illinois : AFS, 1984.

[6]. **Verhoeven, John D.** *Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel.* ¡2005.

[7]. *Reveling and Characterizing Solidification Structure.* **G. Rivera, R. Boeri and J. Sikora.** National University of Mar de la Plata : Maney Publishing, June 2002, Vol. 18. DOI: 10.1179/026708302225003668.

[8]. *Solidification and modelling of cast iron – A short history of.* **Stefanescu, Doru M.** The Ohio State University : Material Science and Engineering, 2005.

[9]. **Dardati, Patricia Mónica.** *SIMULACIÓN MICROMECÁNICA DE LA SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL.* Córdoba, España : UNIVERSIDAD NACIONAL DE CÓRDOBA, 2005.

[10]. *3D stochastic modelling of nodular cast iron solidification.* **CHARBON, CH., RAPPAZ, M.** Proceedings of the Third international symposiumon the Physical Metallurgy of Cast Iron, Lugar: editora : Advanced Materials Research, 1997, Vols. Vol 4-5.

[11]. **Edward Fras., José L. Serrano T. y Anastacio Bustos A.** *Fundiciones de Hierro, Estructuras-Propiedades-Fabricación.* Saltillo, Coah., México : Instituto Latinoamericano del Fierro y el Acero, 1990.

[12]. **Beeley, Peter.** *FOUNDRY TECHNOLOGY.* s.l. : Butterworth-Heinemann, 2001.

[13]. *Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings.* **Tiedje, K. M. Pedersen* and N. S.** s.l. : International Journal of Cast Metals Research, 2007, Vol. 20.

[14]. *Aplicabilidad de Modelos Matemáticos Para Simular la Nucleación de Partículas de grafito en Fundición Esferoidal de Pequeños Espesores.* **J.M.Borrajoa, R.A.Martínezb, R.E.Boerib.** s.l. : Matéria, 2003, Vol. 8.

[15]. *E8/E8M – 09 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.* s.l. : ASTM International, 2009.

[16]. *Controlling Nodularity in Thin-Wall Compacted Graphite Iron Castings.* **R. E. Showman, R.C. Aufderheide.** Dublin, Ohio : American Foundry Society, 2004.

[17]. *PREDICCION DEL CONTEO NODULAR EN FUNDICIONES MEDIANTE EL ANALISIS DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO.* **J.M. Borrajo, R.A. Martínez, R.E. Boeri y J.A. Sikora.** ARGENTINA : IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto de 2000.

[18]. *Effec of Cooling Rate on Ductile Iron Mechanical Properties.* **Goodrich, G. M.** Buchanan, Michigan : American Foundry Society, 2002.

[19]. *Static Mechanical Propierties of Ferritic and Pearlitic Lightweight Ductile Iron Castings.* **L.P Dix, R. Ruxanda, J. Torrance, M Fukumoto and D.M. Stefanescu.** Tuscaloosa, Alabama : American Foundrymen Society, 2003.

[20]. *ASTM A247 - 10 Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings.* 2001.

[21]. **HURST, STEVE.** *METAL CASTING Appropriate technology in the small foundry.* Southampton Row, London WC1B 4HH, UK : Intermediate Technology Publications, 1996.

[22]. **Castain, Stephen D.** *Metalcasting: A Sand Casting Manual for the Small Foundry Vol. 1.* Jacksonville, USA : s.n., 2004.

[23]. **Campbell, John.** *Castings.* Birmingham, UK : Butterworth-Heinemann, 2003.

[24]. **Elliott, R.** *Cast Iron Technology.* s.l. : Butterworth-Heinemann, 1988.

[25]. **Gaskell, David R.** *Introduction to the termodinamics of materials.* New York : Taylor and Francis.

[26]. *Newton Thermal Analysis of Gray and Nodular Eutectic Cast Iron.* **M.R.Chavez, A.Amaro, C.Flores, A.Juarez, González-Rivera.** México D.F., México. : Trans Tech Publications, Switzerland, 2006, Vol. Vol. 509.

