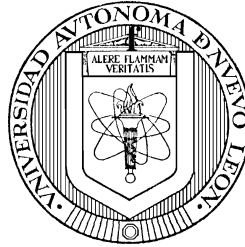


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**“Estudio de la relación variables de proceso, microestructura
y propiedades del Hierro Grafito Compacto”**

POR

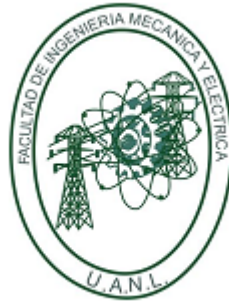
Ing. Nancy Adriana Delgadillo Plata

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

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**“Estudio de la relación variables de proceso, microestructura
y propiedades del Hierro Grafito Compacto”**

POR

Ing. Nancy Adriana Delgadillo Plata

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

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Estudio de la relación variables de proceso, microestructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto”, realizada por la alumna Ing. Nancy Adriana Delgadillo Plata, matrícula 1131032 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Ignacio Alvarez Elcoro

Coasesor

Dr. Tuchar Kanti Das Roy

Coasesor

Dr. Octavio Covarrubias Alvarado

Vo.Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolas de los Garza N.L. Noviembre del 2011.

DEDICATORIA

A Dios, porque ha llenado de bendiciones mi vida y me ha permitido cumplir mis metas
y a mis padres Jose Luis Delgadillo y Elisa Plata por todo su amor.

AGRADECIMIENTOS

Al Dr. Ignacio Álvarez por sus sabios consejos, paciencia y dedicación, al Dr. Mancha, Cifunsa y todo su personal que colaboro en la realización de la experimentación, al Dr. Alberto Pérez por su apoyo, Dr. Hugo López, Dr. Colas, Dr. Covarrubias, Dr Tushar, Dr. Juárez que me guiaron durante en mi proyecto de Tesis. A mis compañeros de maestría Janeth, Edgar y Geo y al último pero no menos importante Jesús Herrera Bocanegra por todo su apoyo y amor.

INDICE

	Página
Introducción.	
Planteamiento del Problema	1
Justificación del Estudio	1
Objetivo de la Tesis	2
Hipótesis	2
CAPÍTULO I	3
Antecedentes	3
CAPÍTULO II Solidificación y microestructura del HGC	8
Introducción	9
2.1 Análisis térmico de la solidificación	9
2.1.1 Velocidad de enfriamiento	9
2.1.2 Puntos críticos	10
2.1.3 Nivel de subenfriamiento	13
2.2 Efecto del tratamiento de nodularización	14
2.2.1 Tipo y cantidad de aleación para la inoculación	15
2.2.2 Desvanecimiento	19
2.3 Efecto del tratamiento de inoculación	20
2.4 Efecto de la composición química	24
2.4.1 Carbón Equivalente	24
2.4.2 Carbón, Silicio	25
2.4.3 Cobre, Estaño	26
2.4.4 Contenido de Manganeso	27
2.5 Sensibilidad al espesor	28
CAPÍTULO III Procesos de fabricación del HGC	31
3.1 Tecnologías aplicadas en la producción industrial	31
3.1.1 Equipos de preparación de metal	32
3.1.2 Equipos de control del metal líquido	35
3.2 Técnicas de preparación del metal	40
3.2.1 Hierro base	41
3.2.2 Tratamiento final	43
3.2.3 Aleaciones usadas para el tratamiento	45
3.2.4 Ventanas de procesamiento	48
CAPÍTULO VI Procedimiento Experimental	54

Introducción	54
4.1 Diseño Experimental	54
4.2 Obtención de Especímenes	58
4.3 Preparación de Especímenes	62
4.4 Ensayo de Tensión	64
4.5 Esfuerzo de Cedencia	65
4.6Análisis Térmico	65
CAPÍTULO V Resultados y Discusión	69
5.1 Resultados de Ensayos de Tensión	69
5.2 Resultados de Esfuerzo de Cedencia	73
5.3Análisis Microestructural	75
5.3.1 Análisis de Carburos	76
5.3.2 Análisis de Perlita	78
5.3.3 Análisis de Ferrita	80
5.3.4 Análisis de Nodularidad	83
5.3.5 Análisis de Dureza	86
5.4. Resultados Obtenidos por Simulación	92
5.4.1 Resistencia a la Tensión	93
5.4.2 Resistencia a la Cedencia	94
5.4.3 Porcentaje de Nodularidad	96
5.4.4 Dureza	97
CAPÍTULO VI Conclusiones	99
Referencias	100
Índice de Tablas	105
Índice de Figuras	106

RESUMEN

El presente trabajo de investigación estudia al Hierro Grafito Compacto (HGC) en aplicaciones automotrices, donde uno de los objetivos es aportar el mayor conocimiento posible para tratar de desarrollar nuevos diseños de piezas con geometría compleja que requieran mayor resistencia térmica y mejores propiedades mecánicas. Una de las aplicaciones más importantes del HGC es la fabricación de piezas como monoblocks y cabezas para motores de vehículos pesados y livianos aprovechando las mejores propiedades mecánicas de este material.

