



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“EFECTO DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO
SOBRE LA MORFOLOGÍA DEL GRAFITO COMPACTO
EN UN CGI (COMPACTED GRAPHITE IRON)”**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

AVILA RIVERA HÉCTOR MIGUEL



Ciudad Universitaria, Cd. Mx.

2017



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

VOCAL: ARTURO ALEJANDRO SANCHEZ SANTIAGO

SECRETARIO: ADRIAN MANUEL AMARO VILLEDA

1er. SUPLENTE: CLAUDIA FLORES VARGAS

2° SUPLENTE: AGUSTIN GERARDO RUIZ TAMAYO

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

**ÁREA DE FUNDICIÓN Y MATERIALES, DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA,
EDIFICIO D, FACULTAD DE QUÍMICA.**

ASESOR DEL TEMA:

EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

SUPERVISOR TÉCNICO:

AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SUSTENTANTE:

HECTOR MIGUEL AVILA RIVERA

ÍNDICE

RESUMEN.....	1
HIPÓTESIS.....	3
OBJETIVOS	3
INTRODUCCIÓN.....	4
CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES.....	6
1.1 Hierros colados.	6
1.2 Características de los hierros colados.....	10
1.2.1 Fundición gris.....	10
1.2.2 Fundición blanca.....	11
1.2.3 Fundición dúctil ó nodular.	12
1.2.4 Hierro de grafito compacto.....	15
1.3 Propiedades mecánicas comparativas de los hierros colados con grafito precipitado (Hierro gris, hierro dúctil y hierro CGI).	17
1.4 Procesos de nodularización.	21
1.4.1 Método de la olla abierta y de la olla abierta modificada.	21
1.4.2 Método “sándwich”	23
1.4.3 Método tundish-Cover.....	25
1.5 Solidificación.....	27
1.6 Análisis térmico y velocidad de enfriamiento.....	28
CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	32
2.1 Metodología general.....	32
2.2 Diseño experimental.....	33
2.3 Modelo	35
2.4 Termopares.....	36
2.5 Moldeo.	38
2.6 Técnica de fusión.....	40
2.7 Metodología para la medición del porcentaje de nodularidad.	42
2.8 Equipo utilizado.....	43

CAPITULO 3. RESULTADOS	44
3.1 Primera fusión.	44
3.1.1 Composición química.....	44
3.1.2 Curvas de enfriamiento y análisis térmico.....	44
3.1.3 Metalografía.....	56
3.1.4 Medición de porcentaje de nodularidad	57
3.1.5 Durezas.	59
3.2 Segunda fusión.	61
3.2.1 Composición química.....	61
3.2.2 Curvas de enfriamiento y análisis térmico	61
3.2.3 Metalografía.....	73
3.2.4 Medición del porcentaje de nodularidad	74
3.2.5 Dureza	75
Capítulo 4. ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	77
4.1 Análisis químico	77
4.2 Análisis térmico	78
4.3 Análisis Metalográfico	80
4.4 Dureza	83
CONCLUSIONES.....	85
Bibliografía.....	86
ANEXO I. Balance de carga general	88
ANEXO II. Medición del porcentaje de nodularidad.....	94
ANEXO III. Análisis químicos de la primera y segunda fusión.....	99
ANEXO IV. Cálculo de la carga para la fabricación del molde.....	102

RESUMEN

Este trabajo de investigación tiene como objetivo el encontrar y establecer una metodología de trabajo para el análisis de un hierro vermicular, tanto análisis térmico como metalográfico. Esta metodología consiste principalmente en relacionar cuatro aspectos importantes de un hierro en general: composición química, análisis térmico, análisis metalográfico y propiedades mecánicas (dureza).

Como se comenta en el párrafo anterior, para este trabajo se fabricó un hierro vermicular, partiendo principalmente de un hierro colado y como chatarra adicional de un acero bajo carbono. Se realizaron dos fusiones para el presente trabajo, las dos teniendo como variable a manejar la velocidad de enfriamiento (esto utilizando el modelo de escalones), y como variables fijas la cantidad de inoculación, de nodularización y la cantidad de titanio en el metal líquido, para cada una de las dos fusiones realizadas.

En el capítulo 1 se aborda todo lo referente a los fundamentos teóricos, partiendo de lo general como es el diagrama estable y metaestable del hierro y carbono; nombrando y explicando las características de los cuatro hierros colados (micro-estructuras, propiedades, etc.) y terminando en temas particulares como lo son: el hierro de grafito compacto “CGI” (por sus siglas en inglés: *Compacted Graphite Iron*), solidificación, análisis térmico y velocidad de enfriamiento, los cuales son temas indispensables para poder entender la experimentación y resultados del presente trabajo.

En el capítulo 2 se presenta todo lo referente al desarrollo experimental propuesto para el presente trabajo, partiendo de una metodología general y un diseño experimental, los cuales nos organizarán de una forma más fácil la experimentación. Otros aspectos importantes en este capítulo son la técnica de fusión y la metodología para medición del porcentaje de nodularidad.

En el capítulo 3 se presentan los resultados de ambas fusiones, dividiendo esto en varios apartados: composición química, en donde se exponen los elementos con mayor relevancia en el hierro vermicular (C, Si, Mn, P, S, Mg, Ti y Cu), junto con el porcentaje

de carbono equivalente; curvas de enfriamiento y análisis térmico, (curva de enfriamiento, primera derivada, ecuaciones que representan a la zona líquida y bifásica y las temperaturas Líquidus y eutéctica); análisis metalográfico (fotografías sin y con ataque), porcentaje de nodularidad y dureza.

En el capítulo 4 se hace un análisis de todos los resultados presentados en el trabajo, describiendo aspectos importantes que se hayan visto en la sección de resultados ó en la experimentación. Como parte fundamental de este capítulo es el relacionar todos los resultados obtenidos con el porcentaje de nodularidad y con la velocidad de enfriamiento.

Por último se presentan cuatro anexos, en los cuales se encuentran aspectos muy importantes para el trabajo, como lo son el balance de carga general, con el cual se puede tener un registro de lo que se realizó durante la experimentación. Una parte importante de estos anexos es el seguimiento que se hizo para obtener el porcentaje de nodularidad de acuerdo a la norma ISO 16112.

HIPÓTESIS

Junto con el Titanio como elemento anti-esferoidizante, la velocidad de enfriamiento influirá en la morfología del carbono grafito, teniendo en cuenta como principal fundamento que a una menor velocidad de enfriamiento habrá mayor posibilidad de formación de vermículos (se encontrará una menor nodularidad) en un hierro vermicular.

OBJETIVOS

General.

- Determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento del metal líquido a través del análisis térmico sobre la morfología del grafito compacto.

Particulares.

- Por medio del análisis térmico, obtener valores numéricos de la velocidad de enfriamiento para cada uno de los escalones, a diferentes segmentos de la zona bifásica de la curva.
- Obtener por medio de software analizador de imágenes, el porcentaje de nodularidad para cada una de las metalografías pertenecientes a cada uno de los escalones de las dos fusiones realizadas.
- Comparar el efecto de la velocidad de enfriamiento con respecto a la dureza.
- Comparar todos los parámetros obtenidos para encontrar una relación entre el porcentaje de nodularidad, la velocidad de enfriamiento, la dureza con el número de escalón del total de la escalera.

INTRODUCCIÓN

El hierro de grafito compacto “CGI” (por sus siglas en inglés: *Compacted Graphite Iron*), es un tipo de hierro fabricado por fundición, el cual, posee propiedades mecánicas (elasticidad, resistencia y conductividad térmica) intermedias, entre las fundiciones grises y las fundiciones nodulares. Gracias a esto, los hierros de grafito compacto son muy comúnmente utilizados en aplicaciones donde es indispensable la evacuación del calor, junto con ciertas propiedades como la resistencia y ductilidad. Este tipo de aplicaciones son en monoblocks de motor, colectores de escape, discos de freno para aerogeneradores, etc.

Los hierros de grafito compacto son relativamente nuevos, y surgen a raíz de que se han producido en el pasado como resultado de niveles insuficientes de magnesio ó de cerio en la fabricación de hierro con grafito esferoidal; sin embargo, poco a poco el hierro de grafito compacto ha ocupado un lugar en la familia de los hierros fundidos ó por fundición, como un material con distintas propiedades que requieren distintas tecnologías de fabricación.

Los diferentes grados de nodularidad (vermicularidad) que se pueden obtener dependen de diferentes factores, como lo son: elementos que modifican la estructura gráfica (Mg, Ce, S, Ti, Al, O, etc.), la velocidad de enfriamiento, la cual se encuentra siempre involucrada por los distintos tamaños de secciones que se encuentran en las piezas industriales.

Ahora bien, se sabe que en cualquier proceso metalúrgico en el que esté involucrada la solidificación (proceso de transformación de un metal ó aleación de líquido a sólido), la velocidad de enfriamiento tendrá un papel importante en este proceso de solidificación, ya que a diferentes velocidades de enfriamiento, los dos elementos principales de aleación (hierro y carbono) precipitarán en distintas morfologías, lo que a un nivel macro repercutirá en las propiedades que tenga una pieza específica por fundición.

Para poder visualizar las diferentes velocidades de enfriamiento en una pieza se recurre a un concepto muy importante en el tema de la solidificación que es el módulo de solidificación, el cual es una relación tanto de volumen y área como de área y perímetro, dependiendo de la geometría que tenga la pieza a estudiar. Con esto, se puede entender el porqué se utiliza un modelo con diferentes módulos de solidificación para analizar diferentes velocidades de enfriamiento.

CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES

1.1 Hierros colados.

Los hierros colados, son aleaciones ternarias Hierro-Carbono-Silicio, con un contenido entre 2% y 4% de Carbono y de 0.5% a 3% de Silicio. Estos hierros fabricados por fundición son los siguientes:

- Hierro gris
- Hierro dúctil
- Hierro de grafito compacto “CGI” (también conocido como hierro vermicular)
- Hierro Blanco

En la **Tabla 1** se presentan las composiciones químicas típicas de los hierros colados mencionados.

Tabla 1. Composiciones típicas de las fundiciones ferrosas.

Fundición	%C	%Si	%Mn	%S	%P	Mg residual
Gris	2.5-4.0	1.0-3.0	0.4-1.0	0.05-0.25	0.05-1.0	-----
Blanca	1.8-3.6	0.5-1.3	0.25-0.3	0.06-0.2	0.06-0.18	-----
Dúctil ó nodular	3.0-4.0	1.8-2.8	0.15-0.8	0.03 máx.	0.10 máx.	0.04-0.07
De grafito compacto ó vermicular	3.1-4.0	1.7-3.0	0.1-0.6	0.01-0.02	0.06 máx.	0.013-0.022

En la **Figura 1**, se muestra de manera esquemática la morfología del grafito ó carbono de estos cuatro hierros obtenidos por fundición. El **hierro gris**, contiene grafito en forma de hojuelas, las cuales causan baja resistencia a la tensión y ductilidad. La **fundición blanca** contiene al carbono en forma combinada como carburo (Fe_3C), lo cual, da como resultado una aleación dura y frágil. La **fundición dúctil ó esferoidal** contiene partículas esferoidales de grafito, generadas durante la solidificación. La

fundición del grafito compacto contiene grafito con bordes redondos, pero interconectado (en forma vermicular) también producido durante la solidificación.

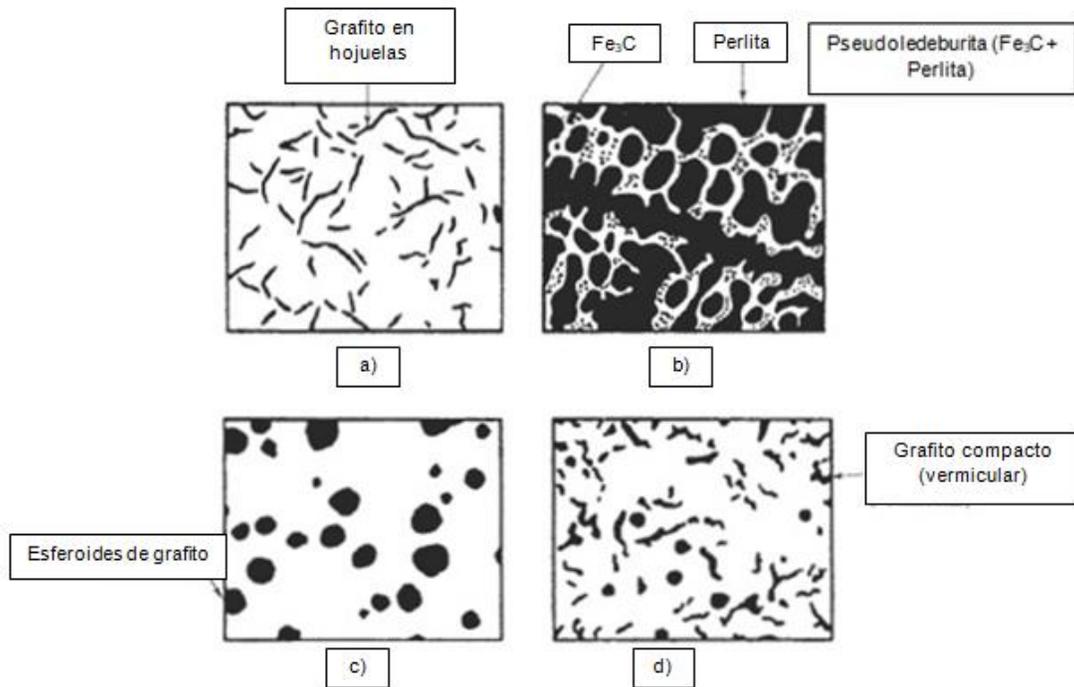
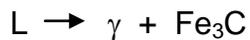


Figura 1. Diferentes morfologías para los 4 tipos de hierros colados: a) Hierro gris, b) Hierro blanco, c) Hierro dúctil y d) Hierro vermicular.

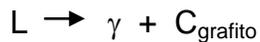
Para comprender el origen de estos hierros fabricados por fundición se debe examinar el diagrama de fases, la solidificación y las transformaciones de fase de las aleaciones.

La reacción eutéctica en los hierros colados, con base en el diagrama de fases Fe-Fe₃C (línea negra de la **Figura 2**), ocurre en las aleaciones Fe-C a 1147°C, y está dada por:



Si en el proceso de fabricación de un hierro, se utiliza solamente aleaciones hierro-carbono, esta reacción produce *hierro fundido blanco* con una micro-estructura que estará compuesta por Fe₃C y perlita (ambos forman el micro-constituyente conocido como Pseudo-ledeburita ó Ledeburita Transformada a temperatura ambiente). El sistema Fe-Fe₃C es, sin embargo, realmente un diagrama de fases meta-estable.

A condiciones de equilibrio (diagrama estable), la reacción eutéctica es:

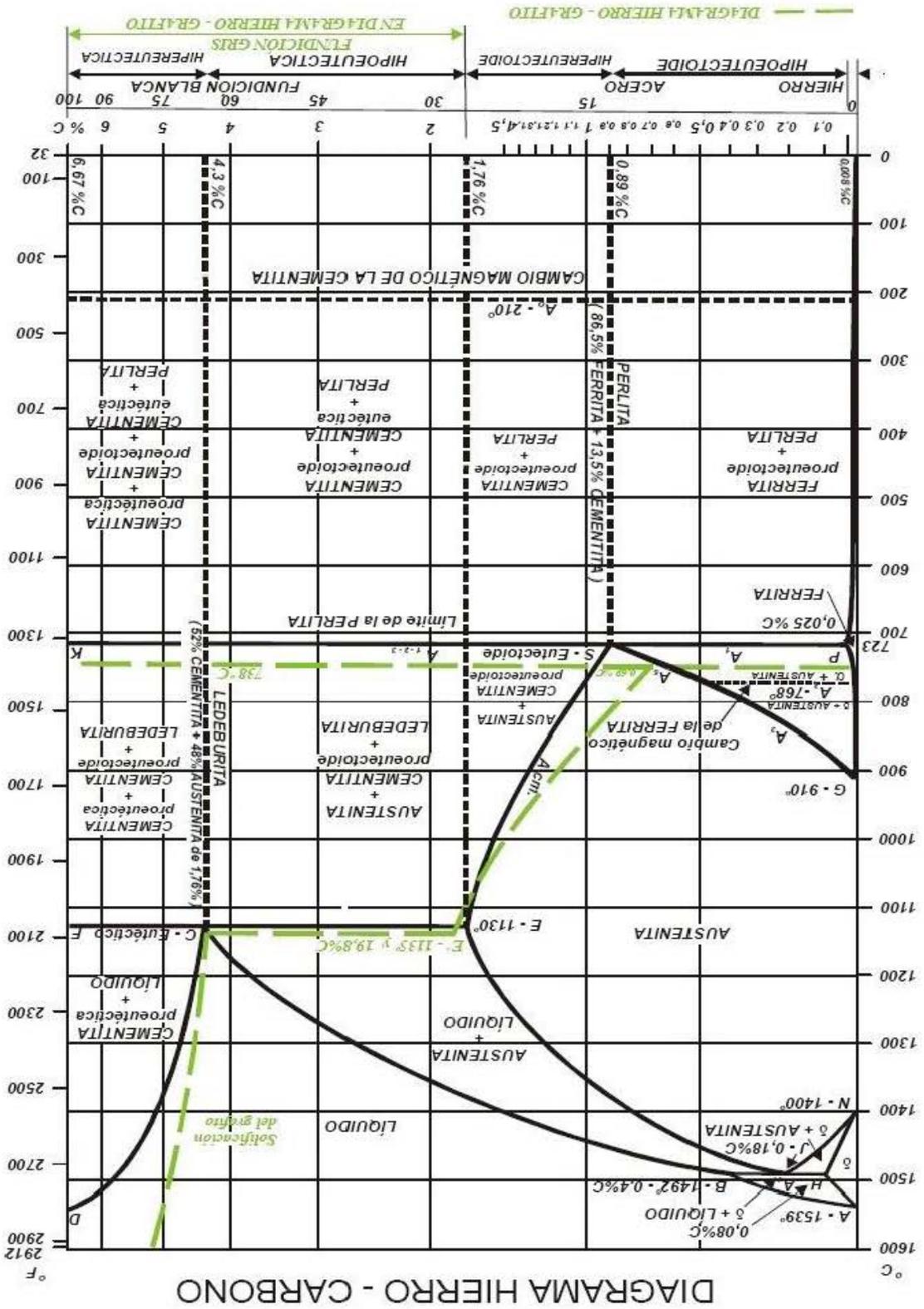


El diagrama de fases Fe-C_g aparece como líneas verdes en la **Figura 2**. Cuando ocurre la reacción eutéctica estable $L \rightarrow \gamma + C_{\text{grafito}}$, se forma la fundición gris, la dúctil ó la de grafito compacto.

En las aleaciones Fe-C el líquido se sobre-enfría fácilmente 6°C (diferencia de temperaturas eutécticas estables y meta-estable) formándose hierro blanco [1]. Al agregar un porcentaje de silicio al hierro, se incrementa la diferencia de temperatura entre eutécticos, aumentando la tolerancia de sub-enfriamientos mayores y dé más tiempo para que el grafito eutéctico estable se nucleee y crezca. El silicio es, por tanto, un estabilizador del grafito. Elementos como el cromo y el bismuto tienen un efecto opuesto y promueven la fundición blanca.

También se pueden introducir inoculantes, como las ferroaleaciones FeSi inoculantes, para promover la nucleación del grafito ó se puede obtener más tiempo para su crecimiento al reducir la rapidez de enfriamiento de la fundición.

Figura 2. Diagrama de fases hierro-carbono, mostrando la relación de los equilibrios estables (líneas verdes) y las reacciones meta-estables hierro-cementita (líneas negras).



Al aumentar el porcentaje de silicio en hierros colados con grafito precipitado altera la cantidad de carbono contenido en el producto eutéctico. Se toma en consideración este efecto al definir el **carbono equivalente**, como se muestra en la **Ecuación 1**:

$$\%C.E. = \%C_T + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) \dots \dots \dots \text{Ecuación 1}$$

Donde:

%C.E. es el carbono equivalente.

%C_T es el carbono total contenido en la aleación

%Si es el porcentaje de silicio y

%P significa el porcentaje de fósforo

La composición eutéctica de un hierro colado con grafito precipitado es cercana a 4.3% C.E.

1.2 Características de los hierros colados.

Para obtener los diferentes hierros colados, la parte más importante a controlar es la solidificación eutéctica, frecuentemente agregando “agentes modificadores” que son elementos ó agentes químicos, los cuales tendrán como función precipitar al carbono en diferentes morfologías según el tipo de hierro a producir (grafito: en forma de hojuelas, esferoides ó vermículos; carburo: Fe₃C), y así promover un crecimiento adecuado de éste durante en enfriamiento del líquido y la solidificación.

1.2.1 Fundición gris.

La fundición gris contiene muchos agrupamientos ó **celdas eutécticas** de grafito en hojuelas interconectadas como se muestra en la **Figura 3**. El punto en el cual se conectan estas hojuelas es el núcleo original del grafito. La inoculación ayuda a producir celdas eutécticas más pequeñas mejorando así la resistencia.

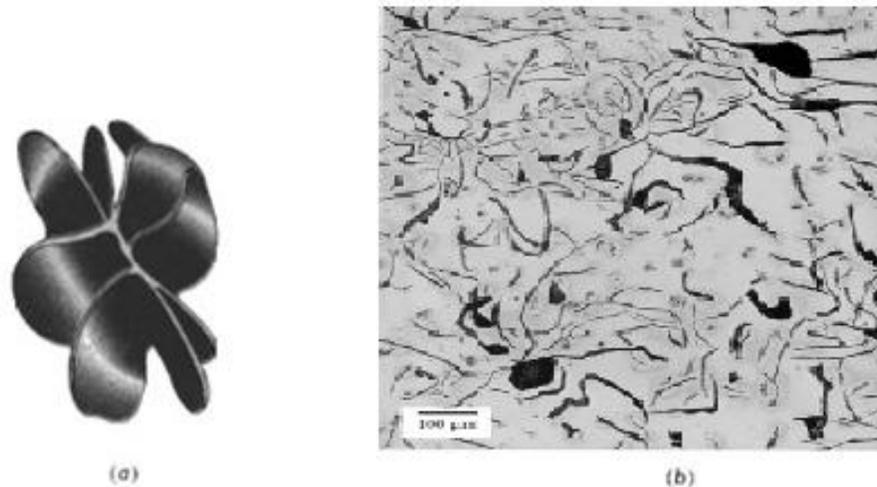


Figura 3. (a) Esquema y (b) microfotografía de hojuelas de grafito en hierro gris (100x).

Las fundiciones grises se especifican mediante una clasificación que va de la clase 20 a la clase 80; una fundición gris clase 20 tiene una resistencia a la tensión nominal de 20,000 psi. Sin embargo, en piezas fundidas gruesas, las grandes hojuelas de grafito y la matriz ferrítica producen resistencias a la tensión tan bajas como 12,000 psi, en tanto que en fundiciones delgadas, se forma grafito y perlita finos, con resistencias a la tensión cercanas a 40,000 psi. Se pueden obtener resistencias aún mayores reduciendo el carbono equivalente, mediante la aleación o por tratamiento térmico.

Un defecto de las hojuelas de grafito es que concentran esfuerzos, causando baja resistencia y ductilidad, sin embargo las fundiciones grises tienen varias propiedades que son importantes para su utilización: alta resistencia a la compresión, buena Maquinabilidad, adecuadas resistencias al desgaste por fricción, y a la fatiga térmica; efectiva conductividad térmica y amortiguamiento contra la vibración.

1.2.2 Fundición blanca.

Un grupo de hierros blancos altamente aleados se utilizan por su dureza y resistencia al desgaste por abrasión. Se agregan elementos como el cromo, el níquel y el molibdeno, de manera que, además de los carburos de aleación que se forman durante la solidificación, se puede producir martensita durante el tratamiento térmico posterior. Este tipo de hierro colado, es el único de los cuatro mencionados que durante su

solidificación sigue completamente el diagrama meta-estable (Fe-Fe₃C), para así formar la Ledeburita ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) y durante la reacción eutectoide la formación de la Pseudo-ledeburita ó Ledeburita Transformada (Perlita + Fe₃C).

1.2.3 Fundición dúctil ó nodular.

El hierro dúctil se produce tratando con magnesio en forma de Fe-Si-Mg al metal líquido, con relativamente alto carbono equivalente; esto hace que durante la solidificación crezca grafito esferoidal como se muestra en la **Figura 4** y se puede requerir de algunos de los siguientes tratamientos del metal líquido.

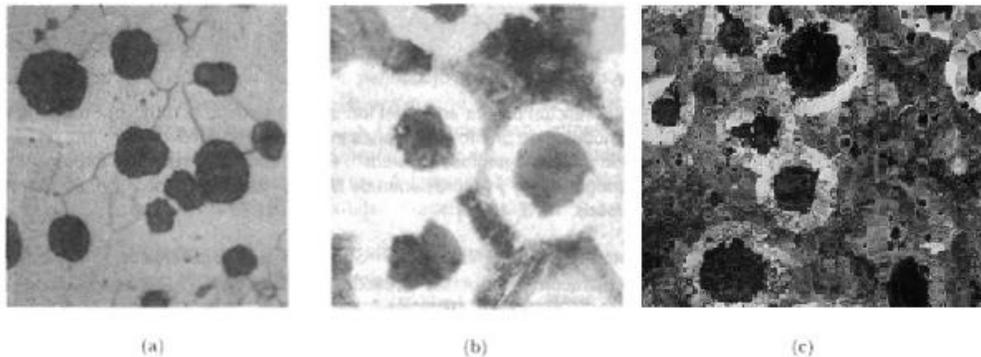


Figura 4. (a) Hierro dúctil recocido con una matriz de ferrita (250x). (b) Hierro dúctil fundido con una matriz de ferrita (blanca) y perlita (250x). (c) Hierro dúctil normalizado con una matriz de perlita (250x).

Desulfurización. El azufre agota la cantidad del magnesio debido a la reacción que se efectúa entre los dos elementos, de ésta manera no hay magnesio que transforme grafito precipitado en esferoides haciendo que el grafito crezca en forma de hojuelas. Se obtiene hierro con bajo contenido de azufre fundiendo materiales con baja carga de azufre; también al fundir en hornos que durante la fusión eliminen el azufre del hierro ó mezclando el hierro con un agente desulfurizante, como el carburo de calcio.