[27]. *Modeling of Ferrite Growth in Nodular Cast Iron.* **SVENSSON, MAGNUS WESSIÉN and INGVAR L.** Jonkoping University : METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, 1994, Vol. 27A.

[28]. *Thin Wall Compacted Graphite Iron Castings.* **S. Charoenvilaisiri, D.M. Stefanescu, R. Ruxanda, T.S. Piwonka.** s.l. : American Foundry Society, 2002.

Lista de tablas

Tabla 2. 1 Elementos conocidos por ser perjudiciales para la formación del grafito nodular. (6) _____ 11
Tabla 2. 2 El efecto de grafitización y estabilización de carburos de elementos relativos al Si. (6) ____ 15
Tabla 2. 3 Pureza química de la arena Sílice. (6) _____ 20
Tabla 2. 4 Fuerzas de empuje de diferentes metales líquidos sobre moldes de arena sílice (6) _____ 20
Tabla 3. 1 Especificaciones dimensionales de placas _____ 29
Tabla 3. 2 Análisis químico (apéndice A) _____ 36
Tabla 3. 3 Condiciones y parámetros usados en la simulación _____ 41
Tabla 4. 1 Velocidades de enfriamiento del grafito y de la austenita. _____ 49
Tabla 4. 2 Velocidades de enfriamiento de la fase perlitica. _____ 49
Tabla 4. 3 Porcentaje de fases promedio. _____ 53
Tabla 4. 4 Calculo promedio de nódulos por unidad de volumen. _____ 54
Tabla 4.5 Resultados de pruebas de tensión promedio. _____ 57
Tabla 4. 6 Coeficientes de transferencia de calor interfaz molde-casting. _____ 59

Lista de figuras

Figura 2. 1 Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe3C (1) 5
Figura 2. 2 Representación de las diferentes formas en que se presenta el grafito en el hierro (1) (5) 6
Figura 2. 3 Representación de las diferentes formas del grafito tipo "A" (ver figura 2.2). (6) 8
Figura 2. 4 Rangos típicos de carbono y silicio usados para fundiciones de hierro dúctil (1) (2). 10
Figura 2. 5 Representación esquemática de los pasos de la teoría uninodular. (10) 13
Figura 2. 6 Representación esquemática de los pasos de la teoría plurinodular. (10) 14
Figura 2. 7 Representación del modelo de solidificación multinodular. (8) 14
Figura 2. 8 Convertidor Fischer; (a) Posición de llenado, (b) Posición de tratamiento (2) 16
Figura 2. 9 Fuerzas ejercidas por metal líquido en un molde de arena. (6) 21
Figura 2. 10 ESI Group compañía creadora del software ProCast. 24
Figura 2. 11 ProCAST es un sistema modular y permite el acoplamiento de diferentes módulos. 25
Figura 2. 12. Módulos usados por ProCAST para la simulación de una fundición. 25
Figura 3. 1 Diferentes formas de colada para análisis de solidificación. (a) Diseño de una escalera horizontal con espesores de 16 mm a 2.8 mm, (b) Diseño de placas verticales (espesores delgados). (13), (c) placas horizontales con alimentación central y (d) escalera invertida. (14) 28
Figura 3. 2 Modelo experimental de colada, (a) posicionamiento de los diferentes espesores, (b) vista isométrica del modelo, (c) dimensionamiento del modelo 29
Figura 3. 3 Ángulo de salida de 3 grados de modelo de placas. 30
Figura 3. 4 Negativo del modelo 30
Figura 3. 5 Base del molde 31
Figura 3. 6 Tapa del molde 31
Figura 3. 7 Preparación del termopar tipo R con un recubrimiento cerámico 32
Figura 3. 8 Instrumentación del molde 33
Figura 3. 9 Molde sellado 33
Figura 3. 10 Punto de unión entre el termopar y su extensión 34
Figura 3. 11 Adquisición de valores de enfriamiento. 34
Figura 3. 12 Protección de las conexiones y contrapeso usado en el molde 35
Figura 3. 13 Proceso de llenado del molde. (a) Preparación (b) Proceso de vaciado (c) Metal al rojo vivo dentro del molde (d) Enfriamiento del metal. 35
Figura 3. 14 Pieza de placas de diferentes espesores terminada 36
Figura 3. 15 Corte de las placas y obtención de una muestra cercana a los termopares 37
Figura 3. 16 Probetas para ensayo de tensión según norma. 39
Figura 3. 17 Modelo de placas mallado para FEM. 41
Figura 3. 18 Calor especifico de la arena sílice conforme aumenta la temperatura. 42
Figura 3. 19 Conductividad térmica de la arena sílice. 43
Figura 3. 20 Conductividad térmica del hierro nodular. 43
Figura 4. 1 Curvas de enfriamiento del experimento de solidificación. 46
Figura 4. 2 Perfil de temperaturas de enfriamiento, T, con sus respectivas derivadas, dT/dt vs tiempo (s). (a) Placa 1, (b) placa 2, (c) placa 3, (d) placa 4, (e) placa 5, (f) placa 6 48
Figura 4. 3 Temperatura de transformación vs velocidades de enfriamiento de la fase perlitica. 50
Figura 4. 4 Entalpía del hierro nodular calculada con ProCAST 50
Figura 4. 5 Metalografías obtenidas a una magnificación de 100X usando como reactivo nital (2%). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6 52
Figura 4. 6 Metalografías obtenidas a una magnificación de 500X usando como reactivo al nital (2%). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6 53