Con estos argumentos la siguiente tesis examina la relación que existe entre las variables de proceso, micro-estructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto (HGC), con las propiedades de las piezas vaciadas y en base a esto hacer el diseño de las mismas más eficientes.

La geometría del modelo utilizado para extraer las muestras de HGC en la línea de vaciado consto de 10 columnas con 5 diferentes diámetros y su replica que representan 5 velocidades de enfriamiento, los diámetros de las columnas o espesores de pared son de 20, 30, 40, 50 y 60 mm. También se utilizo el software de simulación MAGMA para tratar de predecir las propiedades de la pieza vaciada por computadora. La microestructura fue analizada mediante microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido (SEM), las propiedades mecánicas se caracterizaron mediante ensayos de tensión, Cedencia, dureza, elongación además de análisis térmico de las curvas de enfriamiento obtenidas durante el vaciado del metal fundido en el molde.

Los resultados indicaron para mejorar las propiedades mecánicas de las piezas, se recomienda una matriz de perlita fina, la cual se obtiene con enfriamientos relativamente rápidos sin llegar a la zona crítica de formación de carburos, que se puede expresar como un espesor crítico de 40 mm o una velocidad de enfriamiento crítica de 0.60°C por segundo. Además en la modelación por medio del software MAGMA se obtuvo resultados similares a los encontrados en los resultados arrojados por las pruebas mecánicas solo en propiedades mecánicas como en resistencia máxima, cedencia y dureza.

INTRODUCCIÓN

Planteamiento del problema

Se ha observado en la industria de la fundición dedicada a la fabricación de piezas vaciadas del sector automotriz, el interés en fabricar piezas más eficientes y ligeras, capaces de contribuir a la reducción de las emisiones de bióxido de carbono y el consumo de combustibles, ya que el cambio climático es uno de los grandes retos ambientales de la actualidad. De acuerdo con diversos estudios, las áreas con mayor vulnerabilidad al cambio climático son la agricultura, los ecosistemas forestales, la disponibilidad de agua potable, la desertificación y las zonas costeras que se vean afectadas por una elevación del nivel del mar. Por otro lado, se prevén prolongadas sequías o lluvias torrenciales y que los huracanes aumenten en intensidad. Grandes poblaciones de plantas y animales pudieran ser afectadas, modificando sus entornos geográficos y modificando los balances poblacionales respecto de otras especies. Es por eso que el uso del HGC en la industria automotriz juega un papel muy importante para reducir las emisiones de gases invernadero, siendo el transporte uno de los principales emisores que influye fuertemente en el cambio climático.

Justificación del Trabajo de Tesis

Las emisiones de gases de efecto invernadero de los vehículos se calculan al tener las emisiones de CO₂ por cada litro de gasolina o diesel consumido y multiplicarlo por el rendimiento del vehículo (km/l). Por tal motivo los fabricantes de automóviles han buscado nuevos materiales y nuevas tecnologías para mejorar el rendimiento de combustible y al mismo tiempo disminuir las emisiones de gases contaminantes a la

atmósfera, lo que ha impulsado el uso de materiales como el aluminio en el caso de los motores de combustión interna para la reducción de peso, y en área de motores para camiones, otras formas del hierro gris. El HGC es un material que puede satisfacer los nuevos requerimientos para los ahorros en energía y contaminación. Las principales características del HGC son: un incremento en el esfuerzo último de tensión del orden del 75%, un incremento en la elongación del 40% y casi el doble de resistencia a la fatiga con respecto al hierro gris y al aluminio⁽³⁾, que lo hace un candidato idóneo para el diseño de los nuevos motores diesel que operan a mayor presión. Estas características permiten reducir el peso del monoblock de un 10 a un 15%, con el consecuente ahorro de combustible y de emisiones, conservando e inclusive incrementando la potencia de los motores.

El trabajo de esta tesis está enfocado hacia la determinación de la relación de la microestructura y las propiedades, que influyen en el aumento de las propiedades y en la disminución del peso y volumen de las piezas vaciadas con HGC.