Inoculación. Tratamiento al metal líquido para los hierros, en el cual, por medio de un elemento ó agente químico (principalmente al Si como ferroaleación FeSi) se

formarán sitios de nucleación, para que la solidificación siga el diagrama estable y el carbono logre precipitar en forma de grafito (hojuelas, esferoides ó vermículos) y no en forma de carburo (fundición blanca). La inoculación es uno de los medios para controlar la estructura y por consiguiente las propiedades mecánicas de los hierros colados con grafito precipitado, minimizando el sub-enfriamiento e incrementando el número de sitios de nucleación durante la solidificación.

Un inoculante es un material añadido al hierro líquido, puede ser de forma temprana (en la olla), de forma tardía (al mismo tiempo que se vacía el hierro líquido al molde) ó directamente colocarlo dentro del molde. Este material provee sitios de nucleación adecuados de grafito durante la solidificación, para que el carbono disuelto precipite como grafito en lugar de carburo de hierro (Fe_3C). Esto ocurre evitando el sub-enfriamiento por debajo de la temperatura eutéctica metaestable, donde las estructuras pseudoledebúricas (fundición blanca) son formadas.

Como se menciona anteriormente, el papel de la inoculación es producir núcleos en el metal líquido, y por consiguiente mejorar el proceso de la nucleación del grafito con un grado bajo de sub-enfriamiento. Esto a su vez, promueve la formación de hojuelas tipo A en la estructura del hierro gris, y un gran número de pequeños esferoides de grafito en el hierro dúctil.

La mayor parte del material inoculante es llamado “portador” que tienen pequeñas cantidades de elementos (Al, Ca, Sr y Ba principalmente), estos elementos son conocidos como “nucleantes”, que producen partículas nucleantes en el metal líquido. Estas partículas, a su vez, iniciarán la cristalización del grafito. El inoculante moderno FeSi debe tener las siguientes características:

- Proveer una rápida y homogénea distribución del nucleante en el metal fundido.
- Tener una composición que es compatible con el análisis del metal fundido.
- Formación de una aleación entre el nucleante y el “portador”
- Ser económico

El nucleante (pequeñas cantidades de Ca, Sr, Ba, Al) solo se necesitan cantidades limitadas y esto es benéfico si el nucleante forma una aleación con el portador.

Además, el nucleante debe tener una solubilidad limitada en los hierros fundidos, y formar compuestos estables con los otros elementos que forman las partículas de nucleación (por ejemplo, azufre y oxígeno). Un buen efecto de nucleación puede lograrse si el ferro-silicio contiene pequeñas pero controladas cantidades de aluminio, calcio, estroncio o bario en un rango de 0,6 a 2,0%.

Nodularización. El magnesio, que se agrega en la etapa de **nodularización** elimina parte del azufre y oxígeno que todavía quede en el metal líquido y deja un residual de alrededor de 0.03% Mg, que causa el crecimiento del grafito esferoidal. El magnesio se agrega cerca de los 1500°C. Desafortunadamente, este elemento se vaporiza alrededor de los 1150°C lo cual causa un bajo rendimiento o recuperación de Mg. Muchas aleaciones nodularizantes contienen magnesio diluido con ferrosilicio para reducir la violencia de la reacción y permitir recuperaciones mayores de Mg. El Mg del Fe-Si-Mg se consume por:

- Volatilización.
- Desoxidante.
- Desulfurante.
- Nodulizante.

La atenuación, es decir, la evaporación gradual no violenta, y la oxidación del magnesio, también deben ser controladas. Si no se vacía el metal líquido en los minutos siguientes después del tratamiento de nodularización, este puede ser deficiente y por lo tanto perder el poder nodularizante, por lo cual, el grafito no podrá precipitar como esferoide, sino tenderá a la formación de hojuelas, formando una fundición gris.

En comparación con el hierro gris, el hierro fundido dúctil tiene excelente resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad. [1]

1.2.4 Hierro de grafito compacto.

En este hierro colado la forma del grafito es intermedia entre grafito en hojuelas y esferoidal, con numerosos brazos redondeados interconectados al núcleo de la celda eutéctica como se observa en la **Figura 5**. Este grafito, que también se conoce como **grafito vermicular**, se forma cuando el hierro dúctil tiene bajo porcentaje de Mg residual con respecto al mínimo requerido. En este caso, la adición de magnesio debe encontrarse en un intervalo muy pequeño, para que se encuentre en un nivel intermedio entre el esferoide y la hojuela de grafito. Un método implica la adición conjunta de un agente esferoidizante y uno anti-esferoidizante, usualmente magnesio y titanio con una pequeña adición de cerio también. Se han desarrollado aleaciones de tratamiento especial para la producción del CGI.

Al igual que con el hierro dúctil, es deseable comenzar con un hierro de bajo contenido de azufre, por debajo del 0.02%. El hierro base para el tratamiento se funde mejor en un horno de inducción y debe tener las composiciones en los intervalos que se muestran en la **Tabla 2**:

Tabla 2. Composición química de un hierro de grafito compacto. [2]

%CE	%C	%Si	%Mn	%S	%P
3.7-4.5	3.1-3.9	1.7-2.9	0.1-0.6	0.035 máx	0.06 máx

La inoculación del hierro tratado debe ser necesaria en adiciones de 0.1-0.5% de ferrosilicio, que son los porcentajes más comunes. La estructura de la matriz probablemente esté formada de ferrita ó perlita como el hierro dúctil. Las aleaciones que contienen titanio pueden causar problemas debido a la acumulación de Ti en los retornos de la fundición, que conduce a una maquinabilidad deteriorada. La **Figura 5** muestra la estructura de la fundición de grafito compacto.

El grafito compacto permite resistencias mecánicas y ductilidades que exceden a las de la fundición gris, permitiendo que el metal conserve una buena conductividad térmica y propiedades de absorción de la vibración. El tratamiento para la fundición de grafito compacto es similar a la de la fundición dúctil. Sin embargo, durante la nodularización sólo se introduce aproximadamente entre un 0.015% a 0.020% de Mg.

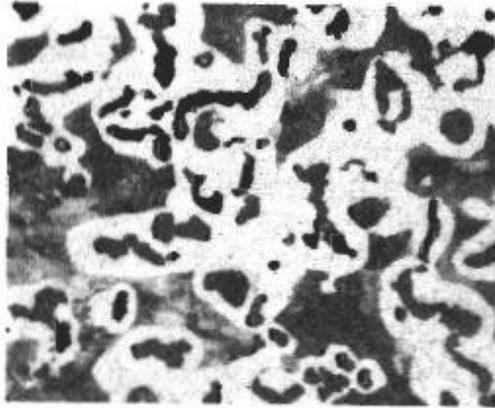


Figura 5. Estructura de la fundición de grafito compacto, con una matriz de ferrita (blanca) y de perlita (gris) (250x).

En la **Figura 6** se muestra una gráfica del porcentaje de nodularidad contra el porcentaje de magnesio. Se observa que a valores aproximados a 0% de magnesio se tiene mayor probabilidad de formar una fundición gris. A valores mayores de alrededor de 0.020% de magnesio, se tiene una fundición dúctil. Aquí radica la importancia de la cantidad adicionada de magnesio a la hora de fabricar un hierro vermicular, pues se debe de encontrar en un rango muy limitado de porcentaje de magnesio. Con cantidades intermedias de Mg se logra obtener el CGI en rangos aproximados de 0.006 a 0.016% de Mg residual.

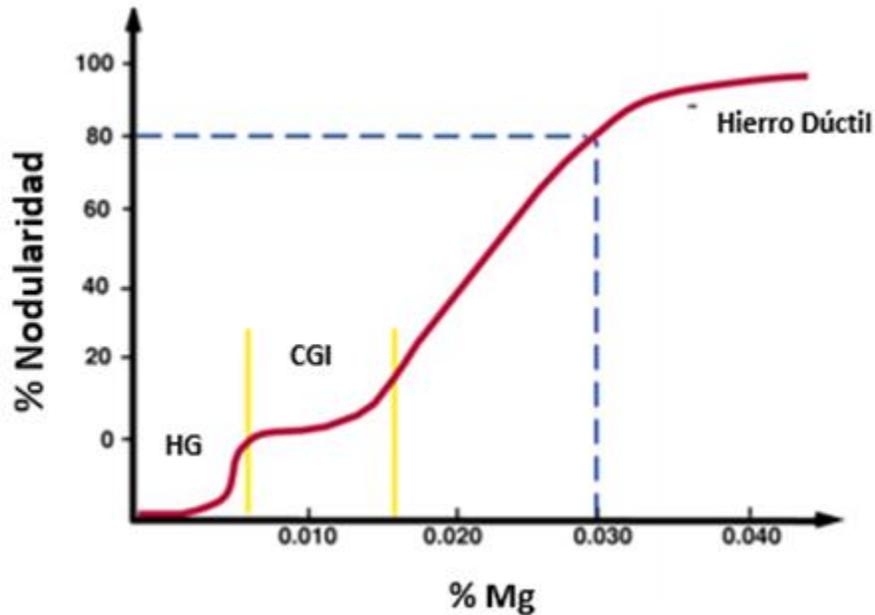


Figura 6. El efecto total del contenido de Mg en la transformación de la morfología desde la hojuela, grafito compacto, y por último, grafito esferoidal. (cortesía SinterCast.)

1.3 Propiedades mecánicas comparativas de los hierros colados con grafito precipitado (Hierro gris, hierro dúctil y hierro CGI).

Hierro gris. La morfología del grafito y las características de la matriz afectan las propiedades físicas y mecánicas del hierro gris. Grandes hojuelas, comunes en hierros con elevados valores de carbono equivalente y de piezas moldeadas de sección pesada, confieren propiedades deseables, tales como una buena capacidad de amortiguación, resistencia al choque térmico y facilidad de mecanizado. Se pueden obtener mayores resistencias a la tensión y alto módulo de elasticidad por medio de hierros que contengan pequeñas hojuelas, que son promovidas por bajos valores de carbono equivalente y velocidades de enfriamiento más rápidas.

El refinamiento de la perlita y la estabilización de las estructuras aciculares resultan en un aumento de la dureza, resistencia a la tensión y resistencia al desgaste. Además de la composición (particularmente el carbono equivalente) y del tamaño de la sección,

factores como adiciones de aleación, tratamiento térmico y las propiedades térmicas del molde afectan a la microestructura y, por lo tanto, a las propiedades del hierro.

Hierro dúctil. La cantidad y forma del grafito en el hierro dúctil está determinada durante la solidificación y no puede ser alterada por un subsecuente tratamiento térmico. Todas las propiedades físicas y mecánicas características de este tipo de materiales son el resultado de que el grafito está sustancial ó totalmente en forma esferoidal, y cualquier desviación de esta forma en una proporción del grafito causará desviación de estas propiedades. Es común tratar de producir más del 90% del grafito en esta forma (>90% de nodularidad), aunque a veces son aceptables estructuras entre 80 y 100% de nodularidad.

Todas las propiedades relacionadas con la resistencia y la ductilidad disminuyen a medida que aumenta la proporción de grafito no nodular, y las relacionadas con fallas, tales como la resistencia a la tensión y la resistencia a la fatiga, son más afectadas por pequeñas cantidades de grafito no nodular, y son menos afectadas las que no implican fallas tales como la resistencia a la fluencia ó cedencia.

La forma del grafito no nodular es importante porque las hojuelas finas de grafito con bordes “afilados” tienen un efecto más adverso sobre las propiedades de resistencia que las formas compactadas de grafito con extremos redondeados. Por esta razón, las estimaciones visuales del porcentaje de nodularidad son sólo una guía aproximada de las propiedades. La forma de grafito también afecta al módulo de elasticidad, tales mediciones del módulo son por lo tanto, a menudo, una mejor guía para la nodularidad y sus efectos sobre otras propiedades.

Un bajo porcentaje de nodularidad también reduce la resistencia a la fatiga, aumenta la capacidad de amortiguación, aumenta la conductividad térmica y reduce la resistividad eléctrica.

Hierro CGI. Los hierros de grafito compacto tienen propiedades de resistencia próximas a las de los hierros dúctiles, con alargamientos considerablemente mayores que los de los hierros grises y con conductividades térmicas intermedias.

Tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas, los principales factores que afectan las propiedades mecánicas de los hierros CGI son:

- composición
- estructura (nodularidad y matriz)
- tamaño de la sección.

A su vez, la estructura está fuertemente influenciada por variables de procesamiento tales como los tipos de materias primas, pre-procesamiento del metal líquido (temperatura de sobrecalentamiento, tiempo de retención, desulfuración) y tratamiento del metal líquido (la adición de magnesio y post-inoculación).

En las **Tablas 3 y 4** se muestran algunas propiedades comparativas de los hierros colados con grafito precipitado.

Tabla 3. Propiedades típicas de los hierros colados.

	Resistencia a la tensión (psi)	Esfuerzo de cedencia (psi)	% Elongación	Notas
Fundiciones grises				
Clase 20	12,000-40,000	-----	-----	-----
Clase 40	28,000-54,000	-----	-----	-----
Clase 60	44,000-66,000	-----	-----	-----
Fundiciones dúctiles				
60-40-18	60,000	40,000	18	Recocido
65-45-12	65,000	45,000	12	Ferrítico fundido
80-55-06	80,000	55,000	6	Perlítico fundido
100-70-03	100,000	70,000	3	Normalizado
120-90-02	120,000	90,000	2	Templado y revenido
Fundiciones de grafito compacto				
De baja resistencia	40,000	28,000	5	90% Ferrítico
De alta resistencia	65,000	55,000	1	80% Perlítico

Tabla 4. *Propiedades de las fundiciones ferrosas en base a las matrices.*

Matriz	Fundición Gris		Fundición Nodular	Fundición Vermicular	Fundición Vermicular
	Perlítica	Ferrítica	Perlítica	Perlítica	Ferrítica
Resistencia a la tensión (MPa)	200-270	330-410	600-700	420-580	400-600
Resistencia a la fluencia (MPa)	115-210	240-305	375-482	345-415	285-315
Módulo de Elasticidad (GPa)	105-115	130-150	160-170	130-155	155-165
Resistencia a la fatiga (MPa)	95-110	155-185	245-290	190-225	185-210
Dureza Brinell (kg/mm ²)	175-230	130-190	240-300	200-250	140-200
Conductividad Térmica (W/mK)	44-52	40-45	25-32	31-40	32-38

1.4 Procesos de nodularización.

Se le llama proceso de nodularización a las distintas técnicas que se pueden utilizar para realizar una nodularización a un hierro. Estas técnicas tienen diferentes rendimientos en cuanto al magnesio agregado dando como resultado un magnesio residual mucho menor al magnesio agregado, y es por esto que el método a utilizar es muy importante, pensando siempre en tener rendimientos mayores.

1.4.1 Método de la olla abierta y de la olla abierta modificada.

El método de la olla abierta es el método más simple de los procesos de nodularización, pues consiste únicamente en agregar el agente nodularizante en el lado opuesto a la caída del chorro de metal líquido, sin ninguna cubierta para éste, por lo que la reacción será inmediata una vez que el metal líquido toque el agente nodulizante, esto tendrá como desventaja una reacción violenta, y oxidación del metal líquido de forma excesiva. Rendimiento de Mg= 20-25%. **Figura 7.**

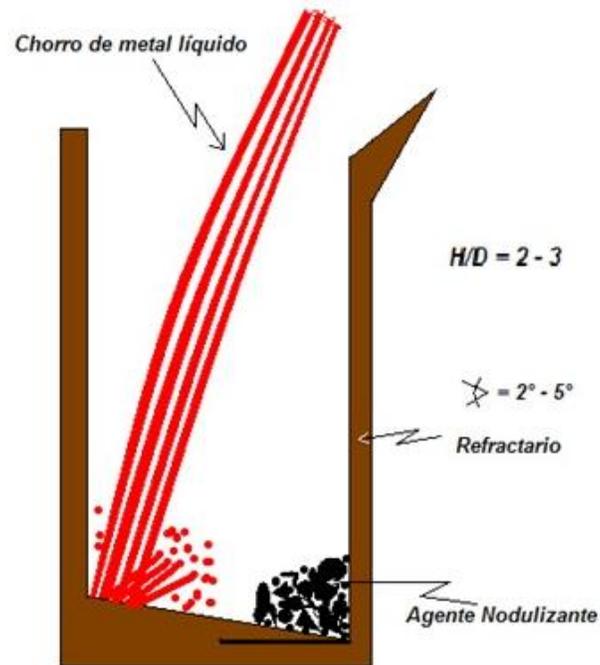


Figura 7. Esquema método de la olla abierta.

El método de la olla abierta modificada es prácticamente igual al método anterior, solo que en este caso tiene una pequeña cubierta de troquel de acero, para evitar una reacción tan violenta y sobretodo la oxidación del metal líquido. Rendimiento de Mg= 30-35%. **Figura 8.**

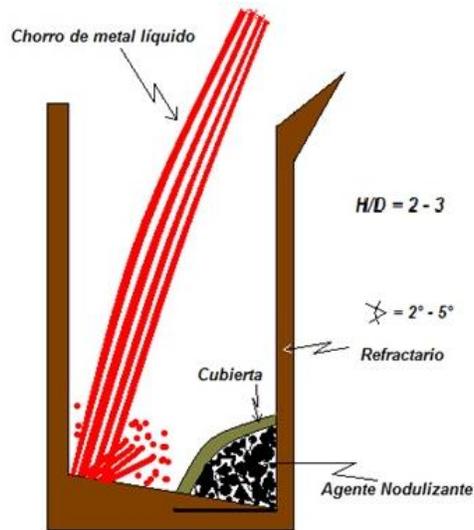


Figura 8. Esquema método olla abierta modificada.

1.4.2 Método “sándwich”

Es el más común usado a nivel industrial, el término sándwich se basa en el hecho de que el material nodularizante ó esferoidizante va en un escalón y se cubre con troquel de acero en un contenido aproximado al 1.5% del peso total de la carga. La cubierta de troquel tiene como finalidad principal el retardar la reacción y asimismo enfriar el metal líquido en la vecindad inmediata a la reacción de magnesio e incrementando su recuperación cuando la temperatura disminuye.

La recuperación de Magnesio que se logra en este proceso está entre 40-45%, teniendo como principal ventaja que el tiempo de tratamiento es corto, simple y con menos producción de escoria. Esta etapa se logra por la disolución del troquel de acero en el metal líquido.

El nodularizante se coloca en el fondo de la olla precalentada a temperaturas cercanas a la temperatura de trabajo de la aleación y se cubre con una cama de troquel de acero, del lado contrario a la caída del chorro del metal líquido, como se observa en la **Figura 9 y 10**:

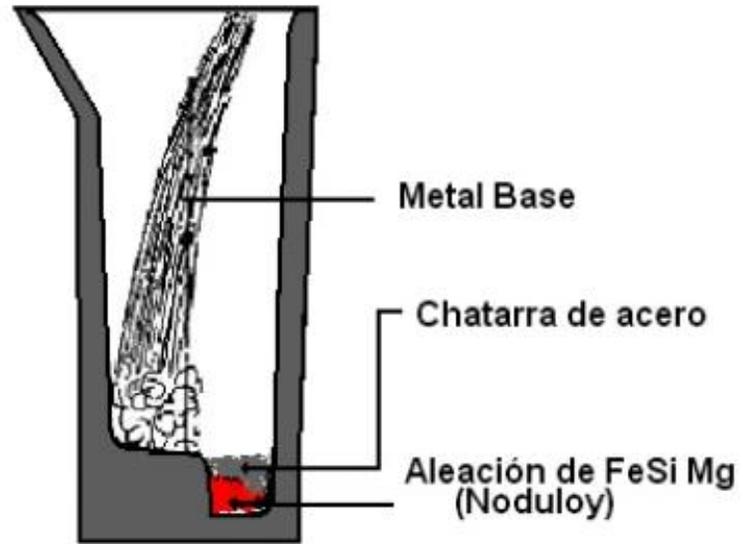


Figura 9. Esquema de la olla para tratamiento sándwich.

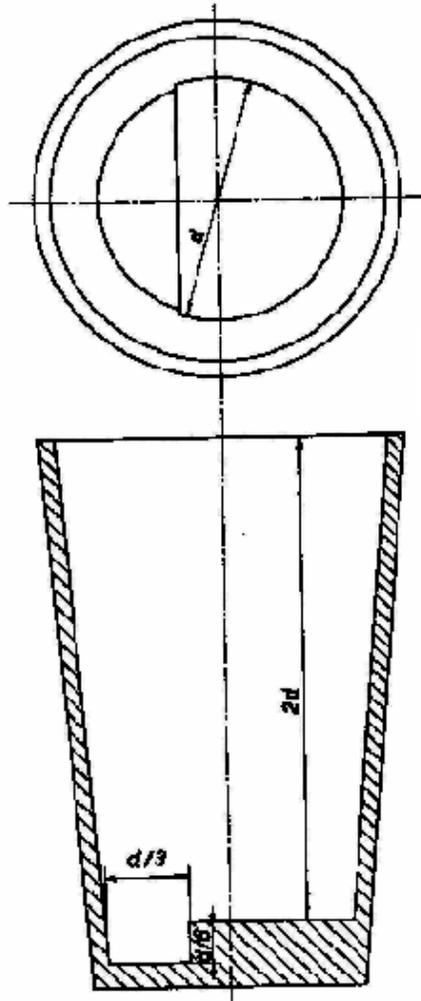


Figura 10. Dimensiones para la olla del tratamiento de nodularización "sándwich", partiendo del diámetro de la olla, d , como parámetro de diseño

1.4.3 Método tundish-Cover

Este método es una modificación del sándwich, el principio de este método se basa en limitar los contenidos de oxígeno disponible, mientras ocurre la reacción entre el metal líquido y el agente esferoidizante, ya que la olla es parcialmente cerrada por medio del tundish (tapa) en la parte superior de ésta. El metal base se vacía en un recipiente que contiene la tapa y a través de un orificio de llenado se dirige al fondo de la olla, por el extremo opuesto al lugar donde se encuentra el agente nodularizante, como se observa en la **Figura 11**.

Los beneficios que ofrece este método son:

- Disminuye la generación de óxidos de Mg y el que se produce queda depositado en la parte superior de la tapa de la olla y produce menos humos.
- Al disminuir la cantidad de Mg que se combina con el O_2 de aire lo cual aumenta el coeficiente de recuperación del Mg. Aproximadamente al 60%.
- Desaparecen por completo las explosiones por la reacción del Mg.
- Los costos disminuyen en comparación con los métodos sándwich y olla abierta.

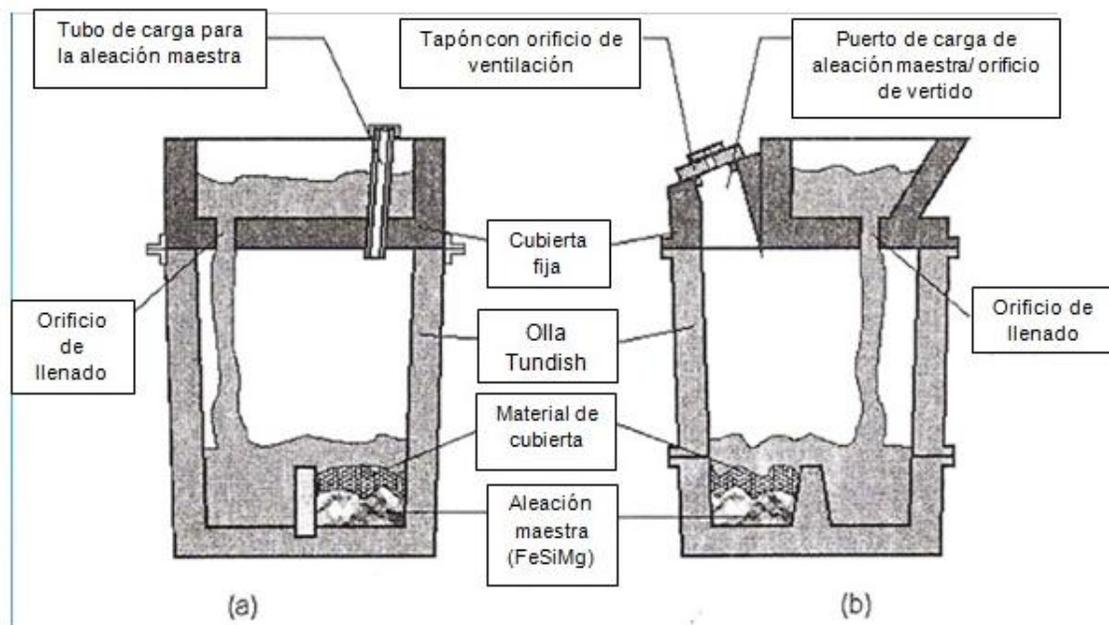


Figura 11. Olla Tundish con cubierta fija. a) diseño antiguo y b) diseño nuevo.

1.5 Solidificación

“La Solidificación de un metal o aleación se entiende como el proceso de formación de una red cristalina al pasar del estado líquido al sólido, lo cual se inicia con un proceso de nucleación.”

Una fundición, es una aleación que contiene diferentes componentes, entre ellos, los más notables son partículas pertenecientes a óxidos, sulfuros, nitruros, carburos. Este tipo de partículas se consideran como substratos, pues no logran solubilizarse en la aleación, así que una fundición se considera como una solución coloidal. Las partículas mencionadas anteriormente tienen una importancia en el proceso de solidificación y posteriormente el proceso de nucleación, ya que aquí es donde el grafito podrá crecer y solidificar, así empezando la nucleación de éste.

Ya que la fase sólida ha nucleado, la velocidad de enfriamiento en la zona bifásica del diagrama (solidificación), toma una gran relevancia, pues el crecimiento de dicha fase dependerá de la velocidad con que se mueven los átomos del líquido hacia la interfase sólido-líquido conocido como frente de solidificación. Con esto da comienzo el crecimiento dendrítico que posteriormente comenzará a formar los granos eutécticos, la cantidad de estos dependerá de cuántos núcleos se hayan formado.

El resultado de los procesos de solidificación es la microestructura de la fundición, es decir, los microconstituyentes, que pueden ser: a) fases primarias, directamente cristalizadas desde el líquido, b) fases formadas por una reacción eutéctica, c) fases secundarias, que son el resultado de la transformación de una fase primaria.

En cuanto a los hierros colados, el carbono puede solidificar siguiendo el diagrama meta-estable (Fe- Fe₃C) como carburo de hierro (Fe₃C) ó siguiendo el diagrama estable (Fe-Cg) como grafito. Entre estos dos, la formación del carburo de hierro puede ocurrir más fácilmente, pues este no depende de la separación del hierro y del carbono, como si ocurre con el grafito. Siempre que existan condiciones para que los átomos de hierro y carbono se separen, el carbono grafito solidificará en la estructura. Estas condiciones

son: velocidad de enfriamiento lenta, creando grandes tiempos para la transformación; un alto contenido de carbono, lo que facilita la formación del grafito; y la presencia de elementos grafitizantes tales como el Silicio, los cuales promueven la grafitización.