Figura 4. 7 Metalografías del espaciamiento dendrítico de la perlita a 3000X vista en SEM. %). a) placa 1, b) placa 2, c) placa 3, d) placa 4, e) placa 5, f) placa 6 56
Figura 4.8 Secuencia de llenado. 58
Figura 4. 9 Secuencia de enfriamiento en molde. 59
Figura 4. 10. Variación del HTC durante la solidificación del hierro nodular. 60
Figura 4. 11 Calentamiento del molde de arena. 61
Figura 4. 12 Porcentaje de ferrita. 62
Figura 4. 13 Porcentaje de Perlita. 62
Figura 4. 14 Radio de los nódulos de grafito. 63
Figura 4. 15 Conteo de nódulos en volumen. 63
Figura 4. 16 Porcentaje de elongación simulado 64
Figura 4. 17 Esfuerzo a la tracción simulado. 65
Figura 4.18 Curvas de enfriamiento simuladas con ProCAST. 66
Figura 4.19 Comparación de las curvas de enfriamiento experimentales y simuladas con ProCAST. 66

Apéndice A

Reporte metalográfico del hierro nodular

BLACKHAWK DE MEXICO S.A de C.V

LABORATORIO METALURGICO

Fecha: 3/22/2011

Folio: 1

Cliente	Numero de Parte	Tipo de Material
SISAMEX	2110	Nodular Ferritico-Perlitico

Colada: 3C1107
Temperatura de Vaciado: 1398ºC

Especificación de Referencia: D25-2

Analisis Quimico	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Sn	%Cu	%Mg	Conclusion
Especificacion	3,2-4,10	0-2,75	0.1-1	0-0,02	0-0,03	0,1 max.	0,05max.	------	------	
Resultado Olla 1	3.66	2.33	0.371	0.007	---	0.024	0.004	0.495	0.047	OK

Analisis Metalográfico	Especificación	Obtenido	Conclusion
Tipo de Grafito	I-II	I-II	Dentro de especificacion
Nodularidad	≥80%	100%	
Microestructura	50% Ferrita max.	45%	
	50% Perlita min.	55%	
Nodulos/mm2	----------	150	
Carburos	0%	0%	