Objetivo de la Tesis

El objetivo de este trabajo es obtener la relación que existe entre la velocidad de enfriamiento, geometría de la pieza, microestructura y propiedades mecánicas del HGC, para reducir en volumen y peso las piezas vaciadas, así como también predecir propiedades en los diferentes espesores de pared para piezas fabricadas en CIFUNSA, de acuerdo a las características de operación pedidas por el cliente.

Hipótesis

Mediante las curvas de análisis térmico es posible determinar las propiedades microestructurales y mecánicas en función del espesor de pared del Hierro de Grafito Compacto.

CAPITULO I

Antecedentes

El hierro de grafito vermicular, también conocido como Hierro Grafito Compacto (HGC), fue accidentalmente descubierto en 1948, durante producción de tonelaje de grafito esferoidal o nodular, y fue inicialmente considerado como una degradación del hierro. El HGC ya se habría producido inadvertidamente como resultado de niveles insuficientes de Magnesio y Cerio en la fundición, al intentar producir Hierro Grafito Esferoidal (HGE) o hierro dúctil o nodular.

A pesar de que el HGC a pesar que se conoce desde finales de la década de los 40's, al mismo tiempo que el hierro dúctil, no fue sino hasta hace unos 25 años que se empezó a desarrollar a nivel industrial. Un hecho bien conocido para los fundidores fue cuando K. D. Mills, A. P. Gagnebin y N. B. Pilling solicitaron la primera patente para la producción de hierro dúctil. Esta Patente fue otorgada el 25 de Octubre de 1949 y la producción mundial de hierro dúctil se ha incrementado hasta representar cerca del 20 al 30% del volumen de piezas vaciadas en la mayoría de los países industrializados. Sin embargo, pocos fundidores saben que al mismo tiempo que solicitaron esta patente, también recibieron en las mismas fechas la patente del HGC.

Posteriormente, la intención de producir hierros vermiculares fue lograda por primera vez por Estes y Schidewind² en 1955; Sin embargo, con las tecnologías existentes el rango de operación estable era demasiado estrecho para permitir una producción en serie confiable. Más adelante, varios investigadores como: Sissener y colaboradores en 1972; Sofroni y colaboradores en 1974; Evans y Alexandrov en 1976; Lalich y LaPresta en 1978; Green y Thomas en 1979 encontraron varios métodos de producción, y propiedades físicas y mecánicas de este material.

No fue hasta principios de los años 60's que se comenzaron a estudiar y desarrollar métodos y aplicaciones para el HGC, desde entonces se han establecido sistemas de producción para piezas que tienen especificaciones con un intervalo de microestructuras o que toleran el uso de Titanio para incrementar el rango de estabilidad del HGC, ejemplos específicos son componentes de frenos, colectores de escape y carcasas. Este tipo de piezas no requieren un control estricto en la microestructura y pueden aprovechar algunas de las mejoras en propiedades del HGC. La necesidad de control de proceso viene del volumen de producción, la complejidad de los componentes a fabricar y de lo estricto de la microestructura especificada para lograr las propiedades mecánicas y térmicas, como en el caso de los monoblocks y cabezas de motor.

En 1965 fue cuando el HGC ocupó un lugar en la familia de los Hierros como un material con propiedades y requerimientos tecnológicos para su manufactura distintos a los otros Hierros, obteniendo la primera patente para producción R.D.Schelleng en mayo de 1965.

Durante los últimos 20 años, las aplicaciones de hierro gris han cedido su lugar a nuevas aleaciones de aluminio para motores de combustión interna en automóviles de pasajeros, pero los nuevos requerimientos ambientales y de reducción de consumo de combustible han hecho posible que nuevos materiales como el HGC, se desarrollen para sustituir al hierro gris, así como al aluminio, en aplicaciones que demandan un control muy estricto en su producción para aprovechar las ventajas de este material

Aunado a esto, varias situaciones provocaron un cambio muy importante en la perspectiva del desarrollo del HGC hasta la segunda mitad de la década de los años noventa:

- Las empresas fabricantes de automóviles empezaron a visualizar al HGC como un material potencial para reducir el peso de blocks y cabezas de motor para incrementar el desempeño de los motores.

- El desarrollo de procesadores, equipo de cómputo y de adquisición electrónica de datos hizo posible la medición y control del proceso de solidificación del HGC, lo que permitió a la industria de la fundición satisfacer por primera vez los requerimientos de producción de altos volúmenes de HGC.
- Se desarrollaron máquinas y herramientas en nuevos materiales que permitieron dar solución al problema del maquinado rentable de altos volúmenes de blocks y cabezas en HGC.
- Se desarrollaron los sistemas de inyección de combustible para motores diesel que permiten reducir las emisiones y aumentar el rendimiento, incrementándose la popularidad de los motores diesel que pasaron de un 25% de penetración en Europa en 1998 hasta un 52% en 2006.
- Debido a la ignición por compresión usada en los motores diesel, el sistema de inyección directa a alta presión también incrementó la carga termo-mecánica de los blocks y cabezas.