Las reacciones de fase en ambos sistemas son similares. En el sistema estable hierro-carbono grafito, el eutéctico de austenita y grafito se forma en lugar de la ledeburita, y en aleaciones híper-eutécticas, se forman esferoides ó vermiculos de grafito a partir del líquido en lugar de carburo de hierro.

1.6 Análisis térmico y velocidad de enfriamiento

El análisis térmico comprende un conjunto de técnicas que analizan los cambios de fases de una muestra, cuando está siendo sometida a un proceso programado de temperatura en atmósfera controlada: calentamiento, enfriamiento ó isoterma. Este análisis comienza una vez que el metal fundido es vaciado en el molde, pues es en este momento donde empieza el proceso de transferencia de calor para realizar las transformaciones de fases en el sistema.

El efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la micro-estructura es muy relevante en estos casos, pues está fuertemente ligada al grado de subenfriamiento, ya que, a mayores velocidades de enfriamiento, mayor será el grado de subenfriamiento. Es importante considerar que cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, el tiempo de solidificación y enfriamiento de las piezas vaciadas es menor, y la cantidad de perlita y su grado de dispersión aumentan.

La tendencia del hierro fundido para formar carburo de hierro ó grafito durante la solidificación es afectada por la velocidad de enfriamiento del metal. Con un análisis térmico del hierro, se tiene que con una rápida solidificación se incrementará la tendencia para formar el eutéctico austenita-carburo, de hierro blanco. Inversamente, enfriamiento lento incrementa la tendencia de formar un eutéctico de grafito durante la solidificación. [3]

Uno de los aspectos que tienen una influencia sobre la velocidad de enfriamiento, es el espesor que se tiene en las distintas zonas de la pieza, pues con esto, a espesores pequeños la transferencia de calor de la pieza hacia su entorno será mayor, y por ende se tendrá una velocidad de enfriamiento mayor. Esto es importante de conocer ya que muchas veces existe la situación de que el metal solidifique de muchas maneras de una zona a otra en la misma pieza.

Las fundiciones, son un caso especial de estudio en el análisis térmico, pues son consideradas aleaciones complejas, pues con altos contenidos de carbono y silicio son consideradas como aleaciones ternarias. Estas, además, durante su solidificación, presentan diferentes reacciones (eutéctica y eutectoide) con transformaciones en estado sólido que conlleva a la precipitación de dos ó más fases sólidas.

Ahora bien, muchas veces al obtener una curva de enfriamiento, por muchas situaciones, las cuales pueden ser: turbulencia en el momento de vaciado, mala conexión de los termopares hacia el adquisidor de datos, etc., dicha curva puede resultar con demasiado ruido, y es en estos casos donde se trata de suavizar la curva para un mejor manejo de ella. Para poder encontrar los puntos más importantes de dicha curva (temperaturas eutéctica y eutectoide), se hace uso de la primera derivada (dT/dt), la cual es simplemente obtenida a partir de la curva de enfriamiento original. Con esto, la obtención de dichos puntos se simplifica, pues al empalmar la curva de enfriamiento y la primera derivada, como se muestra en la **Figura 12**, se observa a simple vista los cambios de pendiente, y así, por medio de una extrapolación, obtener la temperatura eutéctica y eutectoide de la curva de enfriamiento a analizar.

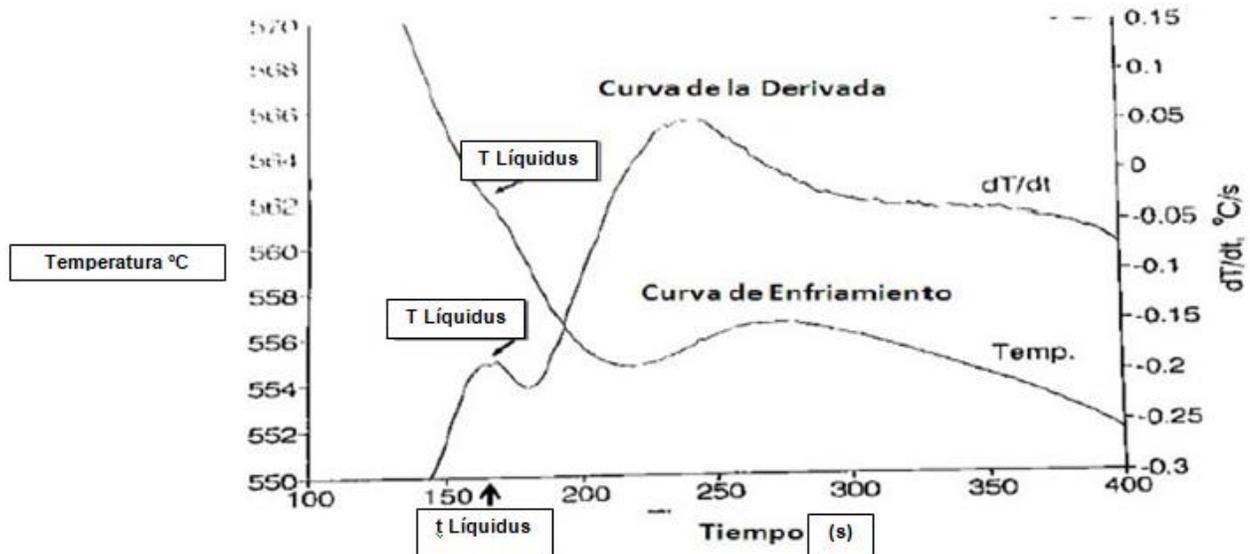


Figura 12. Se muestra una región de una típica curva de enfriamiento y su primera derivada. [4]

La velocidad de enfriamiento afecta las propiedades del hierro CGI menos que a un hierro gris, pero más que un hierro dúctil. En otras palabras, el hierro CGI es menos sensible a la velocidad de enfriamiento que el hierro gris. Sin embargo, se deben evitar grandes velocidades de enfriamiento, debido a que el hierro CGI es muy propenso a las velocidades de enfriamiento.

Como todos los otros hierros, el hierro CGI es bastante sensible a la influencia de la velocidad de enfriamiento, ya que afecta tanto la relación perlita/ferrita y a la morfología del grafito. Como se mencionó anteriormente, una mayor velocidad de enfriamiento promueve más perlita y mayor nodularidad. Ahora bien, como ya se ha comentado, la velocidad de enfriamiento va ligada fuertemente con el espesor ó tamaño de sección. Un ejemplo típico de la influencia del tamaño de la sección sobre la microestructura del hierro CGI se presenta en la **Figura 13**. Aunque el hierro CGI es menos sensible a la sección que el hierro gris, la influencia de la velocidad de enfriamiento puede ser bastante significativa.

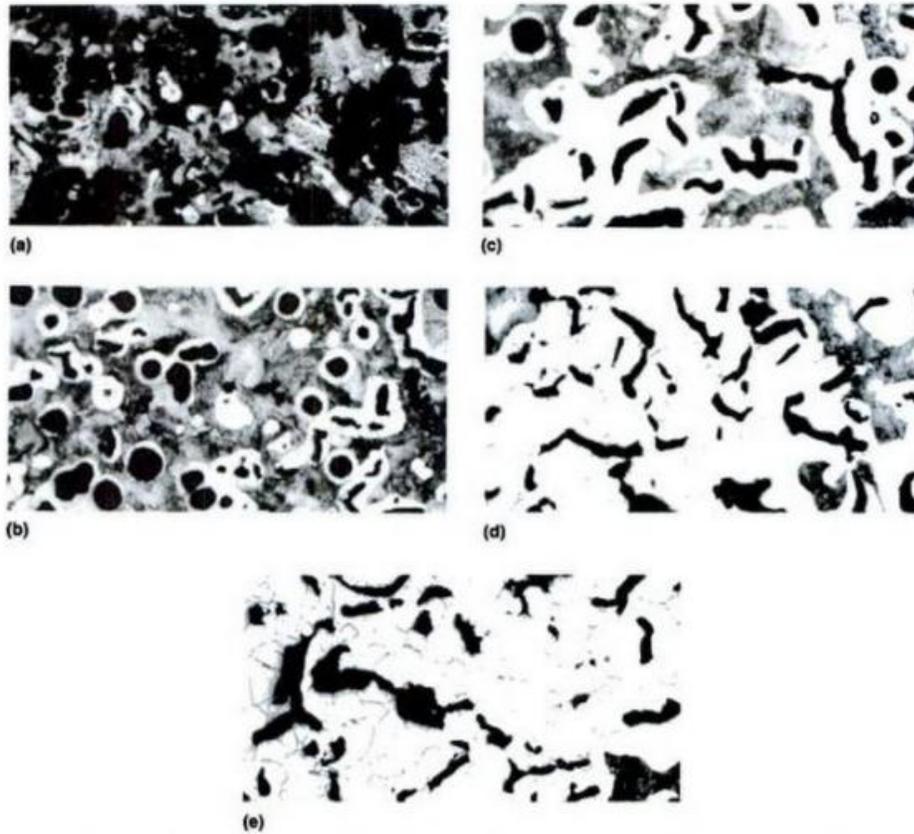


Figura 13. Influencia del tamaño de sección (espesor) en la microestructura en un hierro CGI. (a) 3.2 mm (0.125 in.) Se observa una gran cantidad de perlita y grafito esferoidal; (b) 6.4 mm (0.250 in.) Nódulos y pequeños vermículos, matriz perlítica-ferrítica; (c) 12.7 mm (0.500 in.) Mayor cantidad de vermículos, matriz 50% perlítica-50% ferrítica; (d) 25.4 mm (1.000 in.) Gran cantidad de vermículos, matriz ferrítica-perlítica; (e) 50.8 mm (2.000 in) Vermículos sumamente grandes, matriz 95% ferrítica.

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se muestra la metodología realizada para las fusiones. Se muestra en la **Figura 14**, un esquema de la metodología general. Se incluye una parte importante, el diseño experimental, donde se muestran las condiciones a utilizar para la fusión; también la fabricación de molde y de termopares, así como también la técnica de fusión utilizada, todo lo referente al modelo del escalón y la medición del porcentaje de nodularidad.

2.1 Metodología general.

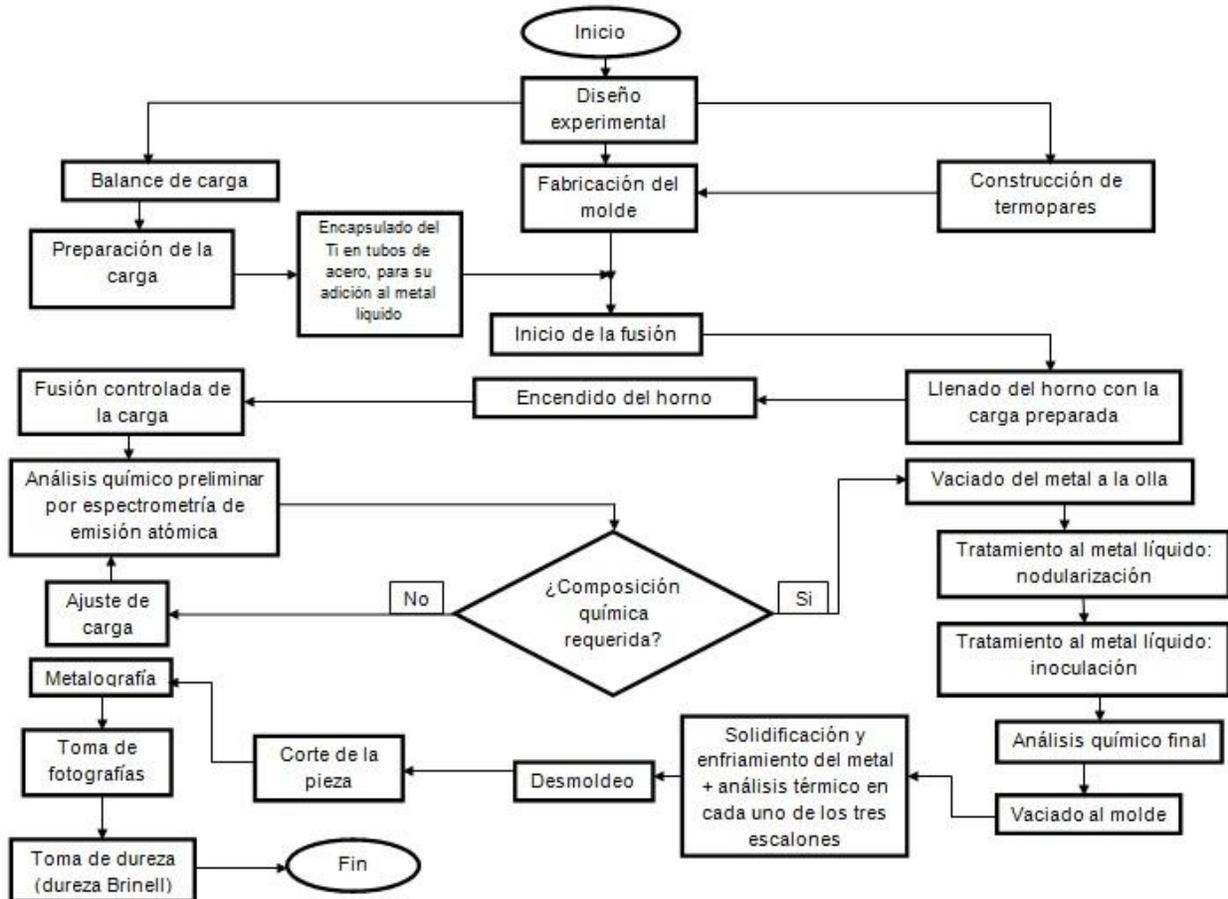


Figura 14. Diagrama de flujo, metodología experimental general.

Como pasos adicionales a la metodología experimental general tenemos lo siguiente:

- a) Obtención de las curvas de enfriamiento a través de un adquisidor de datos. A partir de aquí, con ayuda de un software especializado (Personal Daq View), procesar los datos para obtener la temperatura eutéctica y la velocidad de enfriamiento.
- b) Utilizando un software especializado (analizador de imágenes), las fotografías tomadas de las metalografías serán procesadas y analizadas, para la medición y obtención del porcentaje de nodularidad de cada una de las piezas.

2.2 Diseño experimental

Fabricación de un hierro vermicular (CGI) en base a un hierro dúctil 100-70-03.

Método de Nodularización: Sándwich.

Se presenta en la **Tabla 5** la composición química del hierro dúctil, el cual fue la base para fabricar el CGI bajo estudio.

Tabla 5. Composición química de un hierro 100-70-03. [8]

% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu	% P	% S	% Ce	% Mg
3.6- (total)	0.15-	1.8-	0.03-	0.05-	0.01-	0.15-	0.03	0.002	0.005-	0.03-
3.8	1.00	2.8	0.07	0.20	0.10	1.00	máx.	máx.	0.20	0.06

Se determinó el estudio de 3 velocidades de enfriamiento de acuerdo al modelo físico a emplear. Estas 3 velocidades están representadas por 3 escalones en un modelo de escalón, que se describe en la **Figura 15**. Se obtuvieron los valores de éstas velocidades través del análisis térmico de las curvas de enfriamiento obtenidas.

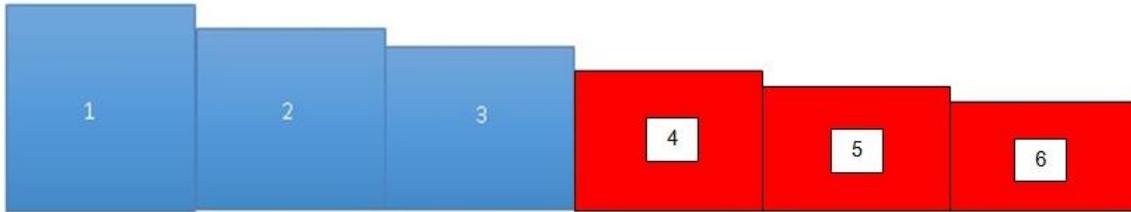


Figura 15. Esquema del modelo de escalón, mostrando los 6 módulos constituyentes.

Figura 15. Se resaltan en azul los escalones que se utilizaron y se analizaron. En rojo se aprecian los escalones que no se utilizaron, por ende, se clausuraron en el molde.

Primera fusión.

A continuación, se describen las variables de relevancia para el estudio del presente trabajo para la primera fusión:

- 3 velocidades de enfriamiento por el manejo de 3 escalones diferentes: **Figura 15** (módulos 1, 2 y 3). (Variable a manejar).
- Inoculación de 0.10% base Silicio (Variable fija).
- 0.020% de Mg residual (Variable fija).
- Adición de 0.12% de Ti (Variable fija).

En la segunda fusión se tomaron otras variables de inoculación y adición de titanio en función de los resultados obtenidos en la primera fusión. En esta primera fusión se analizaron los datos de inoculación y Ti y se determinaron los valores utilizados en la segunda fusión. Este trabajo se realizó en conjunto con otros dos para poder manejar más variables a tratar.

Segunda fusión.

A continuación, se describen las variables de relevancia para el estudio del presente trabajo para la segunda fusión:

- 3 velocidades de enfriamiento por el manejo de 3 escalones diferentes: **Figura 15** (módulos 1, 2 y 3). (Variable a manejar).
- Inoculación de 0.15% base Silicio (Variable fija)
- 0.020% de Mg residual (Variable fija).
- Adición de 0.08% de Ti (Variable fija).

2.3 Modelo

En esta sección se presentan todos los datos y esquemas acerca de la placa modelo utilizada para dicho trabajo (placa de los escalones). Se muestra en la **Figura 16** el modelo de los escalones, especificando el espesor, largo y ancho.

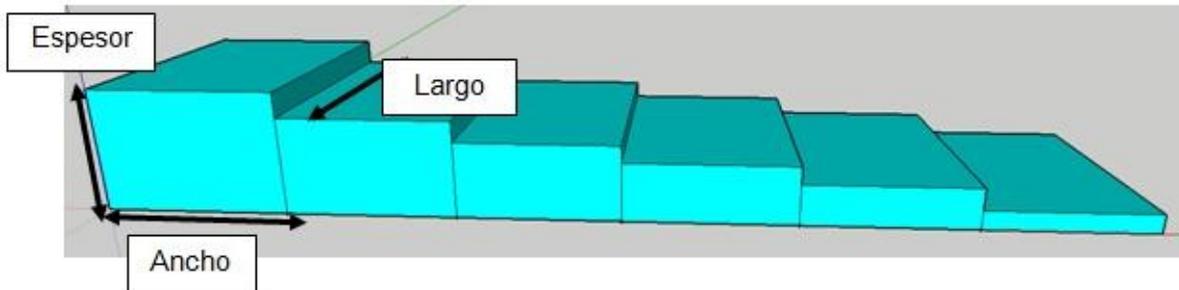


Figura 16. Esquema de los módulos de solidificación para la placa modelo de los escalones. Espesor, ancho y largo.

En la **Tabla 6 y 7** se muestran los datos referentes para la obtención de los módulos de solidificación de cada uno de los escalones a utilizar en las dos fusiones realizadas.

Tabla 6. Dimensiones de la placa modelo de la escalera.

Sección/ Dimensiones	1	2	3
Espesor (cm)	2.9	2.3	1.8
Ancho (cm)	4.3	4	3.7
Largo (cm)	6	6	6

Tabla 7. Módulos de solidificación para la placa modelo de los escalones.

Escalón	Área de transferencia (cm ²)	Volumen (cm ³)	Módulos de solidificación
1	97.54	74.82	0.767
2	69.4	55.2	0.795
3	60.12	39.96	0.664

Ruta de solidificación de la pieza mostrada en la **Figura 17**. Ruta de solidificación divergente.

$$M_6 < M_5 < M_4 < M_3 < M_1 < M_2$$



Figura 17. Esquema de la ruta de solidificación para la pieza de los escalones.

En la **Figura 18** se muestra un esquema de los escalones junto con los termopares, para mostrar como quedarán colocados dentro de cada escalón.

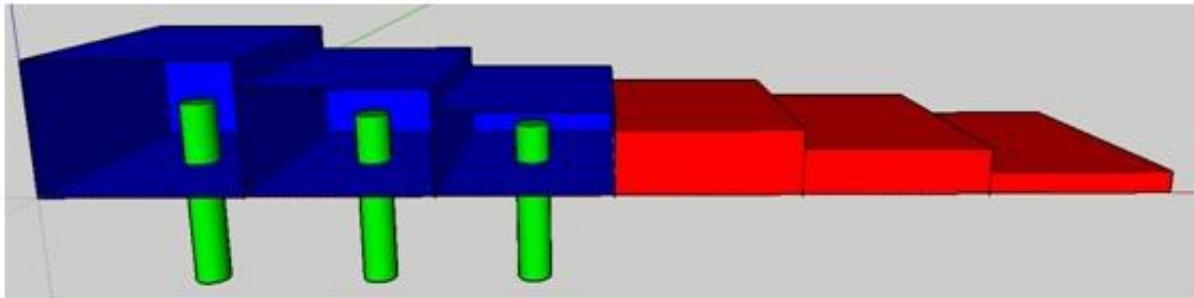


Figura 18. Esquema de los escalones. Azul: Escalones a analizar. Rojo: Escalones sin utilizar. Verde: Termopares.

2.4 Termopares.

- Termopar tipo K. Alambre Cromel (magnético) y Alumel (no magnético), calibre 20.

- Insertar en el aislador bifilar cada uno de los alambres (un alambre por orificio). Dejar alambre suelto para posteriormente unirlos y soldarlos como se muestra en la **Figura 19**.

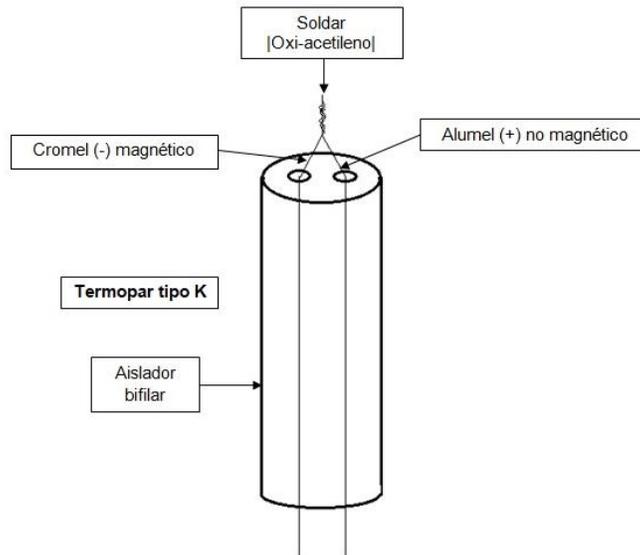


Figura 19. Esquema del bifilar.

- Cubrir el resto del alambre con el “spaghetti”.
- Conectar las puntas de los alambres al “macho”, conectando el alambre de Cromel a la parte negativa, y el Alumel a la parte positiva como se observa en la **Figura 20**.

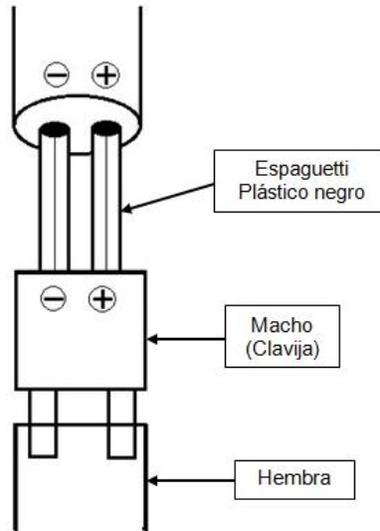


Figura 20. Conexiones del termopar.

- Unir y soldar la parte superior del termopar con un sistema Oxi-Acetileno.

2.5 Moldeo.

- Cargar arena silica de careo al molino chileno, junto con el agua requerida para alcanzar la humedad deseada.
- Realizar cálculos para la humedad de la mezcla (**Anexo IV**).
- Tres minutos de mezclado para la mezcla.
- Una vez terminado el ciclo de mezclado, retirar la carga del molino chileno. Llevar la carga a la zona de moldeo.
- Realizar el molde, utilizando el modelo de la escalera. Para el molde utilizado en la segunda fusión, se clausuró una de las dos escaleras del molde, y los tres escalones con menor espesor de la escalera a analizar, como se muestra en las **Figura 21 y 22**.
- Una vez terminado el molde, crear los orificios por los cuales serán introducidos los termopares.
- Introducir los termopares, cuidando que la punta quede a la altura deseada (a la mitad del espesor de cada uno de los escalones) como se observa en la **Figura 24**.
- Colocar el molde en la zona de vaciado.



Figura 21. Molde terminando de los escalones.



Figura 22. Fotografía de los termopares por la parte superior del molde.

En la **Figura 23** se observa la parte inferior del molde, donde se ve la salida de los termopares.



Figura 23. Fotografía de los termopares por la parte inferior del molde.

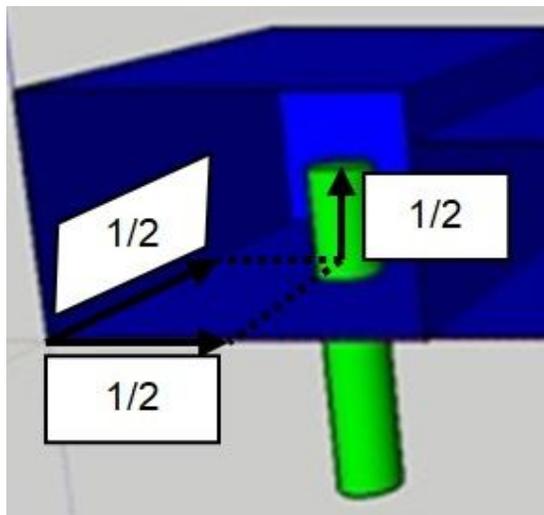


Figura 24. Esquema de la colocación del termopar en el escalón. Verde: termopar. Esto para los 3 escalones a analizar.