Propiedades Mecánicas	Especificación	Obtenido	Conclusion
Dureza Brinell	228-285	269	Dentro de especificación
Esfuerzo de Tension (Psi)	90000 min	102443	
Esfuerzo de Cedencia (Psi)	70000 min.	73129	
%EL	4 min	7	

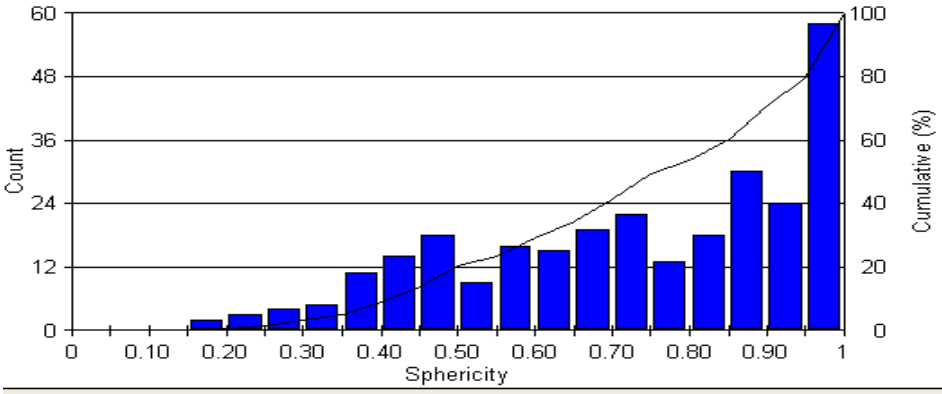
Observaciones Generales:

Las muestras evaluadas se encuentran dentro de especificación, presentando Ferrita entre el 5 y 15 %.

Apéndice B

En este apéndice se muestran los histogramas obtenidos de las micrografías de cada placa con el microscopio óptico donde se cuenta la cantidad de nódulos y su esfericidad:

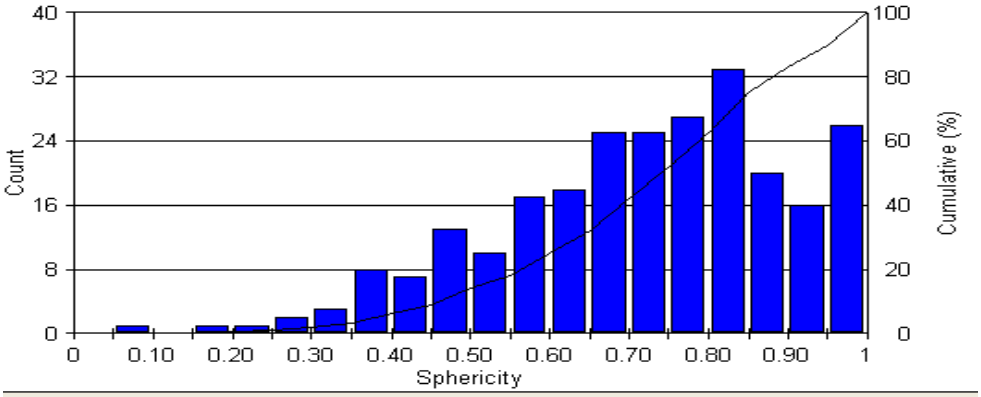
Placa 1



Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	2	0.71	0.71
0.2	- 0.25	3	1.07	1.78
0.25	- 0.3	4	1.42	3.20
0.3	- 0.35	5	1.78	4.98
0.35	- 0.4	11	3.91	8.90
0.4	- 0.45	14	4.98	13.88
0.45	- 0.5	18	6.41	20.28
0.5	- 0.55	9	3.20	23.49
0.55	- 0.6	16	5.69	29.18
0.6	- 0.65	15	5.34	34.52
0.65	- 0.7	19	6.76	41.28
0.7	- 0.75	22	7.83	49.11
0.75	- 0.8	13	4.63	53.74
0.8	- 0.85	18	6.41	60.14
0.85	- 0.9	30	10.68	70.82
0.9	- 0.95	24	8.54	79.36
0.95	- 1	58	20.64	100