De 1999 a 2006 el pico de presión de ignición en los motores diesel para vehículos de pasajeros se incrementó de 13.5 a 17.0 MPa. Al mismo tiempo el pico de presión de ignición en motores diesel pesados se incrementó de 18.0 a 22.0 MPa. Este incremento llevó a los ingenieros de diseño al límite de las aleaciones de hierro gris y de aluminio y es inevitable que en el futuro se tengan picos de presión de ignición aún mayores si los ingenieros de diseño continúan incrementando el rendimiento y disminuyendo las emisiones como lo muestra la Figura 1.1 (limitantes en el diseño).

Gracias a que el HGC provee 75% más de rigidez y 100% más de resistencia a la fatiga que el hierro gris y el aluminio, el incremento de carga en los motores ha establecido una necesidad clara en el mercado de materiales como el HGC.

Los primeros motores HGC fueron producidos en Europa en 1999: un motor V8 diesel de 3.3 litros para Audi y un motor V8 diesel para BMW (Figura 1.2). El volumen de producción total para estos motores fue de aproximadamente 7,500 unidades por año. Hoy en día se producen mensualmente más de 30,000 blocks en HGC, con

desplazamientos entre 2.7 y 12.9 litros, de acuerdo con la *American Foundry Society (AFS) Metalcasting Forecast and Trends*. Un dato muy significativo es que uno de cada 7 motores V8 diesel lanzados en el mercado global está hecho en HGC.

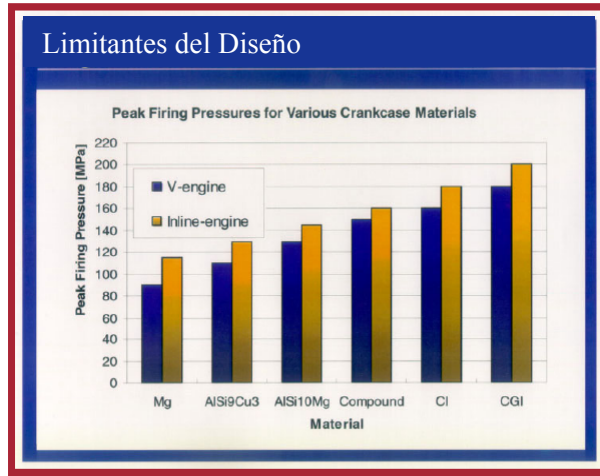


Figura 1.1 Tendencia hacia altos picos de presión de ignición continua, son necesarios materiales más fuertes para satisfacer los criterios de durabilidad y reducir el tamaño.

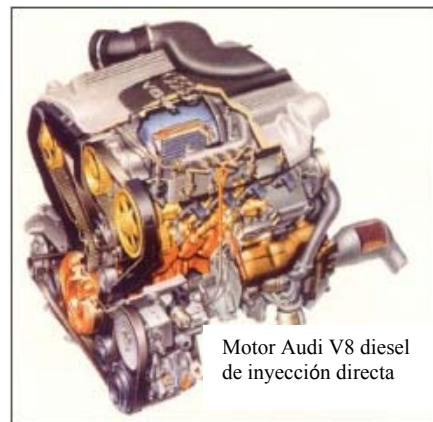


Figura 1.2 Motor de Audi V8 hecho con HGC.

CIFUNSA desde 1996 inició algunas experiencias como pionero en América y Europa en el desarrollo del HGC, sin embargo no se continuó con el proyecto y se concentró a lo que el mercado le demandaba por las siguientes razones:

- En aquellos tiempos las demandas del mercado norteamericano (NAFTA) fueron orientadas fundamentalmente a piezas en hierro gris con más o menos variantes para elevar sus propiedades mecánicas.

- La capacidad instalada para el maquinado en México, EUA y Canadá no respondía a los requerimientos técnicos del HGC y los fabricantes de automóviles decidieron no invertir en requerimientos técnicos y capacidades para procesar un material que aún no estaba plenamente desarrollado.
- El HGC si bien respondía a una problemática que empezaba a presentarse como la contaminación ambiental, tampoco era una respuesta obligatoria.
- La tecnología de control no tenía un grado de madurez suficientemente confiable como para garantizar el éxito de negocio a las empresas que se aventuraran a usarla.