2.6 Técnica de fusión.

1. **Balance de carga.** Como inicio de la técnica de fusión se hace la selección de materias primas. A continuación se realiza el balance de carga, es decir el cálculo de la cantidad requerida de cada una de las chatarras seleccionadas. Como el hierro vermicular, en general, tiene una composición química similar a la de un hierro nodular (%C, %Si, %Mn; y sobretodo porcentajes bajos de azufre y fósforo), se toma como chatarra al hierro nodular. También, una chatarra

importante, es acero de bajo carbono, pues su función principal de éste es el bajar el porcentaje de elementos aleantes que se encuentren en exceso. En este caso principalmente el Titanio de chatarras productos de otros experimentos

2. **Acondicionamiento de la chatarra.** Como una de las chatarras a utilizar, en el área de fundición se tiene hierro nodular de fusiones pasadas en forma de lingotera, por lo que estos panques aún tienen arena incrustada, debido al desmoldeo, por lo que en este acondicionamiento se utiliza cepillos con alambre de acero para remover la mayor cantidad posible de arena, pues ésta a la hora de la fusión, generará escoria.
3. **Acondicionamiento del horno.** Checar que el sistema de enfriamiento, potencia y de fusión se encuentre en condiciones, con respecto a esta última ver las condiciones en la que se encuentra el refractario.
4. **Secuencia de carga.** La secuencia de carga es un aspecto muy importante de la técnica de fusión, pues con una secuencia adecuada, no se requerirá de tiempo y energía en exceso en la fusión. Se coloca primero la chatarra de hierro nodular (por tener el menor punto de fusión), de forma ordenada y lo más compacta posible. Al inicio se pone la mayor cantidad posible de lingotes, enseguida se coloca parte del acero junto con el recarburante y encima nuevamente lingotes de hierro colado.
5. **Descorificación.** Una vez que se funde toda la carga, el siguiente paso es retirar la escoria del metal líquido, para lo cual se agrega un escorificante (Silicato de sodio), el cual hace que se aglomere la escoria y sea más fácil de retirarla.
6. **Análisis químico preliminar.** Se obtiene una muestra representativa ó probeta (moneda) del metal líquido. Esta se analiza en un equipo de espectrometría de emisión atómica. Con este análisis, se obtiene la composición química de la moneda, y por consiguiente del metal líquido, así que con esto se sabe la cantidad en porcentaje promedio de cada elemento, con lo que se toma la decisión de ajustes de carga ó dilución de algún elemento, para poder obtener la composición química requerida.
7. **Alcanzar la temperatura de trabajo.** Alcanzar temperatura de alrededor de $1490^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$. Al alcanzar esta temperatura, se procede a realizar los

tratamientos al metal líquido, nodularización e inoculación, y posteriormente la colada al molde.

- 8. Tratamiento al metal líquido (nodularización e inoculación).** Etapas muy importantes de la técnica de fusión. La cantidad de nodularizante e inoculante se calculan desde el balance de carga. Para la nodularización recordar que se usa el método de sándwich, por lo que hay que pesar una cantidad ideal de troquel de acero, para que sirva como cubierta para el nodulizante a la hora del vaciado del metal líquido a la olla. El inoculante debe ser en forma granulada (3 mm aproximadamente), esto para que se homogenice de una mejor forma, ya que en forma de polvo se corre el riesgo de que flote y se quede en la parte superior de la olla.
- 9. Análisis químico final.** Antes de colar a moldes, se toma una muestra de metal líquido, la cual representará la composición química final del hierro a fabricar.
- 10. Vaciado.** Al vaciar a molde hay que tener muy en cuenta la velocidad de llenado a moldes, pues ésta debe ser adecuada, si es muy lenta ocasionará que el molde tarde en llenar, y habrá defectos en la pieza. Si a la hora de vaciar, se interrumpe el chorro de metal líquido, se cambiará la presión metalostática en el interior del molde, y habrá oxígeno atrapado en la pieza fundida, lo cual conllevará también a una pieza defectuosa. Cabe mencionar que el molde lleva integrados y posicionados los termopares para la obtención de las curvas de enfriamiento
- 11. Desmoldeo.** Una vez enfriada la pieza, se procede al desmoldeo. Esto es, retirar la pieza del medio de moldeo empleado (Moldeo en Verde). Limpiar muy bien la pieza (retirar la arena incrustada en la superficie) y, por último, reciclar la mezcla de arena.

2.7 Metodología para la medición del porcentaje de nodularidad.

- a) A través del programa "Liss View 8" se obtienen las imágenes de las piezas (metalografías) para su posterior análisis.
- b) Por medio de un software (Image J), se obtiene el porcentaje de nodularidad que existe en cada uno de los escalones basándose en la norma ISO 16112 "*Compacted (vermicular) graphite cast irons-Classification*" (**Anexo II**).

2.8 Equipo utilizado.

Tabla 8. Equipo utilizado para las dos fusiones realizadas.

Equipo	Imagen	Equipo	Imagen
<p>Horno de inducción para la fabricación del hierro vermicular</p>		<p>Equipo para medición de dureza: “<i>Brinell Hardness Tester</i>”; Modelo: <i>THB-3000E</i></p>	
<p>Espectrómetro de emisión atómica: “<i>SPECTRO</i>”; Modelo: <i>SPECTROLAB</i></p>		<p>Microscopio metalográfico: “<i>Hinotek</i>”; Modelo: <i>XJL-17BT</i></p>	
<p>Adquisidor de datos: Software: “<i>Personal Daq View</i>”; Modelo: <i>Daq/56</i></p>		<p>Equipo para la fabricación de moldes</p>	
<p>Cámara para microscopio. <i>LissCam 1000-1</i></p>			

CAPITULO 3. RESULTADOS

3.1 Primera fusión.

3.1.1 Composición química.

En la **Tabla 9** se presentan los resultados del análisis químico final por espectrometría de emisión atómica de la primera fusión.

Tabla 9. Composición química final. Primera fusión.

%CT	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Ti	%Cu	%CE
3.604	2.595	0.622	0.0175	0.0191	0.0218	0.1042	0.3063	4.476

3.1.2 Curvas de enfriamiento y análisis térmico.

Con respecto a la velocidad de enfriamiento se trabajo únicamente al zona bifásica durante el enfriamiento, es decir desde la temperatura Líquidus hasta la temperatura mínima del subenfriamiento. Esto debido a que siendo una aleación hipereutética en esta zona empieza a precipitar el grafito en forma vermicular y termina de precipitar en la zona eutética, es decir en esta zona se define la cantidad de núcleos para determinar la forma de los vermículos

Escalón 1 (escalón Grande).

En la **Figura 25** se muestra la curva de enfriamiento para el escalón 1, enfatizando el subenfriamiento.

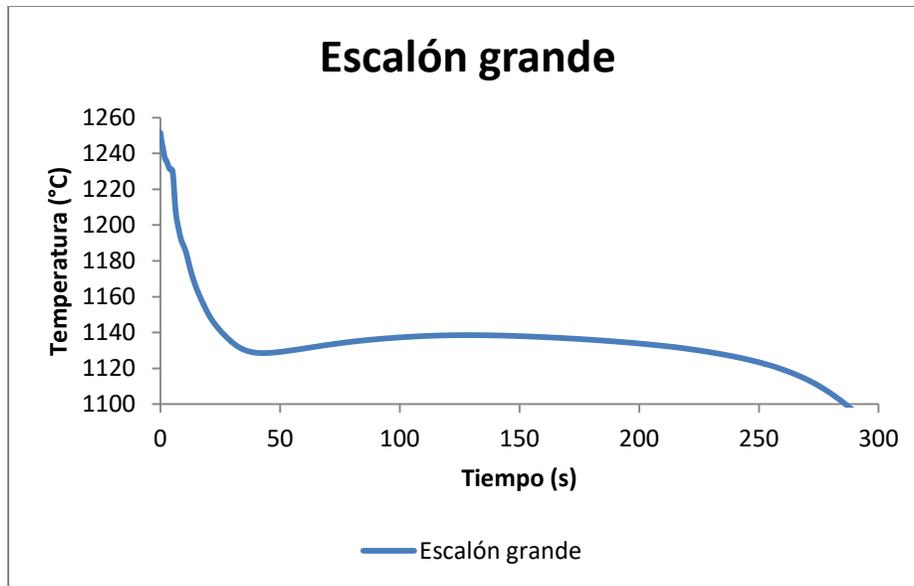


Figura 25. Curva de enfriamiento para el escalón grande (escalón 1) de la primera fusión. Énfasis en el sub-enfriamiento. Temperatura (°C) vs tiempo (s).

En la **Figura 26** se muestra una gráfica con dos curvas para la primera fusión, en la primera se muestra la curva de enfriamiento, y la segunda representa a la primera derivada. Con esto, se puede obtener la temperatura Líquidus y la temperatura eutéctica.

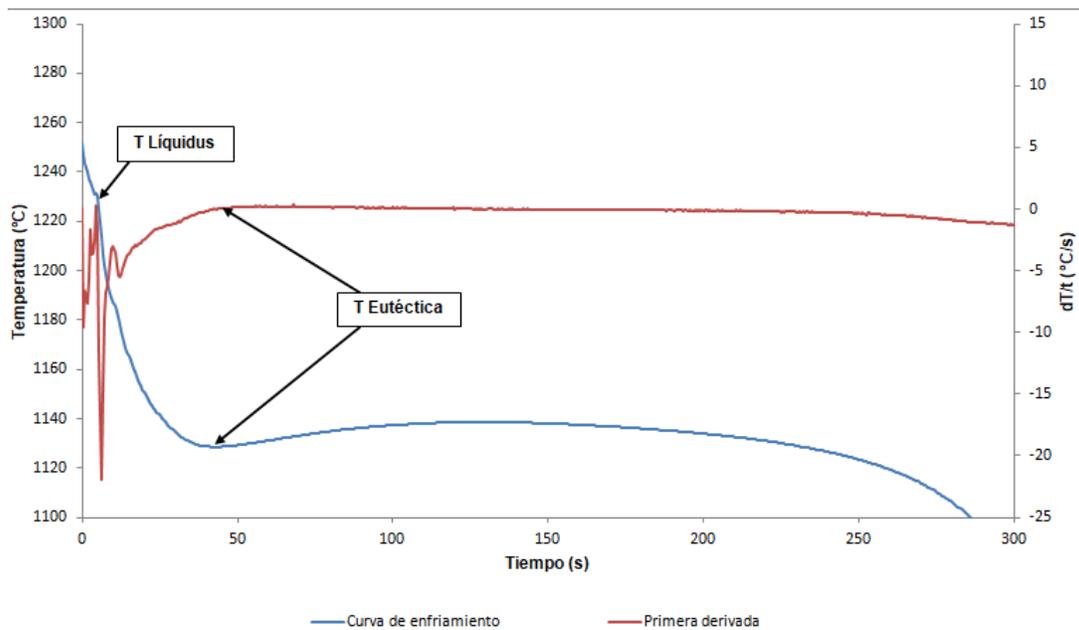


Figura 26. Curva de enfriamiento y primera derivada para el escalón grande (escalón 1). Enfriamiento del líquido y enfriamiento del sólido. Temperatura (°C) y dT/dt (°C/s) vs tiempo (s). Primera fusión.

En la **Tabla 10** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidus como para la temperatura eutéctica.

Tabla 10. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada) para el escalón 1. Primera fusión.

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt (°C/s)	Temperatura (°C)
T Líquidus			
1° Punto	4.5	0.32345	1231.307076
2° Punto	6.0	-21.883654	1213.781585
T Eutéctica			
1° Punto	43.0	-0.05144	1,128.566852
2° Punto	128.5	0.013482	1,138.605464

- Temperatura Líquidus≈ **1,213.78-1,231.31°C**
- Temperatura Eutéctica≈ **1,128.56-1,138.61°C**

- Parte enfriamiento del líquido:

En la **Figura 27** se muestra la curva de la primera derivada para la zona líquida junto con la ecuación representativa del escalón 1, obtenidas a partir del programa “*Table Curve 2D v5.01*”.

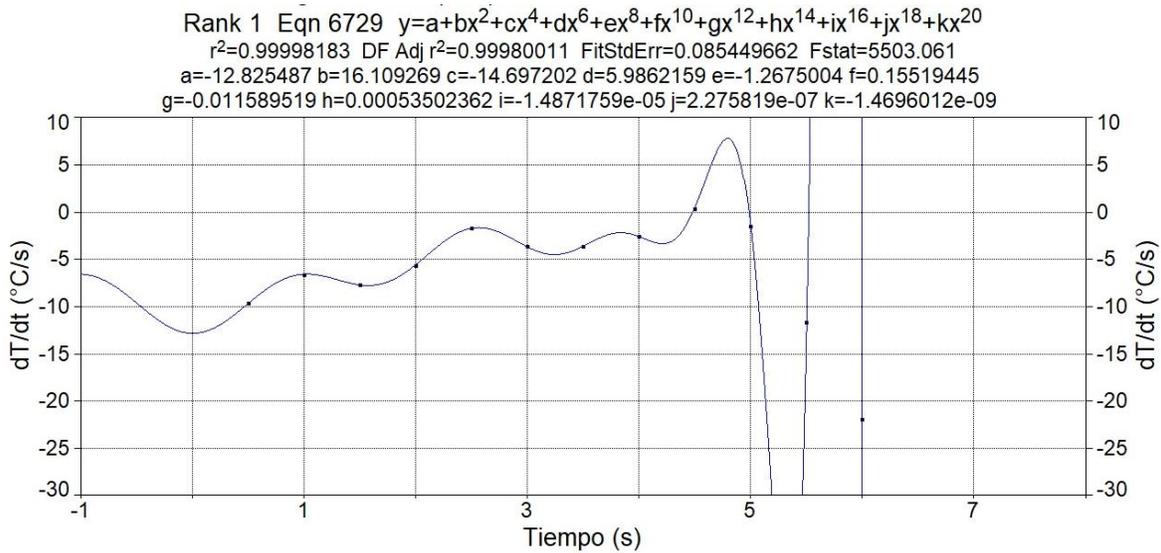


Figura 27. Escalón 1. Gráfica de primera derivada con ecuación representativa. Parte Líquido. dT/dt (°C/s) vs tiempo (s).

Ecuación: $Y= a +bx^2 +cx^4 +dx^6 +ex^8 +fx^{10} +gx^{12} +hx^{14} +ix^{16} +jx^{18} +kx^{20}$

a= -12.825487

b= 16.109269

c= -14.697202

d= 5.9862159

e= -1.2675004

f= 0.15519445

g=-0.011589519

h=0.00053502362

i= -1.4871759x10⁻⁵

j=2.275819x10⁻⁷

k=-1.4696012x10⁻⁹

Resolución.

Para $x=t= 0.5$ segundos

$$Y = -12.825487 + (16.109269)(0.5) + (-14.697202)(0.5)^4 + (5.9862159)(0.5)^6 + (-1.2675004)(0.5)^8 \\ + (0.15519445)(0.5)^{10} + (-0.011589519)(0.5)^{12} + (0.00053502362)(0.5)^{14} + (-1.4871759 \times 10^{-5})(0.5)^{16} \\ + (2.275819 \times 10^{-7})(0.5)^{18} + (-1.4696012 \times 10^{-9})(0.5)^{20}$$

$$Y = -12.825487 + (16.109269)(0.25) - (14.697202)(0.0625) + (5.9862159)(0.015625) - \\ (1.2675004)(3.90625 \times 10^{-3}) + (0.15519445)(9.765625 \times 10^{-4}) - (0.011589519)(2.441406 \times 10^{-4}) \\ + (0.00053502362)(6.103515 \times 10^{-5}) - (1.4871759 \times 10^{-5})(1.525879 \times 10^{-5}) \\ + (2.275819 \times 10^{-7})(3.814697 \times 10^{-6}) - (1.4696012 \times 10^{-9})(9.536743 \times 10^{-7})$$

$$Y = -12.825487 + 4.027317 - 0.918575 + 0.093534 - 4.951173 \times 10^{-3} + 1.515571 \times 10^{-4} \\ - 2.829472 \times 10^{-6} + 3.265525 \times 10^{-8} - 2.269250 \times 10^{-10} + 8.681560 \times 10^{-13} - 1.401521 \times 10^{-15}$$

$$Y = -9.628013$$

Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento a 0.5 segundos en la parte del enfriamiento del líquido es $\approx 9.628 \text{ }^\circ\text{C/s}$

- Parte enfriamiento del sólido:

En la **Figura 28** se muestra la curva de la primera derivada para la zona bifásica junto con la ecuación representativa del escalón 2, obtenidas a partir del programa “Table Curve 2D v5.01”.

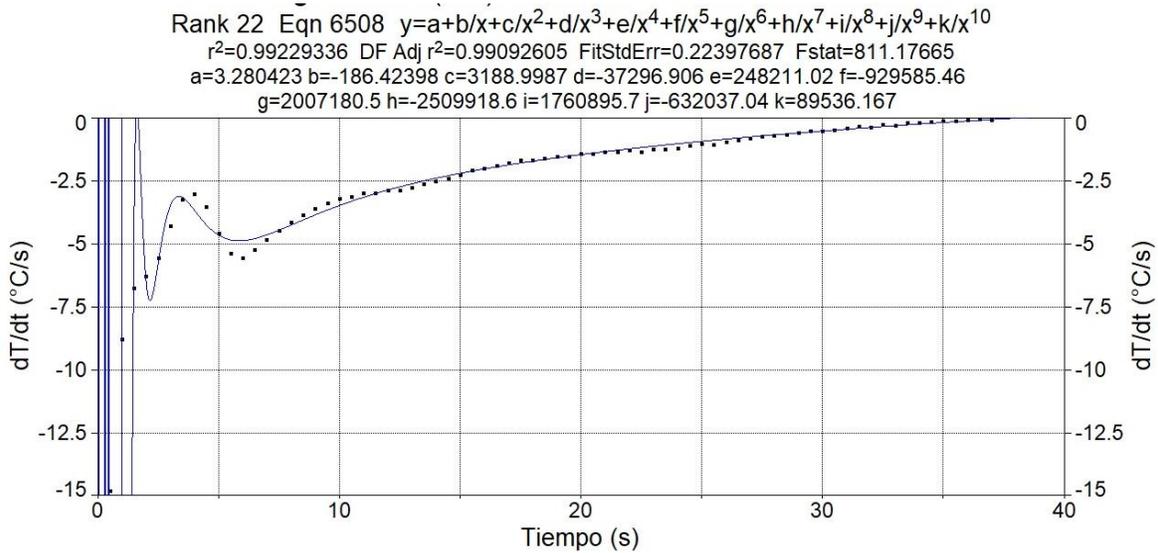


Figura 28. Escalón uno. Gráfica de primera derivada con ecuación representativa. Zona bifásica (Solidificación). dT/dt (°C/s) vs tiempo (s).

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{x} + \frac{c}{x^2} + \frac{d}{x^3} + \frac{e}{x^4} + \frac{f}{x^5} + \frac{g}{x^6} + \frac{h}{x^7} + \frac{i}{x^8} + \frac{j}{x^9} + \frac{k}{x^{10}}$$

- a=** 3.280423
- b=** -186.42398
- c=** 3,188.9987
- d=** -37,296.906
- e=** 248,211.02
- f=** -929,585.46
- g=** 2,007,180.5
- h=** -2,509,918.6
- i=** 1,760,895.7
- j=** -632,037.04
- k=** 89,536.167

Resolución.

Para $x=t= 0.5$ segundos

$$Y = 3.280423 + \frac{(-186.42398)}{0.5} + \frac{3,188.9987}{(0.5)^2} + \frac{(-37,296.906)}{(0.5)^3} + \frac{248,211.02}{(0.5)^4} + \frac{(-929,585.46)}{(0.5)^5} \\ + \frac{2,007,180.5}{(0.5)^6} + \frac{(-2,509,918.6)}{(0.5)^7} + \frac{1,760,895.7}{(0.5)^8} + \frac{(-632,037.04)}{(0.5)^9} + \frac{89,536.167}{(0.5)^{10}}$$

$$Y = 3.280423 - 372.84795 + 12,755.9948 - 298,375.248 + 3,971,376.32 - 29,746,734.72 \\ + 128,459,552 - 321,269,580.8 + 450,789,299.2 - 323,602,964.5 + 91,685,035.01$$

$$Y = -6.310727$$

Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento a 0.5 segundos en la parte del enfriamiento del líquido es $\approx 6.311 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Escalón 2 (sección mediana).

En la **Tabla 11** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidos como para la temperatura eutéctica.

Tabla 11. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada) para el escalón 2. Primera fusión.

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt ($^\circ\text{C/s}$)	Temperatura ($^\circ\text{C}$)
T Líquidos			
1° Punto	3.0	-10.930092	1,206.725039
2° Punto	3.5	-0.111694	1,206.669192
T Eutéctica			
1° Punto	38.0	-0.042188	1,116.891835
2° Punto	113.5	0.003172	1,123.902303

- Temperatura Líquidus $\approx 1206.66-1206.73^{\circ}\text{C}$
- Temperatura Eutéctica $\approx 1,116.89-1,123.91^{\circ}\text{C}$

- Parte enfriamiento del líquido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + bx + cx^2 + dx^3 + ex^4 + fx^5 + gx^6 + hx^7$$

$$a = -469.8$$

$$b = 2,124.5214$$

$$c = -3,630.62$$

$$d = 3,115.3887$$

$$e = -1,476.8725$$

$$f = 391.7757$$

$$g = -54.39056$$

$$h = 3.0736618$$

- Parte de enfriamiento del sólido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{x} + \frac{c}{x^2} + \frac{d}{x^3} + \frac{e}{x^4} + \frac{f}{x^5} + \frac{g}{x^6} + \frac{h}{x^7} + \frac{i}{x^8} + \frac{j}{x^9} + \frac{k}{x^{10}}$$

$$a = 2.4835209$$

$$b = -110.3291$$

$$c = 1,209.9783$$

$$d = -11,085.343$$

$$e = 72,266.118$$

$$f = -295,881.19$$

$$g = 726,336.3$$

$$h = -1,055,186.5$$

$$i = 878,793.16$$

$$j = -382,735.25$$

$$k = 66,370.833$$

Escalón 3 (sección pequeña).

En la **Tabla 12** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidus como para la temperatura eutéctica.

Tabla 12. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada) para el escalón 3. Primera fusión.

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt (°C/s)	Temperatura (°C)
T Líquidus			
1° Punto	1.0	-19.35096	1181.365519
2° Punto	1.5	2.976012	1182.853525
T Eutéctica			
1° Punto	36.0	-0.030414	1,108.166123
2° Punto	108.5	0.020904	1,117.706621

- Temperatura Líquidus ≈ **1,181.37-1,182.85°C**
- Temperatura Eutéctica ≈ **1,108.16-1,117.71°C**

- Parte enfriamiento del líquido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{x} + \frac{c}{(x)^2} + \frac{d}{(x)^3} + \frac{e}{(x)^4} + \frac{f}{(x)^5}$$

$$\mathbf{a = -309.97277}$$

$$\mathbf{b = 2,600.0869}$$

$$\mathbf{c = -8,461.8513}$$

$$\mathbf{d = 12,743.08}$$

$$\mathbf{e = -8,619.39}$$

$$f = 2,028.7009$$

- Parte enfriamiento del sólido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{\ln x} + \frac{c}{(\ln x)^2} + \frac{d}{(\ln x)^3} + \frac{e}{(\ln x)^4} + \frac{f}{(\ln x)^5} + \frac{g}{(\ln x)^6} + \frac{h}{(\ln x)^7} + \frac{i}{(\ln x)^8} + \frac{j}{(\ln x)^9} + \frac{k}{(\ln x)^{10}}$$

$$a = -5.4996241$$

$$b = -149.60461$$

$$c = 2,650.1312$$

$$d = -15,178.622$$

$$e = 41,874.075$$

$$f = -59,348.058$$

$$g = 35,755.246$$

$$h = 7,893.416$$

$$i = -23,202.88$$

$$j = 11,598.532$$

$$k = -1,890.9834$$

En la **Tabla 13** se muestran las velocidades obtenidas de la ecuación de la primera derivada (velocidad de enfriamiento), a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la parte líquida.

Tabla 13. Valores comparativos de velocidad de enfriamiento a diferentes segmentos de la zona del enfriamiento de líquido. Primera fusión.

	Inicio (°C/s)	Mitad (°C/s)	Final (°C/s)
Escalón 1 (Grande)	-9.62801266	-3.63636209	-113.078058
Escalón 2 (Mediano)	-6.65716764	-1.94741955	-6.4246659
Escalón 3 (Chico)	-4.37537	-4.9607884	-14.2155606

En la **Figura 29** se muestran graficadas las velocidades de enfriamiento a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona líquida para cada uno de los 3 escalones.

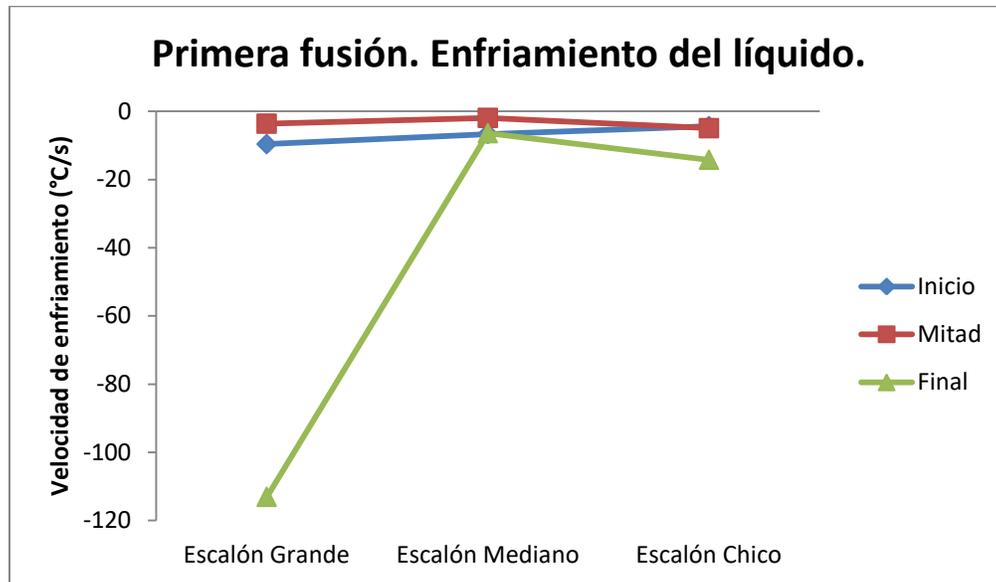


Figura 29. Gráfica de velocidad de enfriamiento (°C/s) para los tres escalones a diferentes segmentos de la zona líquida. Primera fusión.

En la **Tabla 14** se muestran las velocidades obtenidas de la ecuación de la primera derivada (velocidad de enfriamiento), a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona bifásica.