Statistics		
Minimum:	0.20	
Maximum:	1	
Mean:	0.731	
Std Dev.:	0.219	
Count:	281	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1279466.89	µm²
Total Area:	1279466.89	µm²

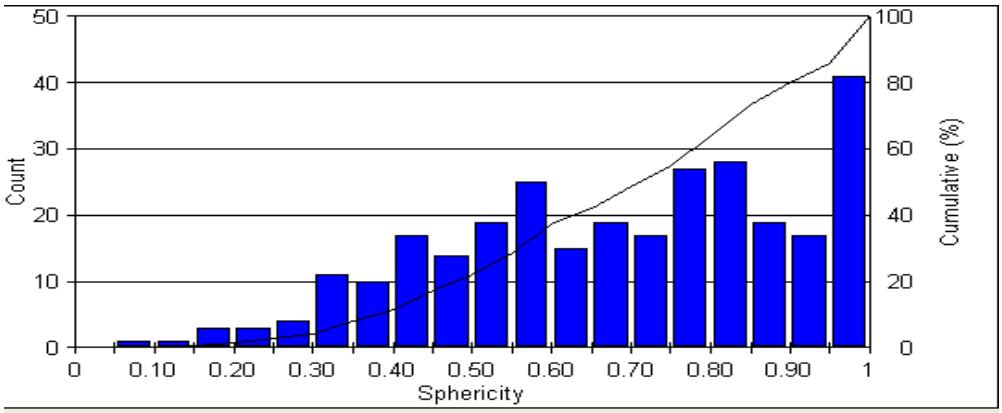
Placa 2



Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	1	0.40	0.79
0.2	- 0.25	1	0.40	1.19
0.25	- 0.3	2	0.79	1.98
0.3	- 0.35	3	1.19	3.16
0.35	- 0.4	8	3.16	6.32
0.4	- 0.45	7	2.77	9.09
0.45	- 0.5	13	5.14	14.23
0.5	- 0.55	10	3.95	18.18
0.55	- 0.6	17	6.72	24.90
0.6	- 0.65	18	7.11	32.02
0.65	- 0.7	25	9.88	41.90
0.7	- 0.75	25	9.88	51.78
0.75	- 0.8	27	10.67	62.45
0.8	- 0.85	33	13.04	75.49
0.85	- 0.9	20	7.91	83.40
0.9	- 0.95	16	6.32	89.72
0.95	- 1	26	10.28	100

Statistics		
Minimum:	0.07	
Maximum:	1	
Mean:	0.718	
Std Dev.:	0.186	
Count:	253	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1158184.09	µm²
Total Area:	1158184.09	µm²