Hoy en día, la situación ha cambiado de manera importante tanto en la demanda de este tipo de productos como en la oferta de proveedores que han logrado incursionar de manera exitosa con este tipo de hierro. Además, los requerimientos de la legislación ambiental se han hecho claramente impostergables y han constituido el motor fundamental para el desarrollo de la demanda de este tipo de productos así como de la tecnología. También, el mercado NAFTA se ve obligado a usar estos materiales y cada día en América se instalan empresas europeas para aprovechar sus ventajas tecnológicas en este mercado.

CAPÍTULO II Solidificación y microestructura del HGC

Introducción

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.

En general una fundición puede ser tratada como una solución coloidal, conteniendo diferentes partículas o inclusiones, que influyen sobre el proceso de germinación como los sulfuros, óxidos, nitruros, carburos. Estas partículas llamadas substratos, son a partir de los cuales el germen del grafito puede crecer y lograr solidificar primero, o nuclear dentro de la fundición.

Una vez que la fase sólida ha sido nucleada, su crecimiento durante la solidificación depende fundamentalmente de la velocidad con que se mueven los átomos del líquido hacia la interfase sólido-líquido conocido como frente de solidificación, que se desplaza en dirección perpendicular y opuesta al flujo de calor comenzando así el crecimiento dendrítico, que posteriormente comenzara a formar la granos eutécticos, la cantidad de estos dependerá de cuántos núcleos se hayan formado. Se muestra en la siguiente Figura 2.1.

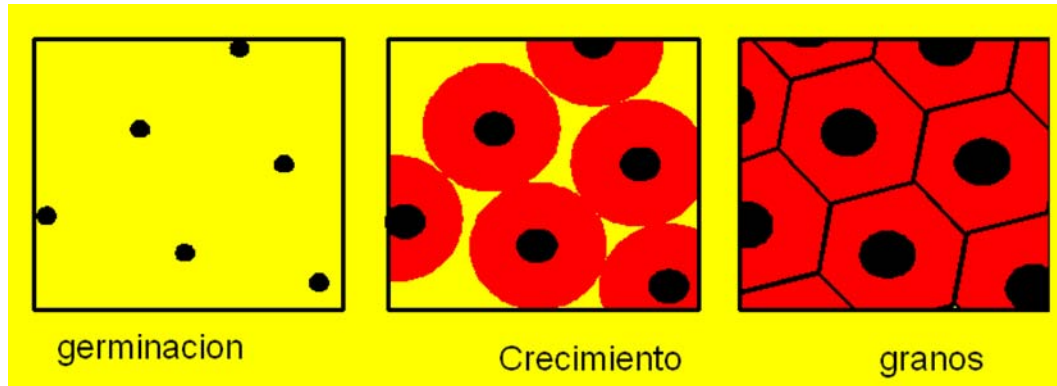


Figura 2.1 Imagen de gérmenes en el líquido, y los granos que forman.

2.1 Análisis térmico de la solidificación

2.1.1 Velocidad de enfriamiento

Después de vaciar el metal líquido al molde, comienza el proceso de transferencia de calor en el sistema. El calor que se encuentra en el metal se transfiere al molde y debido a esto, la temperatura del metal disminuye, ayudando los gérmenes a solidificar por la parte donde la transferencia de calor es mayor.

La transformación eutéctica líquido-grafito + austenita es posible cuando la solución eutéctica se subenfía con un valor de ΔT con respecto a la temperatura de transformación eutéctica.

Aunque la austenita y el grafito pueden solidificar simultáneamente, el grafito nuclea primeramente, y luego crece independientemente formando una roseta como lo muestra la Figura. 2.1.1.1 Durante el crecimiento de dicha roseta, la fase líquida que se encuentra en las zonas cóncavas de la roseta, tiene un menor contenido de carbono, encontrándose dicha fase más subenfriada con respecto al líquido, este subenfriamiento posibilita la nucleación de la austenita, la cual crece delante y a lo largo de las ramas de la roseta, pero no separa totalmente los vértices del grafito del líquido. Debido a lo anterior es posible un crecimiento simultáneo de ambas fases, lo cual conduce a la formación del grano eutéctico directamente de la fase líquida.

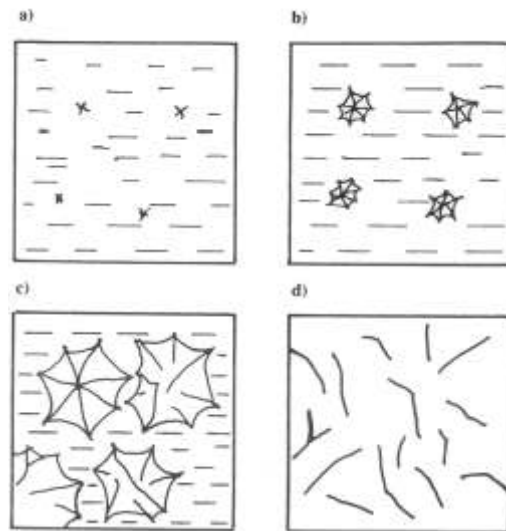


Figura 2.1.1.1 Nucleación y crecimiento del grafito.