Tabla 14. Valores comparativos de velocidades de enfriamiento para la zona bifásica. Primera fusión.¹

	Inicio (°C/s)	Mitad (°C/s)	80% (°C/s)	Final (°C/s)
Escalón 1 (Grande)	-6.29273702	-1.63252555	-0.53078105	-0.0451587
Escalón 2 (Mediano)	-16.0454791	-1.42564431	-0.40394793	0.02428616
Escalón 3 (Chico)	-6.14687597	-1.00827726	-0.32344086	-0.10661928

¹ El 80% se refiere a la medición de la velocidad de enfriamiento a un tiempo equivalente al 80% del total de tiempo que conlleva la zona bifásica (T Líquidus a T mínima del subenfriamiento).

En la **Figura 30** se muestran graficadas las velocidades de enfriamiento a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona bifásica para cada uno de los 3 escalones.

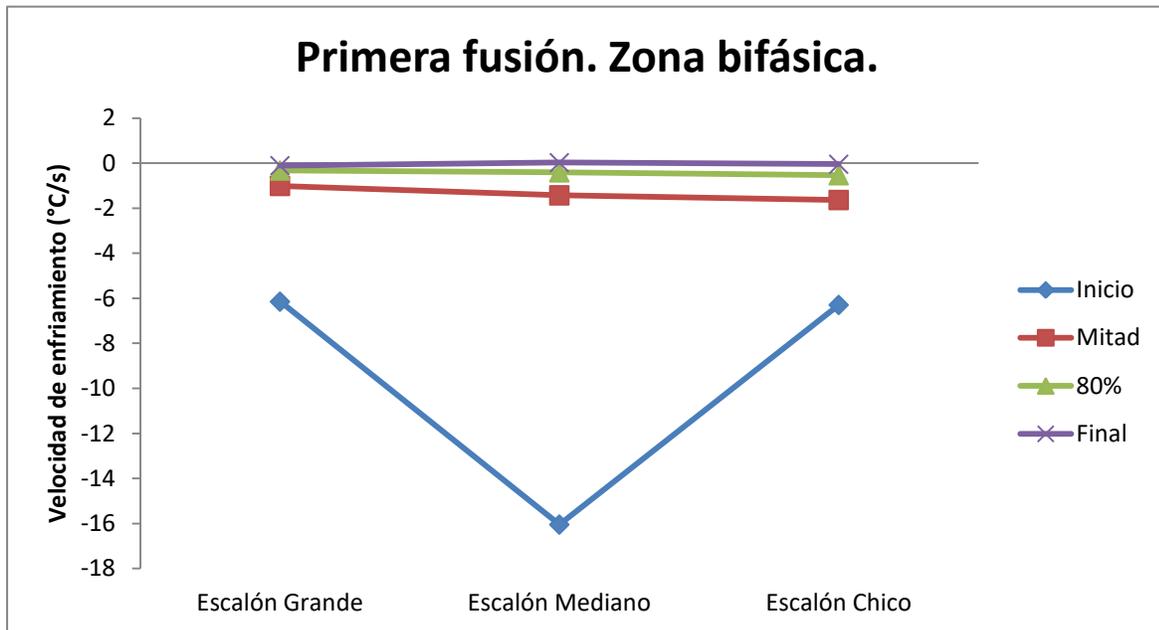
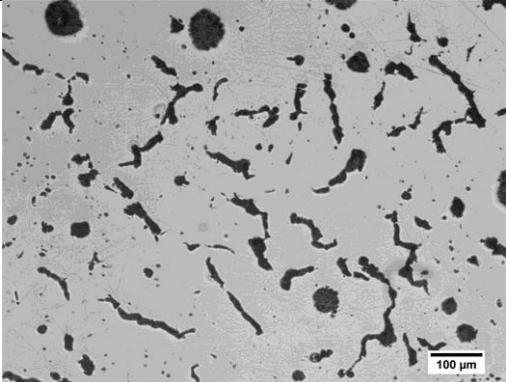
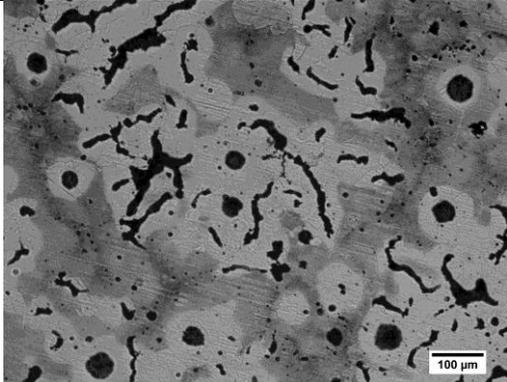
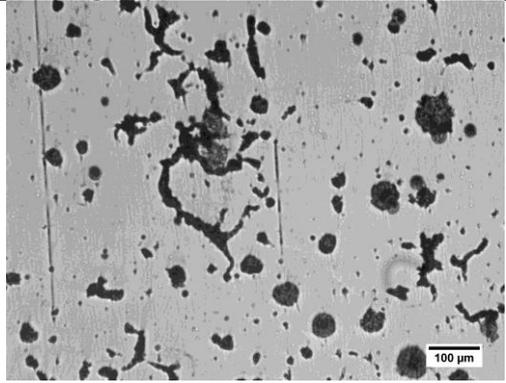
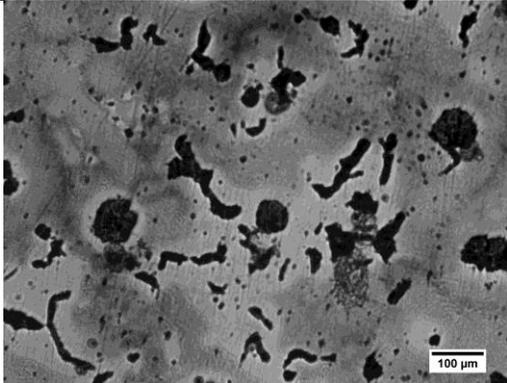


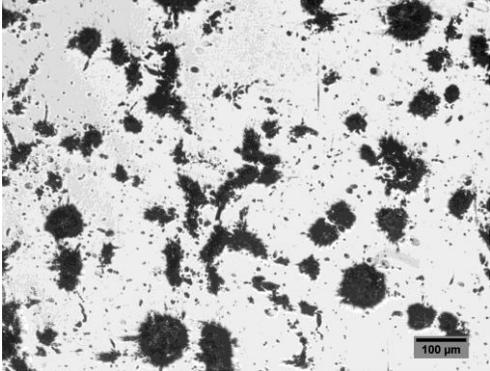
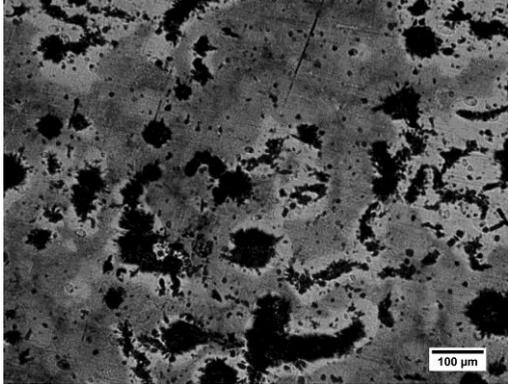
Figura 30. Gráfica de velocidad de enfriamiento (°C/s) para los tres escalones a diferentes segmentos. Zona bifásica. Primera fusión.

3.1.3 Metalografía.

En la **Tabla 15** se muestran las fotografías de las metalografías que se tomaron a cada uno de los tres escalones, sin y con ataque.

Tabla 15. Imágenes de metalografía para cada uno de los escalones. Sin y con ataque. Primera fusión.

	Sin Ataque	Con Ataque
Escalón 1 (Grande)	 <p>A) Fotografía en el centro de la pieza. Se observan bastantes vermículos a comparación de los nódulos. No hay existencia de carbono grafito secundario (Cg s).</p>	 <p>B) Fotografía en el centro de la pieza. Matriz perlítica-ferrítica. Ferrita alrededor del grafito precipitado. Ataque Nital 3.</p>
Escalón 2 (Mediano)	 <p>C) Fotografía en el centro de la pieza. Se observa para este escalón muy pocos vermículos a comparación de los nódulos presentes en la metalografía.</p>	 <p>D) Fotografía en el centro de la pieza. Matriz perlítica-ferrítica. Con pocos precipitados de carbono grafito secundario (Cg s). Ataque Nital 3.</p>

<p>Escalón 3 (pequeño)</p>	 <p>E) Fotografía en el centro de la pieza. Se observa que el carbono grafito precipitado en forma de nódulo y vermículo, aunque éste se presenta en forma de “grafito explotado”. También se encuentran partículas que probablemente pertenecen a carbono grafito secundario (Cg s).</p>	 <p>F) Fotografía en el centro de la pieza. Se observa una matriz perlítica-ferrítica, con pequeñas zonas de ferrita alrededor del grafito precipitado. Se observa de igual manera “grafito explotado” con partículas de carbono grafito secundario (Cg s) en toda la metalografía. Ataque Nital 3.</p>
-----------------------------------	---	--

3.1.4 Medición de porcentaje de nodularidad

De acuerdo a la norma **ISO 16112 “Compacted (vermicular) graphite cast irons- Classification” Anexo B “Compacted (vermicular) graphite cast iron nodularity evaluation”** se obtiene la información mostrada en la **Tabla 16**, y junto con la **Ecuación 2** se procede al cálculo del porcentaje de nodularidad (**Anexo II**).

Tabla 16. Clasificación de la partícula de grafito de acuerdo al factor de redondez.

Factor de redondez	Forma de grafito
0.625 a 1	Nodular
0.525 a 0.625	Intermedio
<0.525	Compacto

$$\text{Porcentaje de nodularidad} = \frac{\sum A_{\text{nódulos}} + (0.5) * \sum A_{\text{intermedios}}}{\sum A_{\text{todas las partículas}}} \times 100 \dots (\text{Ecuación 2})$$

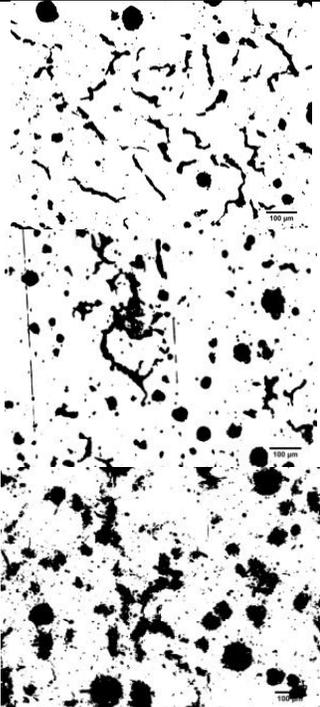
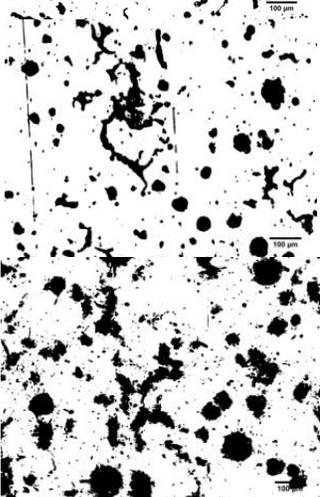
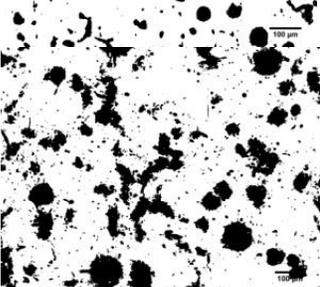
Donde:

- A nódulos: Es el área de las partículas clasificadas como grafito esferoidal (nodular);

- A intermedios: Es el área de las partículas clasificadas como formas intermedias de grafito;
- A todas las partículas: Es el área de todas las partículas de grafito

En la **Tabla 17** se muestran los porcentajes de nodularidad obtenidos por medio del analizador de imágenes (Image J). Se incluye Σ_A nódulos, Σ_A intermedios, $0.5 \times \Sigma_A$ intermedios, Σ_A todas las partículas.

Tabla 17. Porcentaje de nodularidad para cada uno de los escalones. Primera fusión.

Escalón	Fotografía	Σ_A nódulos (μm^2)	Σ_A intermedios (μm^2)	$0.5 \times \Sigma_A$ intermedios (μm^2)	Σ_A todas las partículas (μm^2)	% de nodularidad
1 (grande)		19,581.153	7,421.856	3,710.928	91,045.108	25.5830
2 (mediano)		36,629.39	13,008.618	6,504.309	115,151.586	37.4582
3 (pequeño)		7,013.611	8,272.033	4,136.0165	185,319.160	6.0165

Como observación, para el escalón 3 (pequeño), a simple vista se tiene una mayor nodularidad que el del escalón 2 (mediano), sin embargo, el valor numérico es mucho menor; esto se explica por la cantidad de partículas que hay en la imagen, ya que al ser de diferentes tamaños y formas, una vez hecha la limpieza de partículas en el analizador de imágenes (Image J) no se logra “limpiar” del todo la imagen. Con esto, a la hora de ingresar los valores a la ecuación de porcentaje de nodularidad de la norma ISO 16112 (ecuación 2) los valores del numerador serán muy pequeños, pues la mayor

parte de las partículas no están en el rango ni de esferoides ni intermedios (los que se consideran en la parte del numerador de la ecuación). Además, al tener demasiadas partículas, la suma de todas estas áreas (valor del denominador) nos dará un valor mucho mayor en comparación a los del numerador, por lo que, aún cuando se observa claramente que es más nodular, por medio del procedimiento y parámetros de la norma este es su valor. Como pequeña conclusión a esto, en algunas ocasiones, la norma no resulta conveniente para la obtención del porcentaje de nodularidad, y como se comenta en los antecedentes, los valores de propiedades mecánicas son muchas veces un mejor sustento para conocer la nodularidad de cualquier hierro.

3.1.5 Durezas.

En la **Tabla 18** se muestran los valores de la huella, y de la dureza (Dureza Brinell) para cada uno de los tres escalones para la primera fusión.

Tabla 18. Dureza Brinell (tamaño de huella y Brinell HB). Primera fusión.

	Escalón 1	Escalón 2	Escalón 3
Huella 1 (mm)	4.155	4.25	4.075
Dureza Brinell (kg/mm²)	196.75	197.03	196.52
Huella 2 (mm)	4.235	4.37	4.34
Dureza Brinell (kg/mm²)	196.99	197.40	197.31
Huella 3 (mm)	4.3	4.305	4.31
Dureza Brinell (kg/mm²)	197.18	197.20	197.22
Promedio Dureza Brinell (kg/mm²)	196.97	197.21	197.02

En la **Figura 31** se muestra graficado la dureza Brinell con respecto al número de escalón.

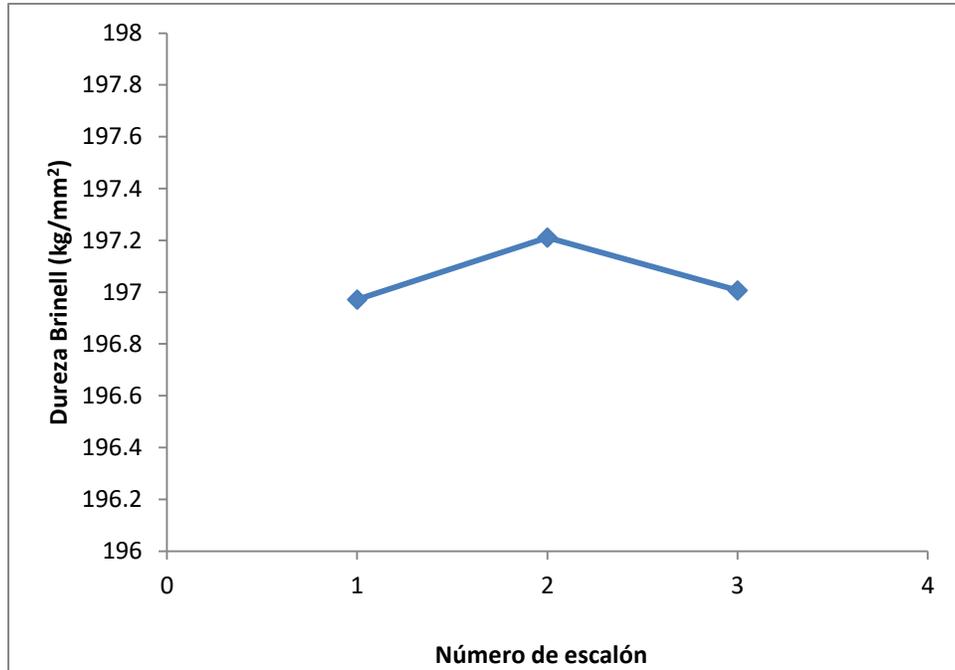


Figura 31. Gráfica de dureza Brinell HB vs número de escalón.

3.2 Segunda fusión.

3.2.1 Composición química

En la **Tabla 19** se presentan los resultados del análisis químico final por espectrometría de emisión atómica de la segunda fusión.

Tabla 19. Composición química final. Segunda fusión.

%CT	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Ti	%Cu	%CE
3.437	2.514	0.612	0.0113	0.0162	0.0140	0.0818	0.3070	4.280

3.2.2 Curvas de enfriamiento y análisis térmico

Escalón 1 (Escalón Grande).

En la **Figura 26** se muestra la curva de enfriamiento para el escalón 1, enfatizando el subenfriamiento.

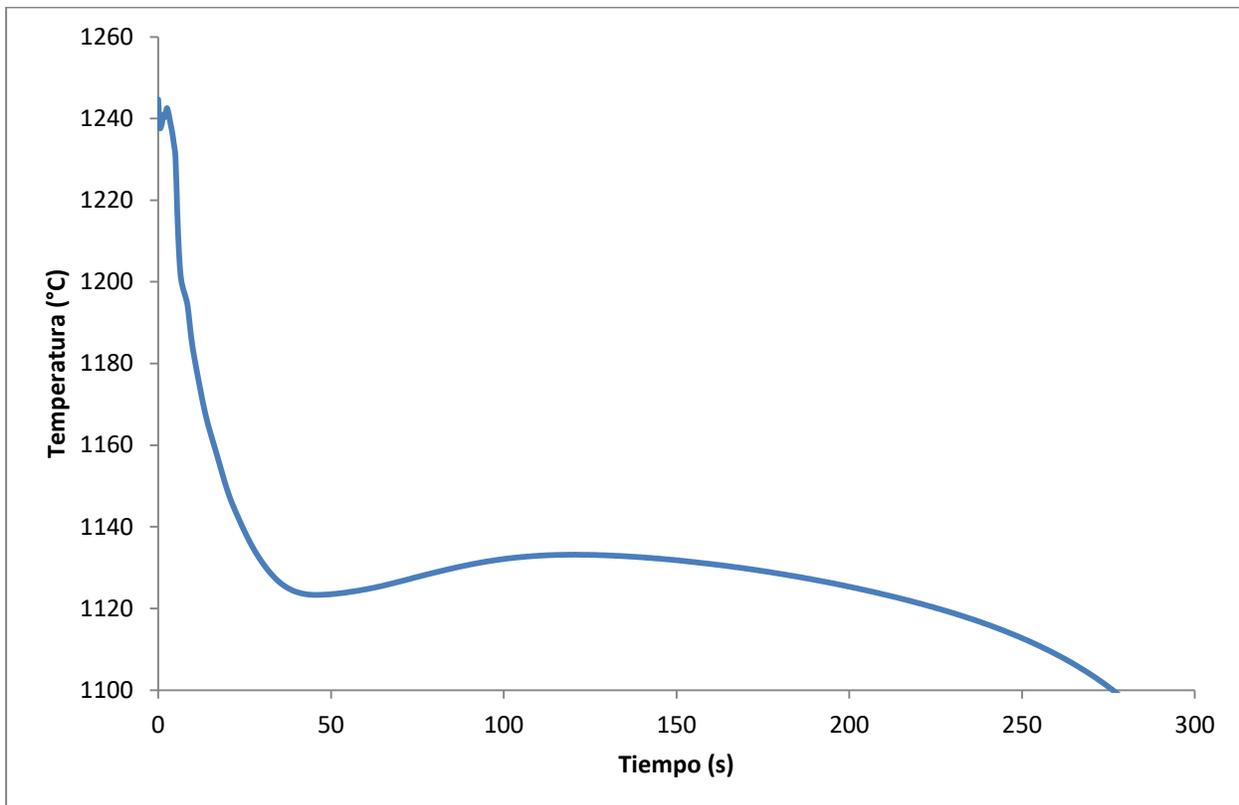


Figura 32. Curva de enfriamiento para el primer escalón (sección gruesa). Temperatura (°C) vs tiempo (s). Énfasis en el subenfriamiento.

En la **Figura 33** se muestra una gráfica con dos curvas para la segunda fusión, en la primera se muestra la curva de enfriamiento, y la segunda representa a la primera derivada. Con esto, se puede obtener la temperatura Líquidus y la temperatura eutéctica.

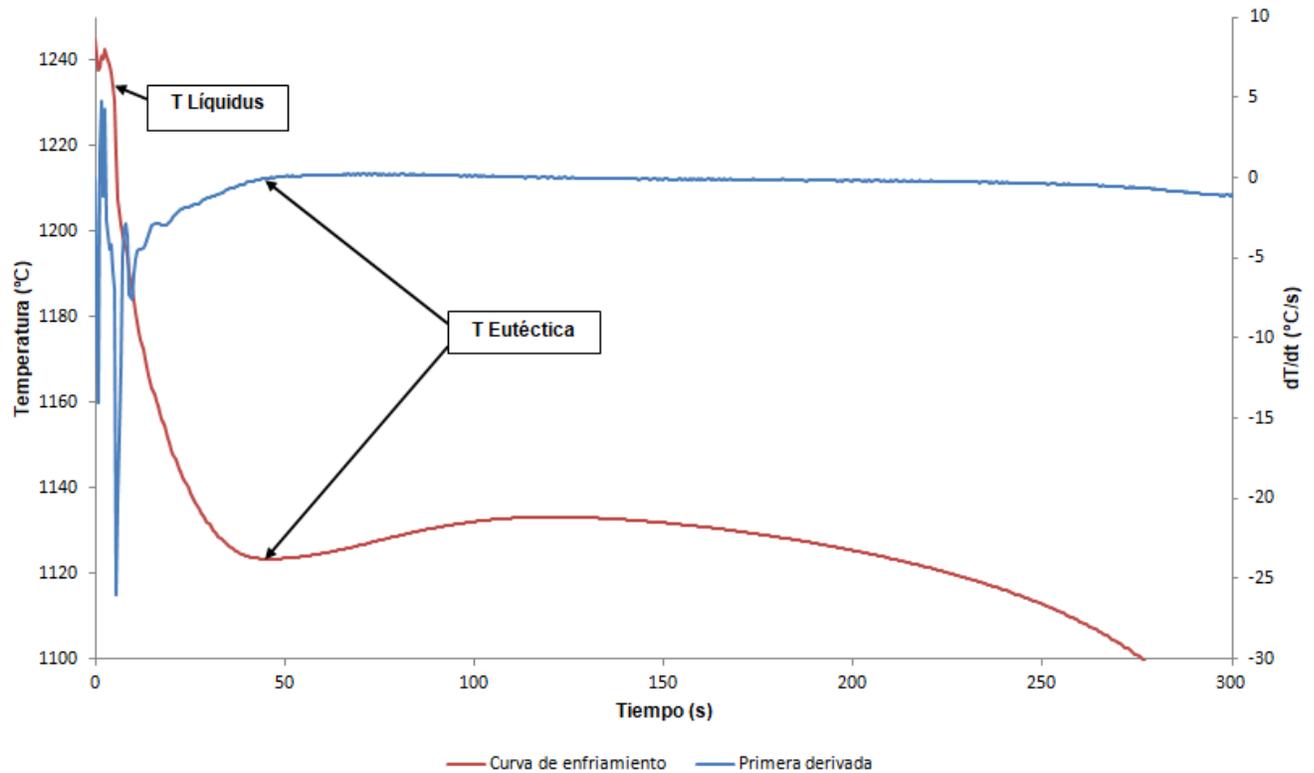


Figura 33. Curva de enfriamiento y primera derivada para el escalón grande (escalón 1). Enfriamiento del líquido y enfriamiento del sólido. Temperatura (°C) y dT/dt (°C/s) vs tiempo (s). Segunda fusión.

En la **Tabla 20** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidus como para la temperatura eutéctica.

Tabla 20. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada).

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt (°C/s)	Temperatura (°C)
T Líquidus			
1° Punto	5.0	-6.98674	1,230.46145
2° Punto	5.5	-25.995038	1,217.463931
T Eutéctica			
1° Punto	45.0	-0.047006	1,123.30558
2° Punto	121.0	-0.00993	1,133.159505

- Temperatura Líquidus≈ **1,217.46-1,230.46°C**
- Temperatura Eutéctica≈ **1,123.30-1,133.16°C**

- Parte enfriamiento del líquido:

En la **Figura 34** se muestra la curva de la primera derivada para la zona líquida junto con la ecuación representativa del escalón 1, obtenidas a partir del programa “Table Curve 2D v5.01”.

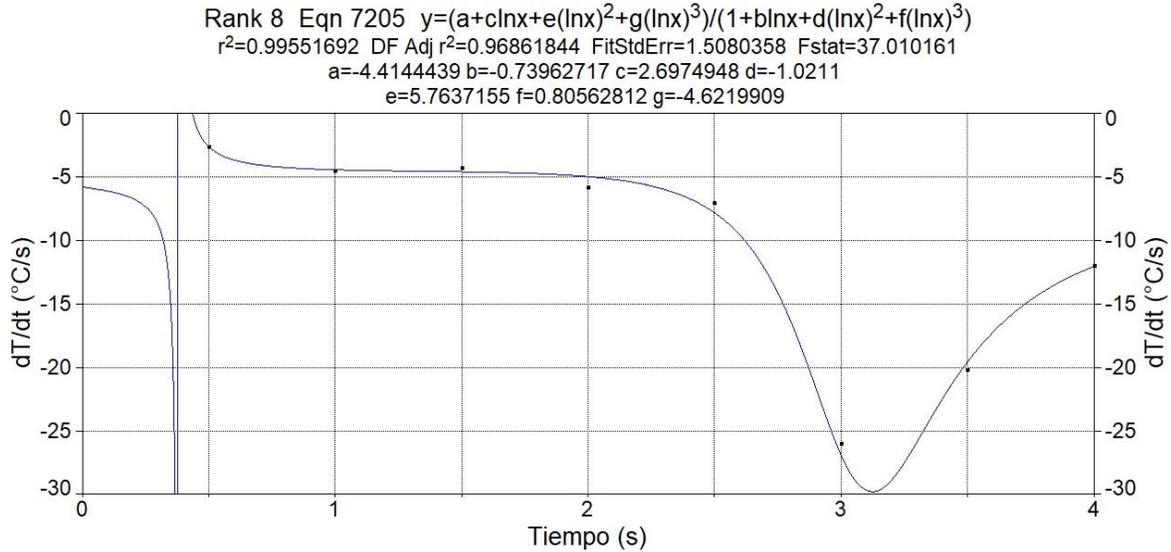


Figura 34. Escalón uno. Gráfica de primera derivada con ecuación representativa. Enfriamiento del líquido. dT/dt ($^{\circ}\text{C/s}$) vs tiempo (t).

$$\text{Ecuación: } Y = \frac{(a+c\ln x+e(\ln x)^2+g(\ln x)^3)}{(1+b\ln x+d(\ln x)^2+f(\ln x)^3)}$$

Parámetros:

a= -4.4144439

b= -0.73962717

c= 2.6974948

d= -1.0211

e= 5.7637155

f= 0.80562812

g= -4.6219909

Resolución.