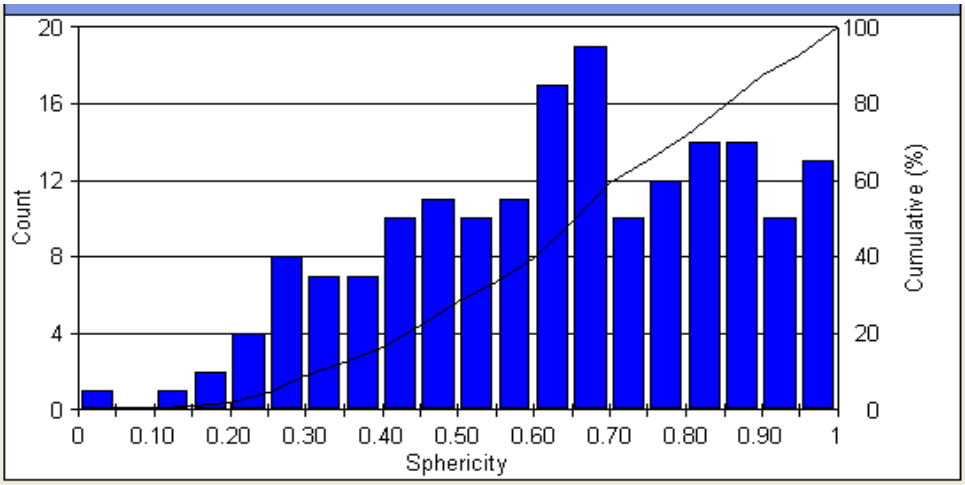
Placa 3



Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	3	1.03	1.72
0.2	- 0.25	3	1.03	2.75
0.25	- 0.3	4	1.37	4.12
0.3	- 0.35	11	3.78	7.90
0.35	- 0.4	10	3.44	11.34
0.4	- 0.45	17	5.84	17.18
0.45	- 0.5	14	4.81	21.99
0.5	- 0.55	19	6.53	28.52
0.55	- 0.6	25	8.59	37.11
0.6	- 0.65	15	5.15	42.27
0.65	- 0.7	19	6.53	48.80
0.7	- 0.75	17	5.84	54.64
0.75	- 0.8	27	9.28	63.92
0.8	- 0.85	28	9.62	73.54
0.85	- 0.9	19	6.53	80.07
0.9	- 0.95	17	5.84	85.91
0.95	- 1	41	14.09	100

Statistics		
Minimum:	0.08	
Maximum:	1	
Mean:	0.686	
Std Dev.:	0.220	
Count:	291	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1233905.82	µm²
Total Area:	1233905.82	µm²

Placa 4

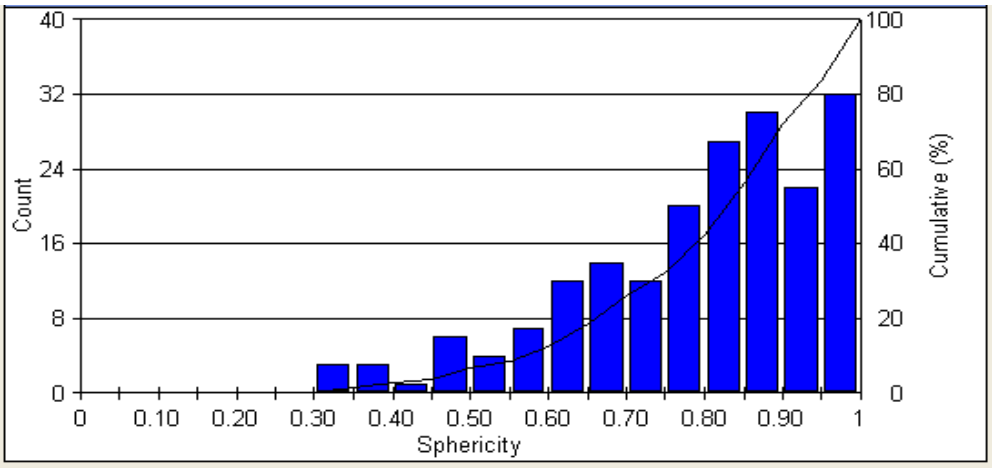


Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	2	1.10	2.21
0.2	- 0.25	4	2.21	4.42
0.25	- 0.3	8	4.42	8.84
0.3	- 0.35	7	3.87	12.71
0.35	- 0.4	7	3.87	16.57
0.4	- 0.45	10	5.52	22.10
0.45	- 0.5	11	6.08	28.18
0.5	- 0.55	10	5.52	33.70
0.55	- 0.6	11	6.08	39.78
0.6	- 0.65	17	9.39	49.17
0.65	- 0.7	19	10.50	59.67
0.7	- 0.75	10	5.52	65.19
0.75	- 0.8	12	6.63	71.82
0.8	- 0.85	14	7.73	79.56
0.85	- 0.9	14	7.73	87.29
0.9	- 0.95	10	5.52	92.82
0.95	- 1	13	7.18	100