Con respecto a la relación de energía libre y la temperatura, entre mayor es la diferencia entre la temperatura de equilibrio (T_A) y la temperatura de solidificación T , tanto mayor será la probabilidad de formar espontáneamente la fase sólida, o mayor será el grado de subenfriamiento $\Delta T = T_A - T$.

Energía libre vs Temperatura

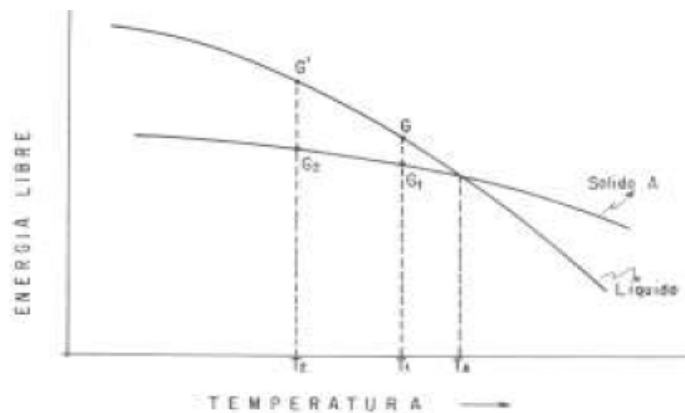


Figura. 2.1.1.2 Energía libre y sólido en metales puros.

La fuerza motriz para el proceso de solidificación es la variación en la energía libre ΔG del sistema

Una medida de esta fuerza es el grado de subenfriamiento, el cual se puede determinar mediante métodos experimentales, en donde la fuerza que promueve la solidificación es directamente proporcional al grado de subenfriamiento del metal $\Delta G \propto \Delta T$. Cuando la velocidad de enfriamiento aumenta, también aumenta el grado de subenfriamiento, la velocidad de enfriamiento del hierro influye aumentando la probabilidad de solidificación eutéctica de la cementita, y dando a las piezas fundidas una estructura moteada y blanca.

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. Esto sucede debido a que la rápida extracción de calor no permite el crecimiento y difusión de los átomos de carbono.

Si la temperatura y el tiempo de mantenimiento del baño aumentan cada vez más, entonces la nucleación del grafito disminuye, y como consecuencia disminuye el grado de subenfriamiento. A mayor grado de subenfriamiento aumenta la velocidad de crecimiento de los granos eutécticos, y existe una tendencia a disminuir la longitud de los precipitados de grafito que se observan en la muestra metalográfica.

2.1.2 Puntos críticos

Parámetros importantes de la curva de enfriamiento son:

TS: es la temperatura final de solidificación. Mientras más baja tanto mayor es la probabilidad de formación de la cementita entre los granos eutécticos

TElow: es la temperatura mínima en el estado inicial de solidificación del eutéctico grafitico. Más alta TElow significa un mayor potencial de germinación del grafito, más alto número de los granos eutécticos y menor temple.

T_{Ehigh} : es la temperatura máxima de solidificación del eutéctico grafitico.

R : es la recalescencia, es decir la diferencia entre la temperatura mínima T_{Elow} y la temperatura máxima del eutéctico T_{Ehigh} . Una baja R significa un mayor potencial de germinación del grafito.

El análisis de las curvas de enfriamiento es una buena manera de predecir la microestructura antes de vaciar, y por lo tanto permite, si es necesario, hacer correcciones. La figura 2.1.2.1 y 2.1.2.2 muestran la imagen de una curva de enfriamiento, señalando los puntos críticos ya descritos.

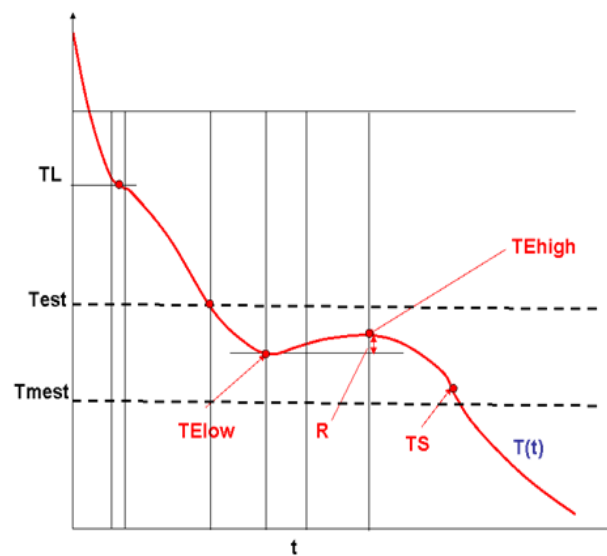


Figura 2.1.2.1 Curva de enfriamiento señalando los puntos críticos de la solidificación.