Para $x=t= 0.5$ segundos

- $$Y = \frac{(-4.4144439 + (2.6974948) \cdot \ln(0.5) + (5.7637155) \cdot (\ln(0.5))^2 + (-4.6219909) \cdot (\ln(0.5))^3)}{(1 + (-0.73962717) \cdot \ln(0.5) + (-1.0211) \cdot (\ln(0.5))^2 + (0.80562812) \cdot (\ln(0.5))^3)}$$
- $$Y = \frac{(-4.4144439 + (2.6974948) \cdot (-0.6931472) + (5.7637155) \cdot (-0.6931472)^2 + (-4.6219909) \cdot (-0.6931472)^3)}{(1 + (-0.73962717) \cdot (-0.6931472) + (-1.0211) \cdot (-0.6931472)^2 + (0.80562812) \cdot (-0.6931472)^3)}$$
- $$Y = \frac{(-4.4144439 - 1.869761 + (5.7637155) \cdot (0.480453) + (-4.6219909) \cdot (-0.33302468))}{(1 + (-0.73962717) \cdot (-0.6931472) + (-1.0211) \cdot (0.480453) + (0.80562812) \cdot (-0.33302468))}$$
- $$Y = \frac{(-6.2842049 + 2.7691944 + 1.53923704)}{(1 + 0.5126705 - 0.4905906 - 0.26829404)}$$
- $$Y = \frac{(-1.97577346)}{(0.75378586)} = -2.62113362$$

Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento a 0.5 segundos en la parte del enfriamiento del líquido es $\approx 2.6211 \text{ }^\circ\text{C/s}$

- Parte enfriamiento del sólido:

En la **Figura 35** se muestra la curva de la primera derivada para la zona bifásica junto con la ecuación representativa del escalón 2, obtenidas a partir del programa "Table Curve 2D v5.01".

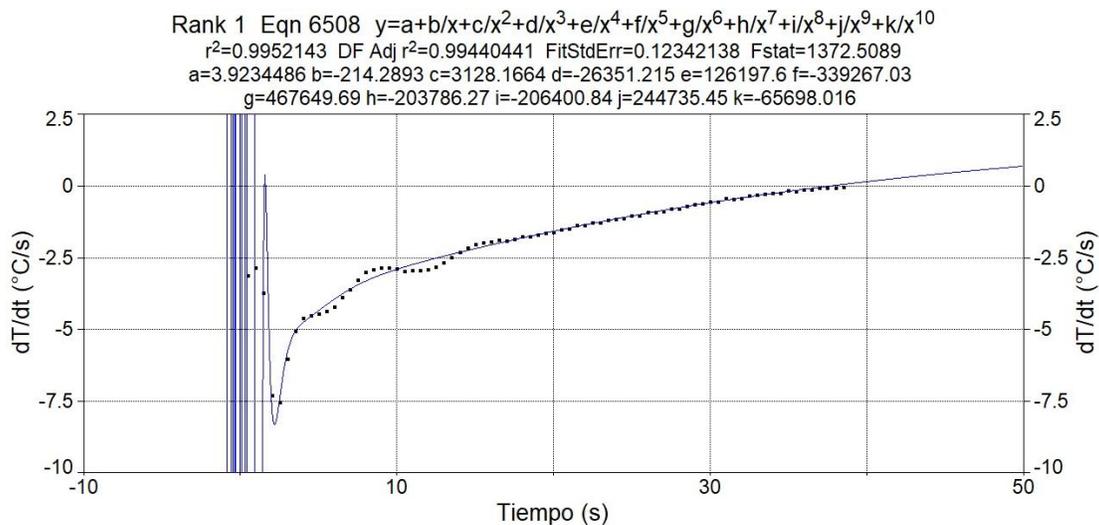


Figura 35. Escalón uno. Gráfica de primera derivada con ecuación representativa. Enfriamiento del sólido. dT/dt ($^\circ\text{C/s}$) vs tiempo (s).

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{x} + \frac{c}{x^2} + \frac{d}{x^3} + \frac{e}{x^4} + \frac{f}{x^5} + \frac{g}{x^6} + \frac{h}{x^7} + \frac{i}{x^8} + \frac{j}{x^9} + \frac{k}{x^{10}}$$

Parámetros:

$$\mathbf{a = 3.9234486}$$

$$\mathbf{b = -214.2893}$$

$$\mathbf{c = 3,128.1664}$$

$$\mathbf{d = -26,351.215}$$

$$\mathbf{e = 126,197.6}$$

$$\mathbf{f = -339,267.03}$$

$$\mathbf{g = 467,649.69}$$

$$\mathbf{h = -203,786.27}$$

$$\mathbf{i = -206,400.84}$$

$$\mathbf{j = 244,735.45}$$

$$\mathbf{k = -65,698.016}$$

Resolución.

Para $x = t = 0.5$ segundos

$$Y = -3.9234486 + \frac{(-214.2893)}{0.5} + \frac{3,128.1664}{0.5^2} + \frac{(-26,351.215)}{0.5^3} + \frac{126,197.6}{0.5^4} + \frac{(-339,267.03)}{0.5^5} \\ + \frac{467,649.69}{0.5^6} + \frac{(-203,786.27)}{0.5^7} + \frac{(-206,400.84)}{0.5^8} + \frac{244,735.45}{0.5^9} + \frac{(-65,698.016)}{0.5^{10}}$$

$$Y = 3.9234486 - 428.5786 + 12,512.6656 - 210,809.72 + 2,019,161.6 - 10,856,544.96 \\ + 29,929,580.16 - 26,084,642.56 - 52,838,615.04 + 125,304,550.4 - 67,274,768.38$$

$$Y = -0.4895514$$

Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento a 0.5 segundos en la parte del enfriamiento del líquido es $\approx \mathbf{0.4896 \text{ } ^\circ\text{C/s}}$

Escalón 2 (sección mediana).

En la **Tabla 21** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidus como para la temperatura eutéctica.

Tabla 21. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada).

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt (°C/s)	Temperatura (°C)
T Líquidus			
1° Punto	1.5	-32.86164	1198.243153
2° Punto	2.0	-25.787204	1185.349551
T Eutéctica			
1° Punto	43.5	-0.000126	1,117.180336
2° Punto	115.5	0.011792	1,130.447519

- Temperatura Líquidus≈ **1,185.34-1,198.24°C**
- Temperatura Eutéctica≈ **1,117.18-1,130.45°C**

- Parte enfriamiento del líquido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{x} + cx^{2.5} + \frac{d}{x^{1.5}} + e\frac{\ln x}{x^2}$$

Parámetros:

$$a = -387.12276$$

$$b = 161.54893$$

$$c = -10.58644$$

$$d = 221.17787$$

$$e = 114.96876$$

- Parte enfriamiento del sólido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{\ln x} + \frac{c}{(\ln x)^2} + \frac{d}{(\ln x)^3} + \frac{e}{(\ln x)^4} + \frac{f}{(\ln x)^5} + \frac{g}{(\ln x)^6} + \frac{h}{(\ln x)^7} + \frac{i}{(\ln x)^8} + \frac{j}{(\ln x)^9} + \frac{k}{(\ln x)^{10}}$$

Parámetros:

$$\mathbf{a} = -2.9090921$$

$$\mathbf{b} = 559.19514$$

$$\mathbf{c} = -6,086.1818$$

$$\mathbf{d} = 27,453.027$$

$$\mathbf{e} = -64,601.175$$

$$\mathbf{f} = 80,640.267$$

$$\mathbf{g} = -41,413.459$$

$$\mathbf{h} = -15,208.063$$

$$\mathbf{i} = 30,773.03$$

$$\mathbf{j} = -14,382.341$$

$$\mathbf{k} = 2,263.6144$$

Escalón 3 (sección pequeña).

En la **Tabla 22** se muestran los datos obtenidos de la gráfica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada). Se muestran los puntos en los cuales se encuentra el rango de temperaturas tanto para Líquidus como para la temperatura eutéctica.

Tabla 22. Datos obtenidos a partir de la grafica combinada (curva de enfriamiento y primera derivada).

Puntos	Tiempo (s)	dT/dt (°C/s)	Temperatura (°C)
T Líquidus			
1° Punto	2.5	3.346008	1,177.937003
2° Punto	3.5	-22.555974	1,158.607102
T Eutéctica			
1° Punto	38.0	-0.048536	1,107.156143
2° Punto	91.5	0.023078	1,120.796668

- Temperatura Líquidus≈ **1,158.60-1,177.94°C**
- Temperatura Eutéctica≈ **1,107.15-1,120.80°C**

- Parte enfriamiento del líquido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + \frac{b}{\ln x} + \frac{c}{(\ln x)^2} + \frac{d}{(\ln x)^3} + \frac{e}{(\ln x)^4} + \frac{f}{(\ln x)^5} + \frac{g}{(\ln x)^6} + \frac{h}{(\ln x)^7} + \frac{i}{(\ln x)^8} + \frac{j}{(\ln x)^9} + \frac{k}{(\ln x)^{10}}$$

Parámetros:

a= 0.66190286

b= 118,564.89

c= -1,032,337.9

d= 3,714,184.4

e= -6,971,594.4

f= 6,804,151.5

g= -2,164,677.9

h= -2,103,792.4

i= 2,474,626.3

j= -978,104.73

k= 138,937.27

- Parte enfriamiento del sólido:

$$\text{Ecuación: } Y = a + b \ln x + c(\ln x)^2 + d(\ln x)^3 + e(\ln x)^4 + f(\ln x)^5 + g(\ln x)^6 + h(\ln x)^7 + i(\ln x)^8 + j(\ln x)^9 + k(\ln x)^{10}$$

Parámetros:

a= 0.00735126

b= 3.0423581

c= -15.268311

d= 14.690963

e= 14.904201

f= -38.559965

g= 31.744809

h= -13.78736

i= 3.3985451

j= -0.45085257

k= 0.02507586

En la **Tabla 23** se muestran las velocidades obtenidas de la ecuación de la primera derivada (velocidad de enfriamiento), a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la parte líquida.

Tabla 23. Valores comparativos de velocidad de enfriamiento a diferentes segmentos de la zona del enfriamiento de líquido. Segunda fusión.

	Inicio (°C/s)	Mitad (°C/s)	Final (°C/s)
Escalón 1 (Grande)	-2.62113346	-4.9606109	-12.0520159
Escalón 2 (Mediano)	-1.39533136	-32.8600376	-10.9025264
Escalón 3 (Chico)	-2.55368095	-2.55331996	-3.4948608

En la **Figura 36** se muestran graficadas las velocidades de enfriamiento a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona líquida para cada uno de los 3 escalones.

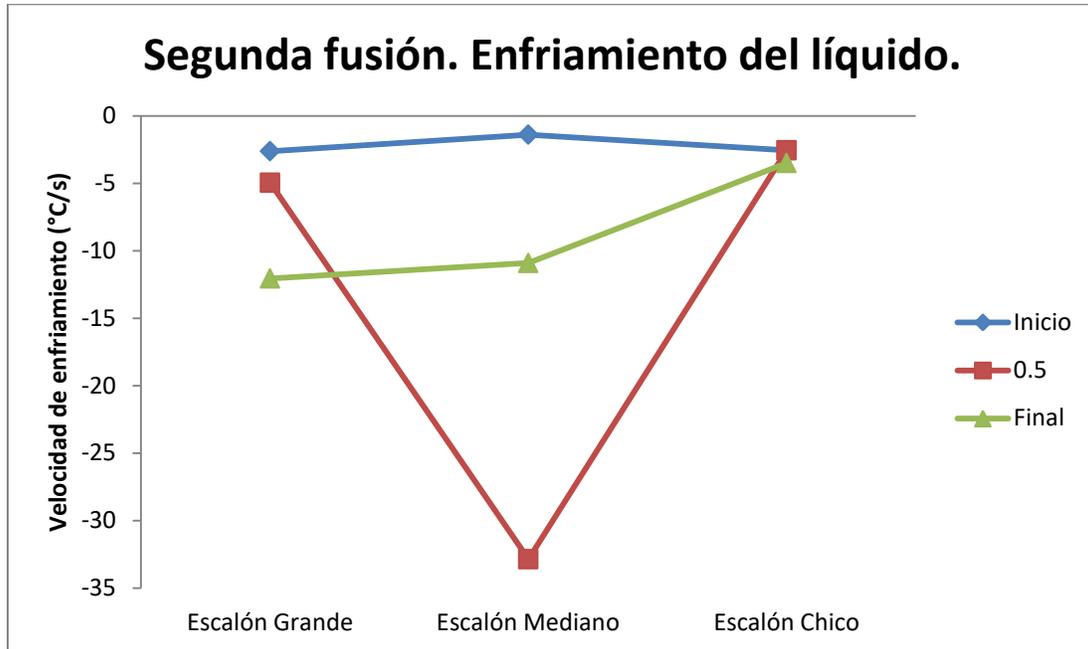


Figura 36. Gráfica de velocidad de enfriamiento (°C/s) para los tres escalones a diferentes segmentos de la zona líquida. Segunda fusión.

En la **Tabla 24** se muestran las velocidades obtenidas de la ecuación de la primera derivada (velocidad de enfriamiento), a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona bifásica.

Tabla 24. Valores de velocidades de enfriamiento para la zona bifásica. Segunda fusión.²

	Inicio (°C/s)	Mitad (°C/s)	80% (°C/s)	Final (°C/s)
Escalón 1 (Grande)	-0.4935514	-1.66123997	-0.50981629	0.05971826
Escalón 2 (Mediano)	-2.31209425	-1.43817696	-0.4180908	0.22503832
Escalón 3 (Chico)	0.05944417	-1.48917436	-0.58109228	-0.02432915

² El 80% se refiere a la medición de la velocidad de enfriamiento a un tiempo equivalente al 80% del total de tiempo que conlleva la zona bifásica (T Líquidus a T mínima del subenfriamiento).

En la **Figura 37** se muestran graficadas las velocidades de enfriamiento a diferentes segmentos de la curva de enfriamiento, en la zona bifásica para cada uno de los 3 escalones.

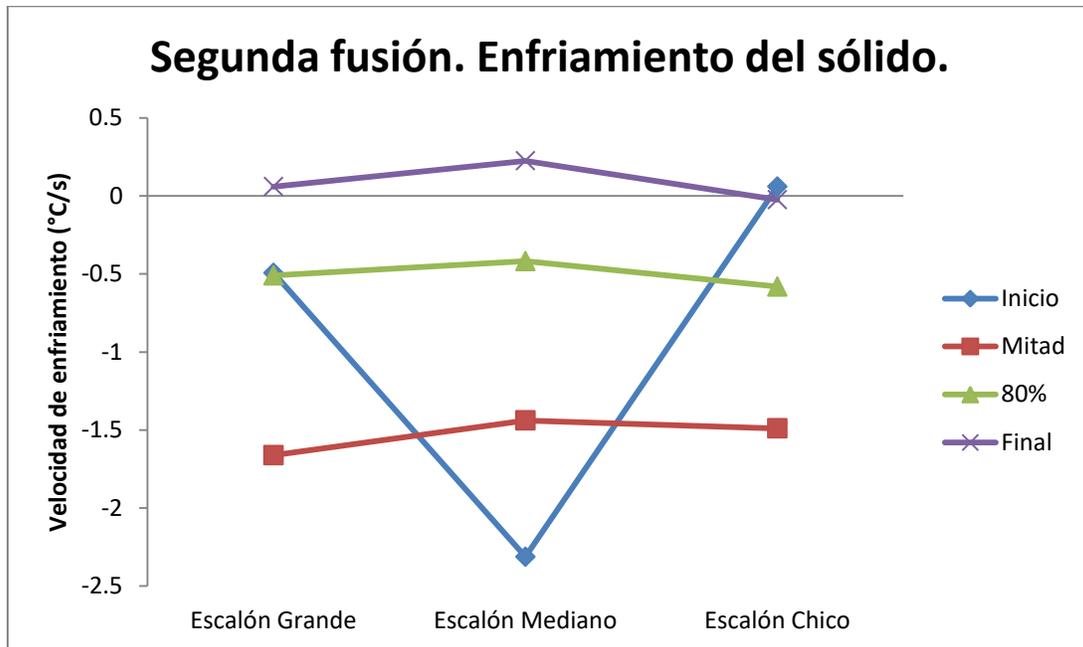
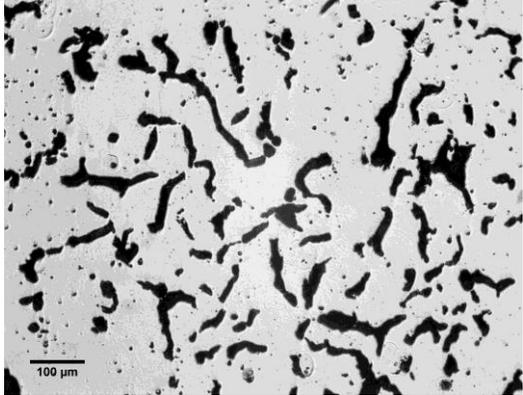
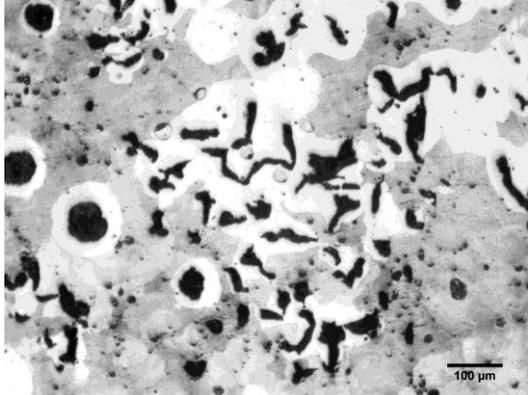
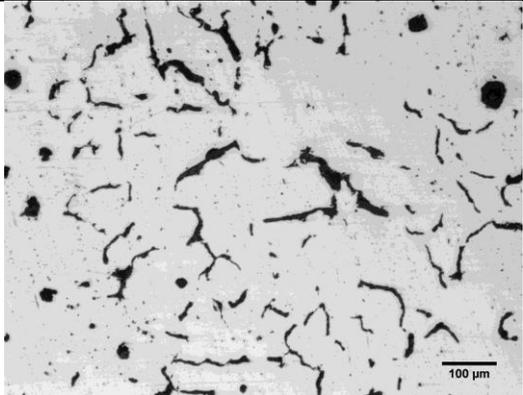
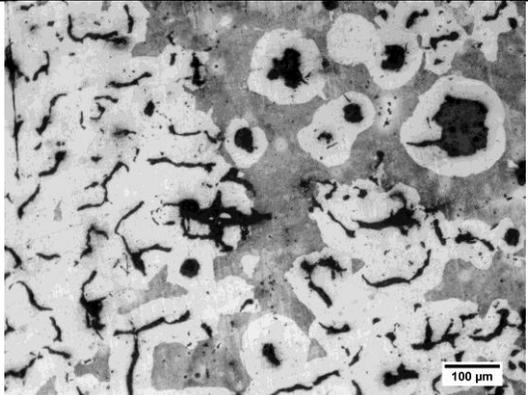


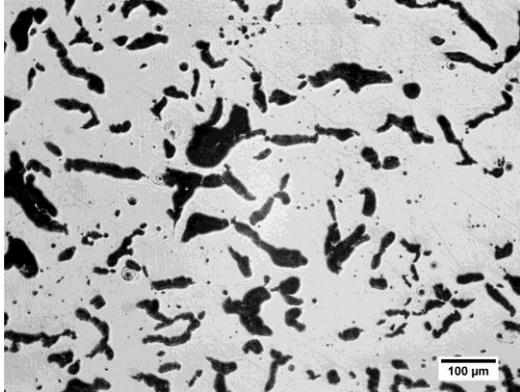
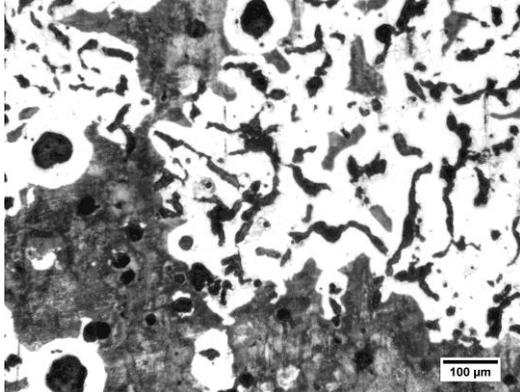
Figura 37. Gráfica de velocidad de enfriamiento (°C/s) para los tres escalones a diferentes segmentos. Zona bifásica. Segunda fusión.

3.2.3 Metalografía

En la **Tabla 25** se muestran las fotografías de las metalografías que se tomaron a cada uno de los tres escalones, sin y con ataque.

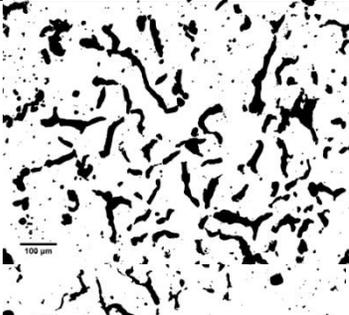
Tabla 25. Imágenes de metalografía para cada uno de los escalones. Sin y con ataque. Segunda fusión.

	Sin ataque	Con ataque
Escalón 1 (grande)	 <p>A) Centro de la pieza. Se observa una gran cantidad de vermículos formados. Muy poca ó nula aparición de esferoides.</p>	 <p>B) Matriz perlítica-ferrítica. Ferrita alrededor del grafito precipitado. A simple vista se tiene porcentaje aproximado de 70-30 (perlita-ferrita). Ataque Nital 3.</p>
Escalón 2 (mediano)	 <p>C) Centro de la pieza. Se observa una pequeña aparición de esferoides. Los vermículos que aparecen son más delgados que en los del escalón grande.</p>	 <p>D) Matriz ferrítica-perlítica. Se observa ferrita alrededor del grafito precipitado. A simple vista, existe un porcentaje de 40% perlita y 60% de ferrita. Ataque Nital 3.</p>

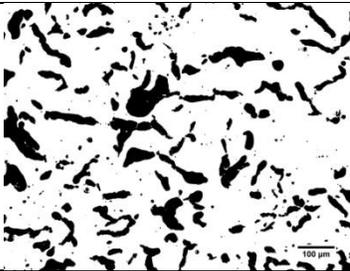
Escalón 3 (pequeño)		
	E) Centro de la pieza. Se observa una gran cantidad de vermicúlos formados. Poca ó nula presencia de esferoides. Existencia de pequeñas partículas de grafito, probablemente carbono grafito secundario (Cg _s).	F) Matriz ferrítica-perlítica. Se observa ferrita alrededor del grafito precipitado. A simple vista, existe un porcentaje de 40% perlita y 60% de ferrita. Ataque Nital 3.

3.2.4 Medición del porcentaje de nodularidad

Tabla 26. Porcentaje de nodularidad para cada uno de los escalones. Segunda fusión.

Escalón	Fotografía	Σ_A nódulos (μm^2)	Σ_A intermedios (μm^2)	$0.5 \times \Sigma_A$ intermedios (μm^2)	Σ_A partículas totales (μm^2)	% de nodularidad
1 (grande)		8,748.495	7,350.438	3,675.219	115,316.033	10.7736
2 (mediano)		10,041.551	1,306.214	653.107	61,267.826	17.4556

3
(pequeño)



15,101.741 12,932.954 6,466.477 168,560.583 **12.7955**

En la **Figura 38** se muestra una gráfica del %porcentaje de nodularidad vs Escalón. Se incluyen las dos fusiones.

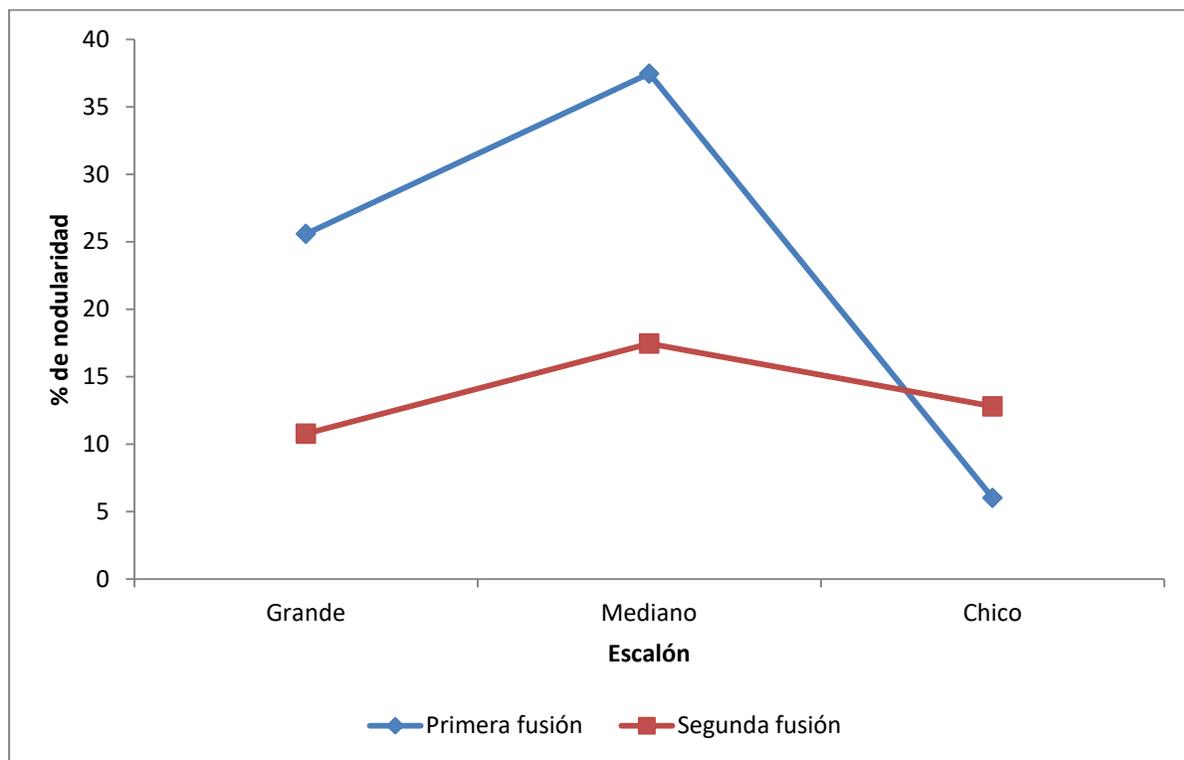


Figura 38. Gráfica de % de nodularidad vs Escalón. Primera y segunda fusión.