Statistics

Minimum:	3.40e-03	
Maximum:	1	
Mean:	0.635	
Std Dev.:	0.223	
Count:	181	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1114880	µm²
Total Area:	1114880	µm²

Placa 5

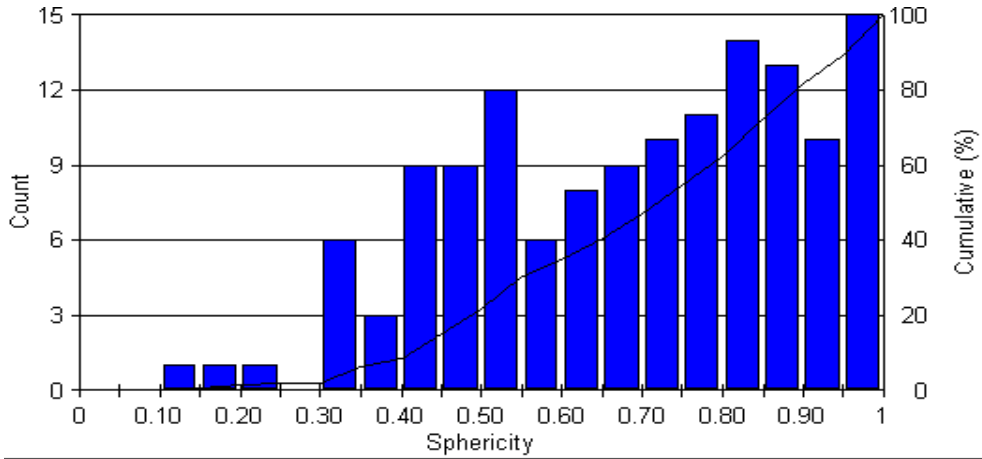


Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	0	0	0
0.2	- 0.25	0	0	0
0.25	- 0.3	0	0	0
0.3	- 0.35	3	1.55	1.55
0.35	- 0.4	3	1.55	3.11
0.4	- 0.45	1	0.52	3.63
0.45	- 0.5	6	3.11	6.74
0.5	- 0.55	4	2.07	8.81
0.55	- 0.6	7	3.63	12.44
0.6	- 0.65	12	6.22	18.65
0.65	- 0.7	14	7.25	25.91
0.7	- 0.75	12	6.22	32.12
0.75	- 0.8	20	10.36	42.49
0.8	- 0.85	27	13.99	56.48
0.85	- 0.9	30	15.54	72.02
0.9	- 0.95	22	11.40	83.42
0.95	- 1	32	16.58	100

Statistics

Minimum:	0.32	
Maximum:	1	
Mean:	0.793	
Std Dev.:	0.161	
Count:	193	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1159516.87	µm²
Total Area:	1159516.87	µm²

Placa 6



Sphericity Intervals		Count	%	Cumulative %
0.15	- 0.2	1	0.72	1.45
0.2	- 0.25	1	0.72	2.17
0.25	- 0.3	0	0	2.17
0.3	- 0.35	6	4.35	6.52
0.35	- 0.4	3	2.17	8.70
0.4	- 0.45	9	6.52	15.22
0.45	- 0.5	9	6.52	21.74
0.5	- 0.55	12	8.70	30.43
0.55	- 0.6	6	4.35	34.78
0.6	- 0.65	8	5.80	40.58
0.65	- 0.7	9	6.52	47.10
0.7	- 0.75	10	7.25	54.35
0.75	- 0.8	11	7.97	62.32
0.8	- 0.85	14	10.14	72.46
0.85	- 0.9	13	9.42	81.88
0.9	- 0.95	10	7.25	89.13
0.95	- 1	15	10.87	100

Statistics		
Minimum:	0.14	
Maximum:	1	
Mean:	0.692	
Std Dev.:	0.210	
Count:	138	
Under:	0	
Over:	0	
Accepted:	100	%
Field Count:	1	
Field Area:	1109760	µm²
Total Area:	1109760	µm²