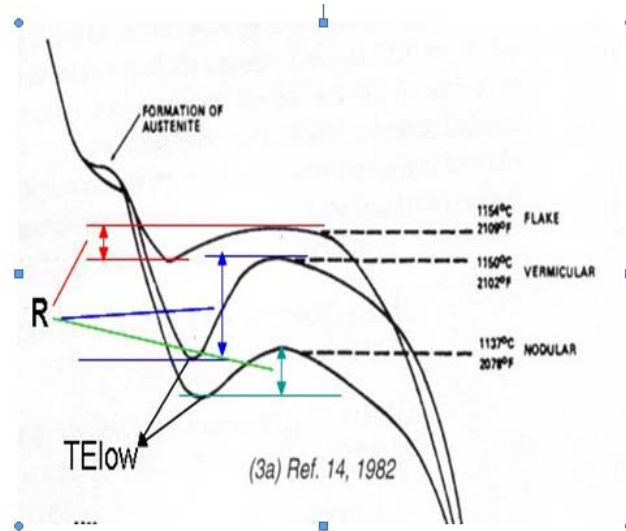


Figura 2.1.2.2 Comparación de los puntos críticos de las curvas de enfriamiento.

2.1.3 Nivel de sobre-enfriamiento

Curvas típicas de hierro gris comparadas con hierro nodular y hierro compacto se muestran en la Figura 2.1.3.1 (a), donde se puede apreciar que el hierro compacto hipoeutéctico tiene una temperatura de subenfriamiento eutéctico (TEU) más baja que el hierro gris o el hierro nodular, a pesar de que su temperatura eutéctica de recalcancia (TER) se encuentra entre el hierro gris y el hierro nodular. Sin embargo dependiendo del nivel de inoculación, es posible algunas veces que el hierro compacto tenga más alta temperatura eutéctica de subenfriamiento (TEU) o más baja temperatura eutéctica de recalcancia (TER) que el hierro nodular, siendo la excepción a la regla. Es evidente que la manera más fácil de identificar una buena estructura de hierro compacto se basa en el valor de $\Delta T = TER - TEU$.

Para la composición hipereutéctica mostrada en la Figura 2.1.3.1 (b), el subenfriamiento puede estar tan alto tanto para el Hierro nodular como para el hierro compacto, de modo que el análisis de las curvas de enfriamiento no puede ser usado para diferenciar estos dos hierros.

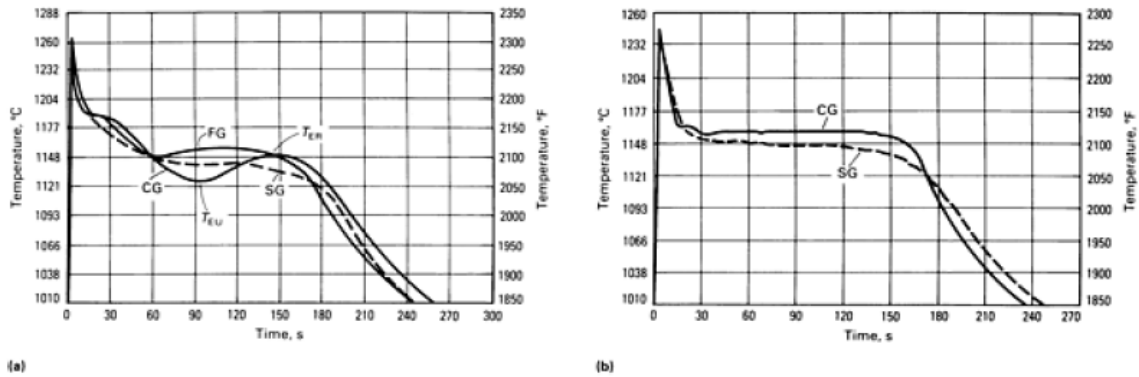


Figura 2.1.3.1 Curvas de enfriamiento para hierros hipoeutéticos (a) y para hierros hipereutéticos (b), TEU temperatura eutéctica de enfriamiento, TFR temperatura eutéctica de recalescencia.

2.2 Efecto del tratamiento de nodularización

Uno de los más importantes tratamientos del baño líquido en la práctica industrial es la esferoidización y la inoculación del hierro, el primero aumenta y el segundo disminuye la tendencia al temple de la fundición. El proceso de la inoculación, tiene por objeto favorecer la precipitación alrededor de las semillas de ferro-silicio para convertirlos en nódulos de grafito (Figura 2.2.1).