3.2.5 Dureza

En la **Tabla 27** se muestran los valores de la huella, y de la dureza (Dureza Brinell) para cada uno de los tres escalones para la segunda fusión.

Tabla 27. Datos de dureza Brinell HB para los tres escalones. Segunda fusión.

	Escalón 1	Escalón 2	Escalón 3
Huella 1	4.365	4.37	4.5

(mm)			
Dureza Brinell (kg/mm²)	197.39	197.40	197.82
Huella 2 (mm)	4.375	4.36	4.46
Dureza Brinell (kg/mm²)	197.42	197.37	197.69
Huella 3 (mm)	4.355	4.51	4.555
Dureza Brinell (kg/mm²)	197.36	197.86	198.00
Promedio Dureza Brinell (kg/mm²)	197.39	197.54	197.837

En la **Figura 38** se muestra graficado la dureza Brinell con respecto al número de escalón.

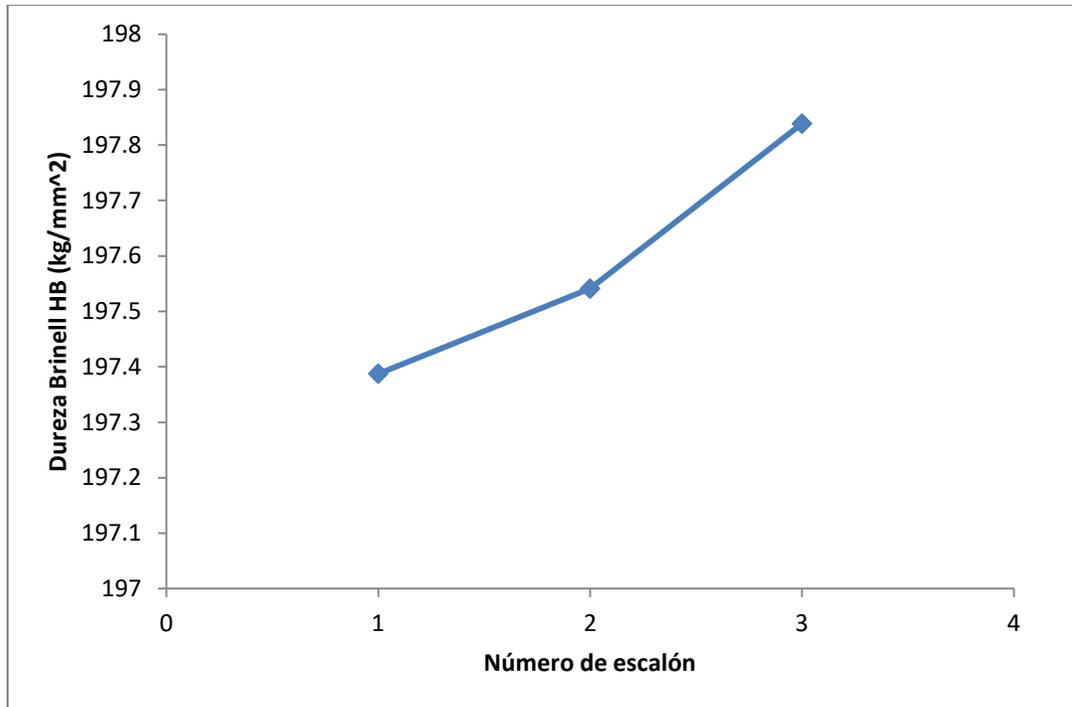


Figura 39. Gráfica de Dureza Brinell HB vs número de escalón.

Capítulo 4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

A continuación se discuten los resultados obtenidos en el desarrollo de este trabajo. Se presentan en cuatro secciones: Análisis químico, Análisis térmico y curvas de enfriamiento, Análisis Metalográfico (Metalografía y obtención del porcentaje de nodularidad) y Dureza.

4.1 Análisis químico

Como primera sección del análisis de resultados, se tiene la composición química, para esto, se utiliza los datos que se encuentran en la **Tabla 9 y 19** mostradas en el capítulo de resultados.

Analizando estas tablas anteriormente mencionadas, se observa en general que los porcentajes de cada elemento son menores en la segunda fusión (Titanio por la condición que se estableció para la segunda fusión: $Ti \approx 0.08\%$). Esto puede deberse a que en la segunda fusión hubo un llenado de la olla en exceso, pues se tenía una marca de límite (10 kg) en la olla, al agregarse más de lo requerido, el magnesio principalmente bajo en cantidad; en la parte del análisis metalográfico se comentará el efecto de la disminución de la cantidad de magnesio entre las dos fusiones con respecto a la morfología del grafito compacto.

Otro aspecto a analizar son los elementos que tienen influencia sobre el carbono equivalente (C, Si y P), ya que estos, al bajar en su composición química con respecto a la primera fusión, causarán por tanto la disminución del Carbono Equivalente. El Carbono Equivalente para la primera fusión es de 4.476% (por lo tanto, hiper-eutéctico), mientras que para la segunda fusión es de 4.280% (hipo-eutéctico). Más adelante, se realizará conjuntamente el análisis de la composición química tomando en cuenta la microestructura y la velocidad de enfriamiento.

4.2 Análisis térmico

Continuando con el análisis, se llega a una sección que es de las más importantes del trabajo, pues aquí es donde se analiza todo lo referente al análisis térmico para cada uno de los escalones, y relacionar los sub-enfriamientos, las velocidades de enfriamiento, las temperaturas Líquidus y eutéctica con las dimensiones de los tres escalones utilizados para este trabajo.

Por medio del análisis térmico, se obtuvo la curva de enfriamiento, las temperaturas “Liquidus” y eutéctica, y la ecuación que representa la velocidad de enfriamiento tanto en la parte líquida como en la zona bifásica ó de solidificación (L+C_g).

Como primer análisis, se tiene la **Tabla 29**, en donde se encuentran las temperaturas Líquidus y eutéctica para las dos fusiones. La tendencia encontrada para las temperaturas ya mencionadas, fue de que a menor espesor de escalón, menor serán

estas temperaturas, y son más cercanas a las temperaturas mostradas en un diagrama estable Fe-C (1153°C para la temperatura eutéctica).

Tabla 28. Comparativo de las temperaturas Líquidus y eutéctica para las dos fusiones.

	Escalón 1	Escalón 2	Escalón 3
Primera fusión			
T. Líquidus (°C)	1213.78-1231.31	1206.66-1206.73	1181.37-1182.85
T. Eutéctica (°C)	1,128.56-1,138.61	1,116.89-1,123.91	1,108.16-1,117.71
Segunda fusión			
T. Líquidus (°C)	1217.46-1230.46	1185.34-1198.24	1158.60-1177.94
T. Eutéctica (°C)	1,123.30-1,133.16	1,117.18-1,130.45	1,107.15-1,120.80

Pasando al análisis de las velocidades de enfriamiento, empezando por la primera fusión, se utiliza los datos mostrados en la **Tabla 14** y en la **Figura 30**, pues lo que más interesa es el comportamiento en la zona bifásica (solidificación). Para este análisis se tomaron velocidades en cuatro zonas de la curva de enfriamiento de la zona bifásica (inicio, mitad, 80% del tiempo total y al final del segmento). En el inicio se observa un comportamiento que no corresponde al de las otras tres zonas. Hay una menor velocidad en el escalón mediano que en los otros dos; esto se explica de dos distintas maneras, la primera, al ser el inicio del segmento, podría decirse que es la continuación de la curva de primera derivada de la zona líquida, por lo que viene de un mínimo, que es la transición de esta zona a la zona bifásica (L+C_g), es por esto que aquí se encuentran valores muy negativos a comparación de las otras tres áreas de estudio de la curva; la segunda, por módulos de solidificación, en donde se observa en la **Tabla 7** que el escalón mediano tiene un valor mayor a los otros dos escalones, por lo que es el que solidifica al último, así que en general este escalón tendrá valores de velocidad de enfriamiento menores a los otros dos. En cuanto a la zona de la mitad, 80% y el final tienen un comportamiento muy parecido, teniendo la siguiente tendencia: a espesores menores, menor será la velocidad de enfriamiento, cosa que no concuerda con la teoría, pero al igual que en otros casos analizados en este capítulo, al ser valores muy cercanos entre sí, podemos concluir que el no existir la tendencia que esperamos no es algo erróneo, sino simplemente esto se atribuye a otras cuestiones, como falta de

exactitud en los equipos, o discrepancia de criterios a la hora del análisis térmico, ya que a la hora de proceder a obtener temperaturas ó velocidades de enfriamiento, se propusieron distintos criterios para tomar los puntos máximos y mínimos tanto de la primera derivada como de la curva de enfriamiento, y a consecuencia de esto, muy diferentes valores de temperaturas y velocidades de enfriamiento entre criterio y criterio.

Para las velocidades de enfriamiento de la segunda fusión, se tiene un comportamiento muy similar que los de la primera fusión, pues la zona del inicio dispara los valores de velocidad de enfriamiento. Para las otras tres zonas siguen el mismo comportamiento, solo que ahora las menores velocidades de enfriamiento se encuentran en el escalón mediano, como la teoría de los módulos de solidificación lo explica, el escalón mediano, al tener menos área de escape de calor, será el último en solidificar, y por tanto, el de menores velocidades de enfriamiento con respecto a los otros dos. De nuevo, al ser valores muy cercanos entre sí, no se puede concluir si esta tendencia es errónea ó no.

4.3 Análisis Metalográfico

Una de las áreas más importantes a analizar, pues el objetivo de este proyecto es conocer el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la morfología del grafito que se precipitará en cada uno de los escalones.

Primero se comienza el análisis de las metalografías sin ataque, para conocer la morfología del grafito que precipitó. Para las figuras de la **Tabla 15** (A, C, E) se tiene que a comparación de las metalografías de la segunda fusión, figuras que aparecen en la **Tabla 25** (A, C, E) se aprecian muchos más vermículos, y respaldando esta cuestión con las **Tablas 17 y 26** que se encuentran en el capítulo de resultados, y observando la figura 40, existe en general una menor nodularidad en la segunda fusión que en la primera. Esto se explica fácilmente por la cantidad de magnesio que se tiene en cada una de las composiciones químicas; pues observando la **Figura 6** (curva de % de nodularidad vs % de magnesio) hay un rango en donde puede existir el hierro vermicular, saliendo de este rango se puede tener hierro gris (nula cantidad de

magnesio) ó hierro dúctil (valores mayores de magnesio), por lo que a valores mayores de porcentaje de magnesio (como en la primera fusión), habrá mayor posibilidad de obtener un hierro dúctil, y es por esto que existe mayor porcentaje de nodularidad en la primera fusión.

Ahora bien, analizando el porcentaje de nodularidad en base a las velocidades de enfriamiento se observó que las menores velocidades de enfriamiento se encontraron en el escalón mediano para ambas fusiones. De acuerdo a los fundamentos teóricos expuestos, a menores velocidades de enfriamiento habrá mayor posibilidad de formación de vermículos, trasladado esto a módulos de solidificación, mientras más grande sea el módulo, menor velocidad de enfriamiento tendrá (escalón mediano). Tanto en la primera y segunda fusión no se cumple esto, pues el escalón mediano tiene la mayor nodularidad en ambos casos respecto a los otros dos escalones. En la primera fusión si resalta mucho su valor del porcentaje de nodularidad, y teniendo en cuenta que el escalón chico tiene muy poca nodularidad podemos determinar que existe algo que no concuerda con lo que se encuentra en la teoría. Observando sus respectivas metalografías sin ataque, se observa que hay demasiadas partículas (probablemente carbono grafito secundario) que inclusive con los parámetros establecidos en el analizador de imágenes, no pudieron ser limpiadas en su totalidad, y es gracias a esto que nuestro análisis de nodularidad no es del todo correcto, aún usando la norma ISO 16112.

Para la nodularidad de la segunda fusión, no existe realmente una tendencia, pero a diferencia de la primera fusión, los valores son muy cercanos entre si, por lo que esto se puede atribuir únicamente a la metalografía analizada. No se puede concluir que la no existencia de una tendencia sea lo adecuado ó no, simplemente esto es dependiente de la zona donde se tome la fotografía, pues se puede encontrar en un área donde existan más o menos partículas del tipo grafito precipitado, y esto es muy difícil de controlar.

En la primera fusión, para el escalón grande se observa lo que se esperaba, una gran cantidad de grafito precipitado en forma de vermículo, cosa que no sucede en los otros dos escalones (mediano y pequeño), pues las fotografías tomadas contienen

demasiadas partículas pequeñas de grafito precipitado, ya que existen en estos dos escalones la precipitación de muchas y pequeñas partículas de grafito, lo que probablemente se considere carbono grafito secundario (Cg s); una vez dicho esto, a la hora del análisis de software, por estos fenómenos ocurridos, se encontraron bastantes partículas en total, y por el efecto del grafito explotado, el software tomo muy pocas partículas como circulares, y es por esto el bajo valor de porcentaje de nodularidad en éste. Los criterios del software se encuentran en el **Anexo II**.

Para el escalón grande y pequeño de la segunda fusión, se tiene una nodularidad próxima a 10% para ambos casos, de acuerdo a la norma ISO 16112, se considera vermicular un hierro al tener un porcentaje de nodularidad de 20% ó menor, con esto, las morfologías de estos dos escalones están muy cerca de lo que esperamos. El escalón mediano de esta misma fusión tiene un valor mayor al de los otros dos, pero no sobrepasando el valor del 20% de nodularidad.

Para las metalografías de la primera fusión, son las figuras que se encuentran en la **Tabla 15** (B, D, F), y tomando como referencia la **Tabla 9** de composición química (Tabla 9), tenemos una matriz perlítica entre un 70 y un 90%, esto debido a la cantidad de manganeso (0.6%) donde aseguramos dicha matriz, y con la cantidad de cobre (0.3%), y conociendo que es un elemento estabilizador de la perlita, existirá una matriz mayoritariamente perlítica, salvo por la ferrita, que durante la solidificación, al formarse desde la austenita, y por la difusión de átomos de carbono de ésta hacia el núcleo de grafito formado, se encontrará ferrita alrededor de éste, y debido también a la gran cantidad de elemento alfégeno (Silicio) y también a la velocidad de enfriamiento; debido a esto, no se puede tener una matriz 100% perlítica.

Para las metalografías de la segunda fusión con ataque, figuras que se encuentran en la **Tabla 25** (B, D, F), se tiene que en el escalón grande existe una matriz perlítica ferrítica (60%-40%), esto sucede por lo comentado anteriormente, tenemos la suficiente cantidad de manganeso (arriba de 0.6%) para asegurar matriz perlítica, y la cantidad de cobre suficiente como estabilizador de la perlita; mientras que en el escalón mediano y chico gobierna una matriz ferrítica-perlítica. Esto podría explicarse debido al tratamiento de inoculación, ya que en la segunda fusión se planeó tener una inoculación del 0.15%

base silicio, por lo que al solidificar el metal, existió la precipitación de muchos más grafito, y la ferrita, nuevamente, se encuentra alrededor de los grafitos precipitados; por lo que así se tendrá una metalografía con bastante carbono grafito en forma de vermículo y una gran cantidad de ferrita a su alrededor para la segunda fusión.

4.4 Dureza

Por último, uno de los parámetros también que fueron medibles en este caso, fue la dureza, ya que, haciendo una analogía con un acero, se sabe que la velocidad de enfriamiento influye bastante en la dureza que tendrá dicho acero al final de cualquier tratamiento térmico que se le realice. Al igual que los aceros, los hierros son muy susceptibles a la velocidad de enfriamiento a la que estén expuestos, y con esto, las propiedades serán diferentes. Para medir esta propiedad (dureza), se usó un equipo de medición de dureza Brinell, realizando tres indentaciones a lo largo del escalón. Apoyándose de la **Figura 40** para este análisis, para la primera fusión, no existe una tendencia como tal entre las durezas de los tres escalones. Para la segunda fusión si se encuentra una tendencia, hay mayor valor de dureza a medida que el espesor disminuye. Analizando esto, esta tendencia es la correcta, pues apoyándose de la fundamentación teórica, a mayores velocidades de enfriamiento (efecto que se tiene en el escalón pequeño), tendremos mayores valores de dureza, ya sea por la formación de perlita ó de pequeños esferoides de grafito. Ahora bien, comparando los valores de dureza tanto entre los escalones de la misma fusión, como de los de la otra fusión, se tiene que estos valores están entre 197 y 198 kg/mm², por lo que al estar en un rango de solo una unidad, esta propiedad no es afectada por la velocidad de enfriamiento de una manera importante, que podemos concluir de este análisis que la dureza es prácticamente la misma en cualquiera de estos tres escalones.

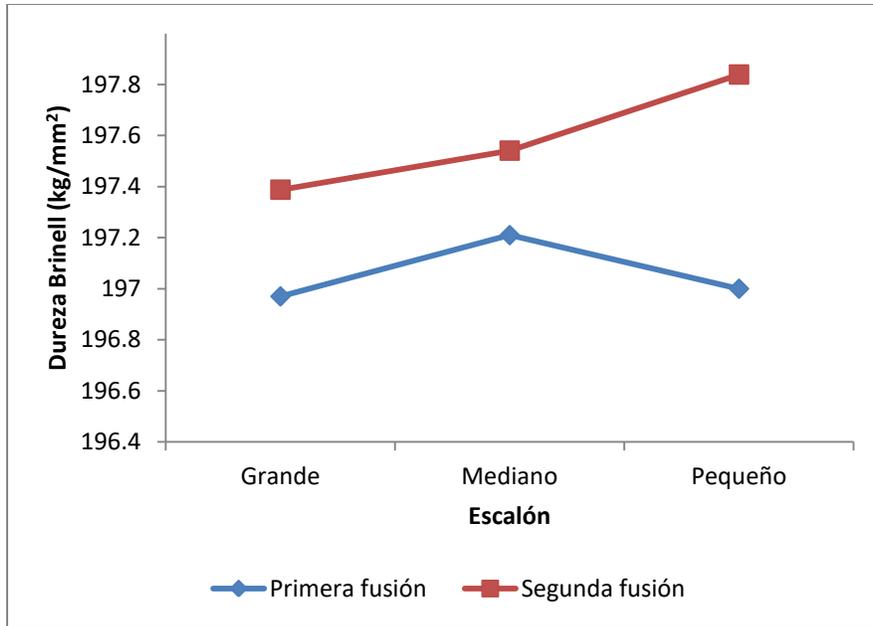


Figura 40. Gráfica de dureza Brinell (kg/mm^2) vs escalón. Primera y segunda fusión.

CONCLUSIONES

- Se observó que a menores velocidades de enfriamiento (escalón 1 y 2), se obtiene una mayor cantidad de vermículos, y por lo tanto, obtener un hierro vermicular.
- No existe una tendencia como tal entre la velocidad de enfriamiento y el porcentaje de nodularidad en este trabajo.
- La velocidad de enfriamiento no influye de manera importante en la dureza para este trabajo de investigación.
- Al ser espesores muy similares entre escalón y escalón, los parámetros medidos (porcentaje de nodularidad, velocidad de enfriamiento y dureza) no varían de manera significativa, por esto no existe una tendencia específica.

Bibliografía

- [1] Askeland, D. R. (1998). *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. International Thomson, México.
- [2] Brown, J.R. (2000) *Foseco Ferrous Foundryman's Handbook* (pp 84-89). Woburn, Massachusetts: Butterworth Heinemann.
- [3] (1971). En T. G. Inc., *Gray and Ductile Iron Castings Handbook* (pág. 116). Cleveland: The Gray and Ductile Iron Founders' Society Inc.
- [4] Tenekendjiev, N. (1992). *Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminium-Silicon Alloy*. EUA: Susan P. Thomas.
- [5] ASM Metals Handbook. (1990). *Properties and selection: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys* (Vol. 1). AM International.
- [6] ASM Metals Handbook. (1992). *Casting* (9° ed., Vol. 15). ASM International.
- [7] Hoseini Hooshyar, H. (2011). *Thermal Analysis of Compacted Graphite Iron*. CHALMERS UNVIERSITY OF TECHNOLOGY,. Gothenburg, Sweden.
- [8] ISO, (.I. (2006). *ISO 16112 Compacted (vermicular) graphite cast irons – Classification*. Suiza: ISO.
- [9] (s.f.)FUNDINOX CHILE S.A.: http://www.fundinox.cl/ASTM_A536.pdf; consultado el 3 de Octubre de 2017
- [10] Flores Vargas, Claudia. (2003). *Morfología del grafito compacto en el hierro vermicular* (tesis de licenciatura). Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México, México.
- [11] Flores Rosas, Clara Saraid. (2016). *Determinación de la temperatura Ms para un hierro dúctil con carburos a través del análisis térmico* (tesis de licenciatura). Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México, México.

[12] Delgadillo Plata, Nancy Adriana (2011). *Estudio de la relación variables de proceso, microestructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto* (tesis de maestría). Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, Monterrey, México

[13] Delgadillo Palma N. A. (2011). *Estudio de la relación de variables de proceso, microestructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto*. (Tesis de maestría). Universidad Autónoma de Nuevo León, Monterrey, México.

ANEXO I. Balance de carga general

En esta sección se muestra el balance de carga realizado para las dos fusiones. Se muestra la cantidad aportada por cada elemento, tanto para el hierro como el acero utilizado. Se presentan también los datos de análisis químico de las chatarras a utilizar, así como también de las materias de ajuste y la eficiencia de cada elemento en el horno.

Balance primera fusión.

Los datos empleados para esta sección, se presentan a continuación:

- Hierro colado: 57kg (60%)
- Acero: 38kg (40%)
- Materia prima de ajuste:
 - Recarburante: 99.8% C (n=96%)
 - FeSi: 75% Si (n=99%)
 - FeMn: 73% Mn (n=98%)

Tabla 29. Composiciones químicas de chatarras y metal base. Primera fusión.

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu
Hierro	2.8	1.5	0.47	0.018	0.017	0.005	0.19
Acero	0.07	0.03	0.27	0.008	0.01	0.016	0.0
100-70-03	4.2	2.45	0.6	0.015	0.05	0.05	0.35

Cantidades aportadas por chatarras.

- Hierro colado: 57 kg (60%)

$$C = 57 \text{ kg} \left(\frac{2.8\% C}{100\% \text{ Metal}} \right) = 1.596 \text{ kg} \quad P = 57 \text{ kg} \left(\frac{0.017\% P}{100\% \text{ Metal}} \right) = 0.00969 \text{ kg}$$

$$Si = 57 \text{ kg} \left(\frac{1.5\% Si}{100\% \text{ Metal}} \right) = 0.855 \text{ kg} \quad Ti = 57 \text{ kg} \left(\frac{0.005\% Ti}{100\% \text{ Metal}} \right) = 0.00285 \text{ kg}$$

$$Mn = 57 \text{ kg} \left(\frac{0.47\% Mn}{100\% \text{ Metal}} \right) = 0.2679 \text{ kg} \quad Cu = 57 \text{ kg} \left(\frac{0.19\% Cu}{100\% \text{ Metal}} \right) = 0.1083 \text{ kg}$$

$$S = 57 \text{ kg} \left(\frac{0.018\% S}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.01026 \text{ kg}}$$

- Acero: 38 kg (40%)

$$C = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.07\% C}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0266 \text{ kg}} \quad P = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.0038\% P}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.001444 \text{ kg}}$$

$$Si = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.03\% Si}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0114 \text{ kg}} \quad Ti = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.016\% Ti}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00608 \text{ kg}}$$

$$Mn = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.27\% Mn}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.1026 \text{ kg}} \quad S = 38 \text{ kg} \left(\frac{0.008\% Cu}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00304 \text{ kg}}$$

$$\text{Carga total} = \text{kg}_{\text{hierro}} + \text{kg}_{\text{acero}} = 57 \text{ kg} + 38 \text{ kg} = 95 \text{ kg}$$

Cantidades requeridas (kg) de cada elemento.

$$C = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{4.2\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{94\%}{100\%} \right)} = 4.2447 \text{ kg} \quad P = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.05\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.0475 \text{ kg}$$

$$Si_{\text{Horno}} = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{2.45\%}{100\%} - \frac{0.318\% \text{ Nod}}{100\%} - \frac{0.10\% \text{ Inoc}}{100\%} \right)}{\left(\frac{94\%}{100\%} \right)} = 4.2447 \text{ kg}$$

$$Mn = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.6\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{98\%}{100\%} \right)} = 0.5816 \text{ kg} \quad Cu = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.35\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.3376 \text{ kg}$$

$$S = 95 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.015\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.01425 \text{ kg}$$

Balance para cada elemento.

Para este balance se usa la siguiente ecuación de manera general, esto con el fin de calcular las cantidades necesarias y requeridas por elemento.

Cantidad requerida = Aporte de hierro + Aporte de acero + Necesario

Carbono

$$4.2447 = 1.596 + 0.0266$$

$$4.2447 > 1.6226$$

$$4.2447 - 1.6226 = 2.6221 \text{ kg recarburante}$$

$$\text{Rec} = \frac{2.6221 \text{ kg}}{(0.998)} = 2.6273 \text{ kg se adicionan en el horno}$$

Silicio

$$2.0108 = 0.855 + 0.0114$$

$$2.0108 > 0.8664$$

$$2.0108 - 0.8664 = 1.144 \text{ kg FeSi}$$

$$\text{FeSi} = \frac{1.144}{(0.75)} = 1.5253 \text{ kg se adicionan en el horno}$$

Manganeso

$$0.5816 = 0.2679 + 0.1026$$

$$0.5816 > 0.3705$$

$$0.5816 - 0.3705 = 0.211 \text{ kg FeMn}$$

$$\text{FeMn} = \frac{0.211 \text{ kg}}{(0.73)} = 0.2890 \text{ kg FeMn se adicionan en el horno}$$

Azufre

$$0.01425 = 0.01026 + 0.00304$$

$$0.01425 > 0.0133 \text{ Está dentro de la composición química}$$

Fósforo

$$0.0475 = 0.00969 + 0.0038$$

$$0.0475 > 0.01349 \text{ Está dentro de la composición química}$$

Balance segunda fusión.

Los datos empleados para esta sección, se presentan a continuación:

- Hierro colado: 42kg (70%)
- Acero: 18kg (30%)
- Materia prima de ajuste:
 - Recarburante: 99.8% C (n=96%)
 - FeSi: 75% Si (n=99%)
 - FeMn: 73% Mn (n=98%)

Tabla 30. *Composición química de las chatarras y metal base. Segunda fusión.*

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu
Hierro	3.5	2.55	0.62	0.018	0.017	0.07	0.3
Acero	0.07	0.03	0.27	0.008	0.01	0.016	0.0
100-70-03	4.2	2.45	0.6	0.015	0.05	0.05	0.35

Cantidades aportadas por chatarras.

- Hierro colado: 42 kg (70%)

$$C = 42 \text{ kg} \left(\frac{3.5\% C}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{1.47 \text{ kg}} \quad P = 42 \text{ kg} \left(\frac{0.017\% P}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00714 \text{ kg}}$$

$$Si = 42 \text{ kg} \left(\frac{2.55\% Si}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{1.071 \text{ kg}} \quad Ti = 42 \text{ kg} \left(\frac{0.07\% Ti}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0294 \text{ kg}}$$

$$Mn = 42 \text{ kg} \left(\frac{0.62\% Mn}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.2604 \text{ kg}} \quad Cu = 42 \text{ kg} \left(\frac{0.3\% Cu}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.126 \text{ kg}}$$

$$S = 42 \text{ kg} \left(\frac{0.018\% S}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00756 \text{ kg}}$$

- Acero: 18 kg (30%)

$$C = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.07\% C}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0126 \text{ kg}} \quad P = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.0038\% P}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.000684 \text{ kg}}$$

$$Si = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.03\% Si}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0054 \text{ kg}} \quad Ti = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.016\% Ti}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00288 \text{ kg}}$$

$$Mn = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.27\% Mn}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.0486 \text{ kg}} \quad S = 18 \text{ kg} \left(\frac{0.008\% S}{100\% \text{ Metal}} \right) = \mathbf{0.00144 \text{ kg}}$$

$$\text{Carga total} = \text{kg}_{\text{hierro}} + \text{kg}_{\text{acero}} = 42 \text{ kg} + 18 \text{ kg} = 60 \text{ kg}$$

Cantidades requeridas (kg) de cada elemento.

$$C = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{4.2\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{94\%}{100\%} \right)} = 2.6809 \text{ kg} \quad P = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.05\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.03 \text{ kg}$$

$$Si_{\text{Horno}} = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{2.45\%}{100\%} - \frac{0.318\% \text{ Nod}}{100\%} - \frac{0.15\% \text{ Inoc}}{100\%} \right)}{\left(\frac{94\%}{100\%} \right)} = 1.265 \text{ kg}$$

$$Mn = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.6\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{98\%}{100\%} \right)} = 0.367 \text{ kg} \quad Cu = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.35\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.213 \text{ kg}$$

$$S = 60 \text{ kg} \frac{\left(\frac{0.015\%}{100\%} \right)}{\left(\frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.009 \text{ kg}$$

Balance para cada elemento.

Para este balance se usa la siguiente ecuación de manera general, esto con el fin de calcular las cantidades necesarias y requeridas por elemento.

Cantidad requerida = Aporte de hierro + Aporte de acero + Necesario

Carbono

$$2.6809 = 1.47 + 0.0126$$

$$2.6809 > 1.4826$$

$$2.6809 - 1.4826 = 1.1983 \text{ kg recarburante}$$

$$\text{Rec} = \frac{1.1983 \text{ kg}}{(0.998)} = 1.2007 \text{ kg se adicionan en el horno}$$

Silicio

$$1.265 = 1.071 + 0.0054$$

$$1.265 > 1.0764$$

$$1.265 - 1.0764 = 0.1886 \text{ kg FeSi}$$

$$\text{FeSi} = \frac{0.1886}{(0.75)} = 0.2515 \text{ kg se adicionan en el horno}$$

Manganeso

$$0.367 = 0.2604 + 0.0486$$

$$0.367 > 0.309$$

$$0.367 - 0.309 = 0.058 \text{ kg FeMn}$$

$$\text{FeMn} = \frac{0.058 \text{ kg}}{(0.73)} = 0.0795 \text{ kg FeMn se adicionan en el horno}$$

Azufre

$$0.009 = 0.00756 + 0.00144$$

$$0.009 = 0.009 \text{ Está dentro de la composición química}$$

Fósforo

$$0.03 = 0.00714 + 0.000684$$

$$0.03 > 0.007824 \text{ Está dentro de la composición química}$$

ANEXO II. Medición del porcentaje de nodularidad

En esta sección describiremos el procedimiento paso a paso de cómo se obtuvo el porcentaje de nodularidad a partir de la norma ISO 16112 “*Compacted (vermicular) graphite cast irons-Classification*”, y utilizando un software de analizador de imágenes (Image J).

Primeramente abrir el programa Image J. Al abrirlo aparecerá una interfaz como se muestra en la **Figura 41**:

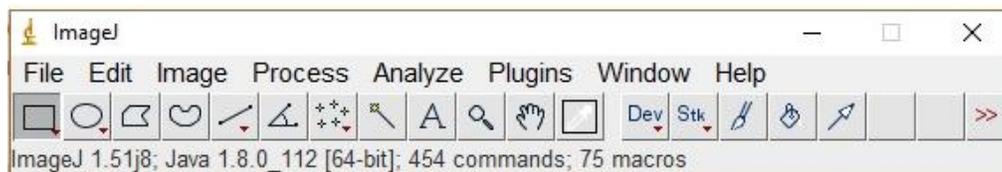


Figura 41. Interfaz inicial del analizador de imágenes "Image J".

A continuación se debe de calibrar el software por medio de una rejilla mostrada en la **Figura 42**, la cual es a 100x. Se calibra sabiendo que entre las líneas más grandes habrá 100 micrómetros. Se traza una línea entre dichos marcadores. Una vez hecho esto, el programa queda calibrado para que todas las mediciones sean en micrómetros mientras las fotografías sean a 100x; esta calibración permanecerá mientras no se cierre el software.

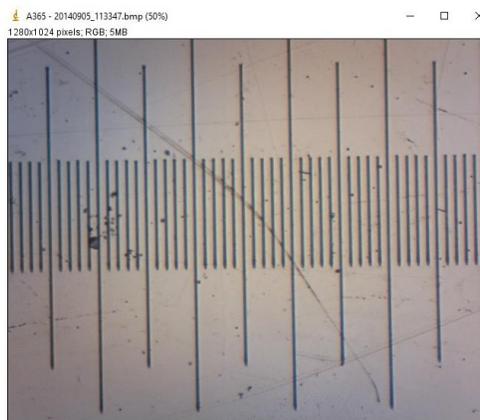


Figura 42. Imagen de la rejilla a utilizar para la calibración de las imágenes.

Ahora, abrir la imagen a analizar, mostrada en la **Figura 43**:

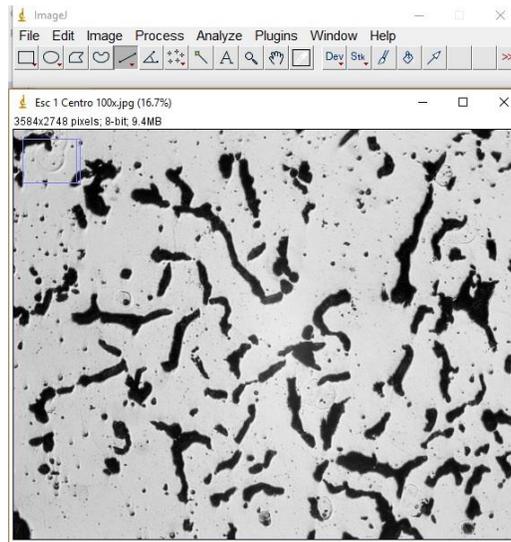


Figura 43. Imagen a analizar.

Un paso importante para poder realizar el análisis de la imagen es hacerla binaria, esto quiere decir que solo esté en dos colores (blanco y negro). Para esto, ir al apartado de *Process > Binary > Make Binary*, como se observa en la **Figura 44**.

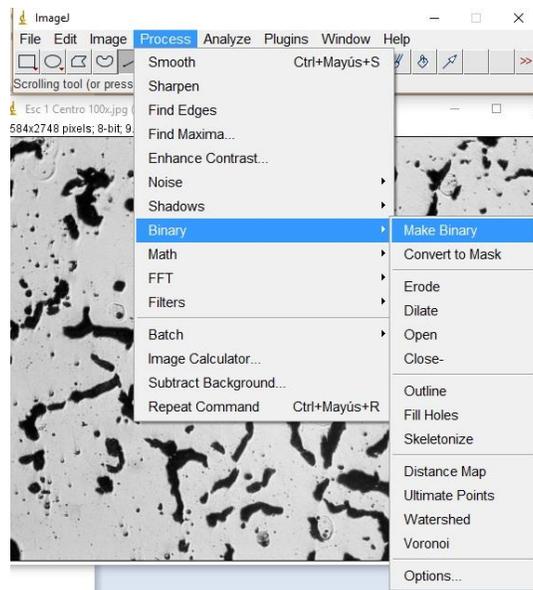


Figura 44. Convertir la imagen a imagen binaria para su mejor análisis.

Imagen hecha binaria (blanco y negro), mostrada en la **Figura 45**.

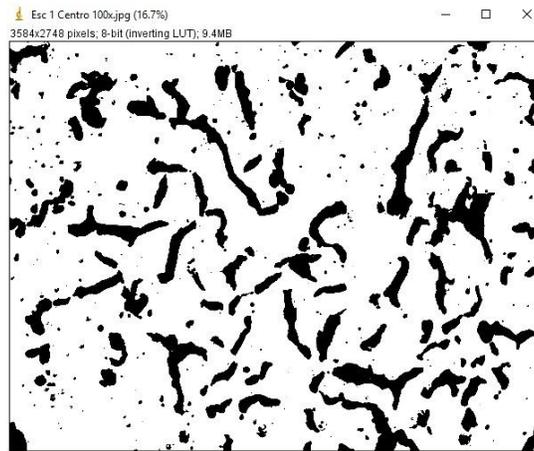


Figura 45. Imagen binaria.

Como siguiente paso, se analizará el área de las partículas. Para esto ir al apartado de *Analyze Particles*, que se muestra en la **Figura 46**.

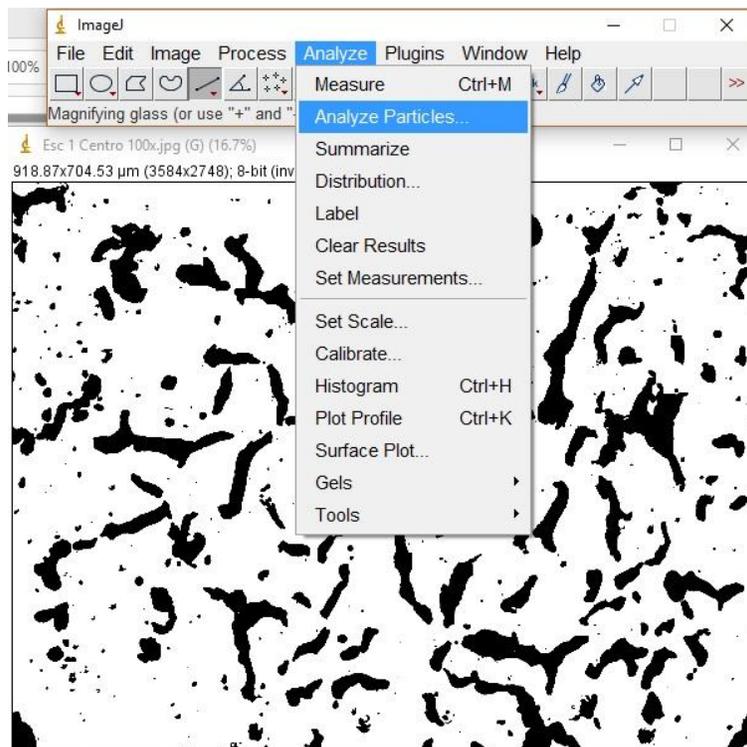


Figura 46. Sección "Analyze Particles".

Ya en este apartado se incluyen los parámetros para la medición del área total de todas las partículas, se observa en la **Figura 47**.

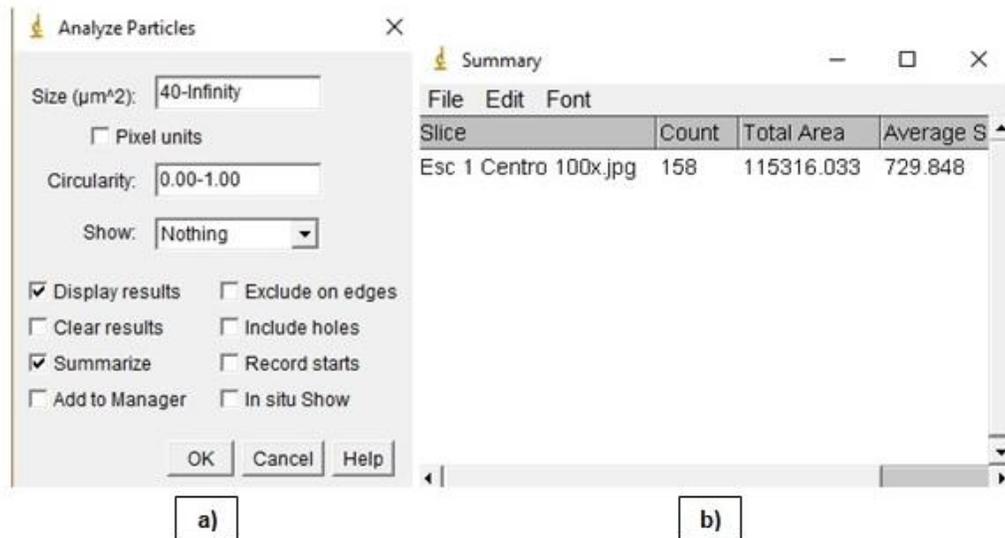


Figura 47. Medición de área de todas las partículas. a) Parámetros para la medición del total de partículas b) Conteo del área total de dichas partículas.

Ahora ingresar los parámetros para la medición del área de las partículas consideradas nódulos según la norma ISO 16112, mostrado en la **Figura 48**.

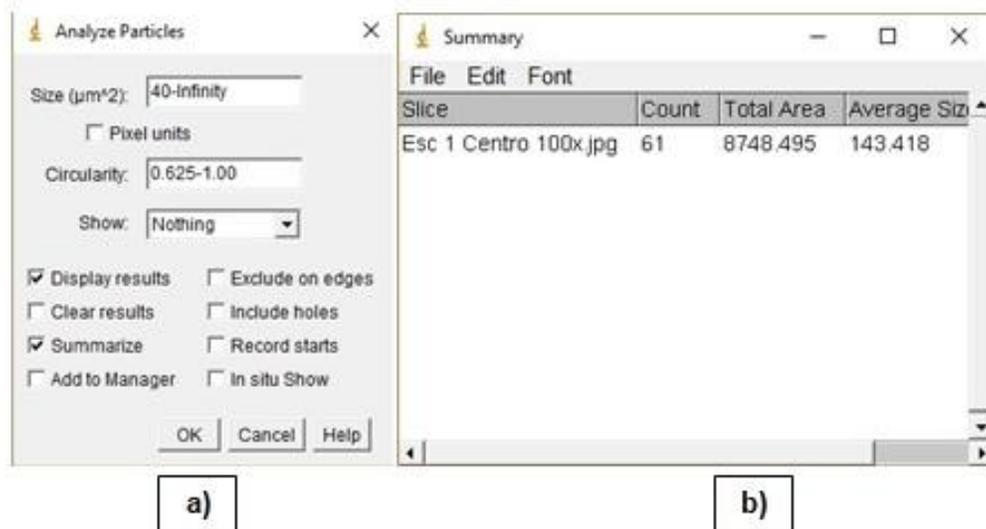


Figura 48. Medición de área total de nódulos. a) Parámetros para la medición de nódulos b) Conteo del área total de los nódulos.

Y por último ingresar los parámetros para la medición del área de las partículas consideradas intermedias según la norma ISO 16112 mostrado en la **Figura 49**.

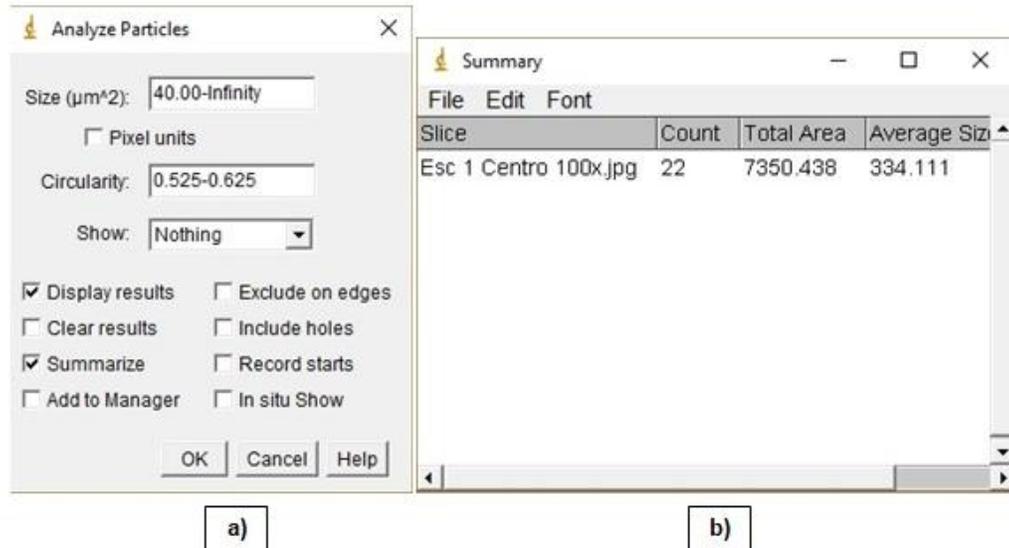


Figura 49. Medición de área total de las partículas intermedias. a) Parámetros para la medición de las partículas intermedias b) Conteo del área total de las partículas intermedias.

De las **Figuras 47, 48 y 49** y utilizando la ecuación 2 se procede al cálculo de los valores de nodularidad:

$$\text{Porcentaje de nodularidad} = \frac{\sum A \text{ nódulos} + 0.5 \cdot \sum A \text{ intermedios}}{\sum A \text{ todas las partículas}} \times 100 \dots \dots \dots (\text{Ec. 2})$$

Donde:

- $\sum A \text{ nódulos} = 8,748.495 \mu\text{m}^2$
- $\sum A \text{ intermedios} = 7,350.438 \mu\text{m}^2$
- $\sum A \text{ todas las partículas} = 115,316.033 \mu\text{m}^2$

Sustituyendo en la ecuación tenemos:

$$\text{Porcentaje de nodularidad} = \frac{8,748.495 \mu\text{m}^2 + 0.5 \cdot (7,350.438 \mu\text{m}^2)}{115,316.033 \mu\text{m}^2} \times 100 = 10.7736$$

Por lo tanto, se tiene un porcentaje de nodularidad del **10.7736%** en el escalón grande de la segunda fusión de acuerdo a la norma ISO 16112.

ANEXO III. Análisis químicos de la primera y segunda fusión

Primera fusión.

Program: FE-22 *03/11/2017 01:26:11 PM*
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS
Single spark(s) *Elements: Concentration*

Muestra No: Preliminar 6 (0.12%Ti) *Quality:*
Usuario: Asignatura proyecto *Analista: Agustín G. Ruiz Tamayo*
Comentario:

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1	3.883	2.130	0.649	0.0222	0.0217	0.1392	0.0560	0.0400	<0.0050
2	3.904	2.126	0.648	0.0234	0.0225	0.1406	0.0563	0.0400	<0.0050
3	3.902	2.164	0.647	0.0223	0.0220	0.1389	0.0560	0.0406	<0.0050

No	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
1	0.0062	0.3282	0.0082	0.0977	0.0178	0.0040	<0.0050	92.6
2	0.0059	0.3265	0.0083	0.0979	0.0177	0.0039	<0.0050	92.6
3	0.0066	0.3295	0.0081	0.0984	0.0179	0.0040	<0.0050	92.5

Program: FE-22 *03/11/2017 01:26:11 PM*
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS
Average and RSD (n=3) *Elements: Concentration*

Muestra No: Preliminar 6 (0.12%Ti) *Quality:*
Usuario: Asignatura proyecto *Analista: Agustín G. Ruiz Tamayo*
Comentario:

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
<i>x</i>	3.896	2.140	0.648	0.0226	0.0221	0.1396	0.0561	0.0402	<0.0050
<i>s</i>	0.0114	0.0206	0.0010	0.0006	0.0004	0.0009	0.0002	0.0003	0.0005
<i>sr</i>	0.292	0.961	0.150	2.814	1.894	0.650	0.281	0.807	10.067

	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
<i>x</i>	0.0062	0.3281	0.0082	0.0980	0.0178	0.0039	<0.0050	92.6
<i>s</i>	0.0004	0.0015	0.0001	0.0003	0.0001	0.0001	0.0000	0.0276
<i>sr</i>	6.193	0.468	1.428	0.335	0.582	1.334	0.513	0.030

Figura 50. Análisis químico anterior a los tratamientos al metal líquido (nodularización e inoculación). Primera fusión.

Program: FE-22
 Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS
 Single spark(s)

03/11/2017 02:53:46 PM

Elements: Concentration

Muestra No: CQFINAL Hector
 Usuario: Asignatura proyecto
 Comentario:

Quality:
 Analista: Agustin G Ruiz Tamayo

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1	3.620	2.604	0.621	0.0185	0.0168	0.1383	0.0554	0.0369	<0.0050
2	3.577	2.590	0.621	0.0188	0.0172	0.1371	0.0553	0.0347	<0.0050
3	3.615	2.591	0.623	0.0198	0.0185	0.1375	0.0557	0.0358	<0.0050

No	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
1	0.0052	0.3054	0.0070	0.1026	0.0178	0.0028	0.0206	92.4
2	<0.0050	0.3049	0.0068	0.1053	0.0178	0.0026	0.0221	92.5
3	<0.0050	0.3087	0.0067	0.1048	0.0179	0.0026	0.0229	92.4

Program: FE-22
 Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS
 Average and RSD (n=3)

03/11/2017 02:53:46 PM

Elements: Concentration

Muestra No: CQFINAL Hector
 Usuario: Asignatura proyecto
 Comentario:

Quality:
 Analista: Agustin G Ruiz Tamayo

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%
\bar{x}	3.604	2.595	0.622	0.0191	0.0175	0.1376	0.0555	0.0358	<0.0050
s	0.0233	0.0078	0.0009	0.0007	0.0009	0.0006	0.0002	0.0011	0.0005
sr	0.647	0.302	0.146	3.526	4.956	0.462	0.311	2.946	9.683

	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe
	%	%	%	%	%	%	%	%
\bar{x}	<0.0050	0.3063	0.0069	0.1042	0.0178	0.0027	0.0218	92.4
s	0.0004	0.0021	0.0001	0.0015	0.0001	0.0001	0.0011	0.0305
sr	8.293	0.670	2.157	1.407	0.507	4.778	5.251	0.033

Figura 51. Análisis químico posterior a los tratamientos al metal líquido (nodularización e inoculación). Primera fusión.

Segunda fusión.

Program: FE-22										08/17/2017 01:50:16 PM
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS										
Single spark(s)										Elements: Concentration
Muestra No: CQF 2 (0.08%Ti, inoc 0.15%)					Quality:					
Usuario: Tesis Licenciatura					Analista: M en I Agustin G Ruiz Tamayo					
Comentario:										
No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	
1	3.549	2.540	0.611	0.0149	0.0104	0.0771	<0.0500	0.0316	0.0054	
2	3.275	2.491	0.612	0.0181	0.0130	0.0772	<0.0500	0.0308	<0.0050	
3	3.488	2.513	0.613	0.0156	0.0105	0.0767	<0.0500	0.0317	<0.0050	
No	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe		
	%	%	%	%	%	%	%	%		
1	<0.0050	0.3023	0.0095	0.0803	0.0110	0.0021	0.0149	92.7		
2	<0.0050	0.3097	0.0095	0.0848	0.0122	0.0015	0.0134	93.0		
3	<0.0050	0.3090	0.0094	0.0802	0.0113	0.0017	0.0138	92.8		
Program: FE-22										08/17/2017 01:50:16 PM
Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM HIERROS										
Average and RSD (n=3)										Elements: Concentration
Muestra No: CQF 2 (0.08%Ti, inoc 0.15%)					Quality:					
Usuario: Tesis Licenciatura					Analista: M en I Agustin G Ruiz Tamayo					
Comentario:										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	
-	3.437	2.514	0.612	0.0162	0.0113	0.0770	<0.0500	0.0313	<0.0050	
s	0.1438	0.0249	0.0013	0.0017	0.0015	0.0003	0.0002	0.0005	0.0009	
sr	4.183	0.992	0.209	10.409	13.150	0.338	0.481	1.604	18.473	
	Co	Cu	Nb	Ti	V	Pb	Mg	Fe		
	%	%	%	%	%	%	%	%		
-	<0.0050	0.3070	0.0095	0.0818	0.0115	0.0018	0.0140	92.8		
s	0.0006	0.0040	0.0001	0.0026	0.0006	0.0003	0.0008	0.1598		
sr	12.567	1.318	0.954	3.213	5.455	15.101	5.423	0.172		

Figura 52. Análisis químico posterior a los tratamientos al metal líquido (nodularización e inoculación). Segunda fusión.

ANEXO IV. Cálculo de la carga para la fabricación del molde.

En esta sección se muestran los cálculos para la preparación de la mezcla de careo (arena de sílice con Número AFS de 60-70 y 10% bentonita sódica). El tiempo de mezclado es de 3 minutos.

- Base de cálculo: 80 kg de mezcla.
- % de humedad requerida de la mezcla: 3.5%
- % de humedad inicial de la mezcla≈ 1.2%

Llevar la mezcla de careo de 1.2 a 3.5% de humedad. Requerido: 2.3 % de agua

- $80 \text{ kg} \frac{(3.5\% - 1.2\%)}{100\%} = 80 \text{ kg} \frac{(2.3\%)}{100\%} = 1.84 \text{ kg} = 1,840 \text{ ml}$
- **Añadir 1,840 mL de agua a la mezcla**