Por otro lado el proceso de la inoculación reduce el bajo enfriamiento durante la solidificación y ayuda a evitar la presencia de carburos en la estructura, especialmente en secciones delgadas aumentando el número de lugares de nucleación de grafito, mejorando así la homogeneidad, promoviendo la formación de ferrita y la ductilidad. Esto ayuda a reducir el tiempo de recocido en procesos posteriores y reduce la dureza.

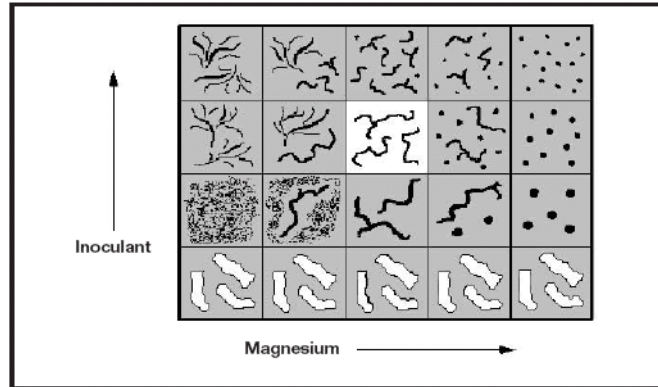


Figura 2.2.1 Muestra una ventana del efecto de la inoculación- esferoidización, en el grafito, donde el HGC solo es estable dentro de un cuadrante de esta ventana.

El efecto de un inoculante es mayor cuanto antes se disuelva, después de lo cual éste se va desvaneciendo en un período de 20 a 30 minutos. La adición tardía de un inoculante a medida que el metal se comienza a enfriar es mucho más efectiva y puede ser lograda por la colocación de inoculante granular o en partículas en el molde en una extensión del mismo o en una cámara especial del sistema.

2.2.1 Tipo y cantidad de aleación para la inoculación

La inoculación es el proceso de adición en el baño de pequeñas cantidades de algunos materiales llamados "inoculantes grafitizantes" antes del vaciado del metal líquido a los moldes. Los inoculantes aumentan, el número de los gérmenes de grafito y casi no afectan la composición química, pero alteran la microestructura del hierro colado. La eficiencia de los inoculantes depende del tiempo, teniendo su mayor efecto inmediatamente después de agregar el inoculante al baño. El funcionamiento de los

inoculantes es tanto más eficiente, cuanto menor es el valor del carbono equivalente CE o su equivalente, el grado de saturación eutéctico Sc.

Cuando el inoculante es parte de la carga y se funde en ella, el inoculante sirve únicamente como elemento aleante, es decir, sus efectos sobre la estructura y propiedades son marcadamente menores que cuando es agregado al baño y no dependen del tiempo.

Existen dos tipos de inoculantes:

1. Los simples tales como Calcio, Bario, Estroncio, Cerio, Aluminio.
2. Los complejos a base de Ferro-silicio los cuales contienen cantidades de los inoculantes simples.

Se infiere que el mecanismo del proceso de inoculación en las fundiciones estriba en una formación de Carburo de Calcio (CaC_2) o Carburo de Bario (BaC_2), etc. en la fase líquida, siendo el mecanismo de formación el siguiente: El calcio introducido en el baño se funde y debido a su poca solubilidad forma gotas, alrededor de las cuales se origina una zona de metal líquido desulfurado y desoxidado. Una parte del calcio se consume durante estos procesos y el resto reacciona con el carbono formando CaC_2 . Puesto que los parámetros de la estructura cristalina del CaC_2 son parecidos a los del grafito, entonces el carburo actúa como nucleador del grafito. Así pues, cuanto mayor sea el número de partículas de CaC_2 , tanto mayor será el número de lugares donde epitaxialmente crezca grafito. Similarmente se puede explicar la acción del estroncio y el bario. La acción del Al es parecida a la del calcio, con la única diferencia que forma Al_2O_3 .

Con base en esto, se explican también las ventajas del uso de inoculantes complejos, por ejemplo Fe-Si. Mediante el cual, por la acción del silicio se forman zonas locales desoxidadas, que facilitan la formación de los carburos CaC_2 , BaC_2 y carburo de estroncio (SrC_2). Una acción similar muestran otros desoxidantes que se encuentran en los inoculantes por ejemplo, Mg, Zr, Ce, Ti, B.

En general, la inoculación mejora la resistencia a la tensión debido a que reduce el tamaño de las celdas eutécticas.

En la actualidad se conocen más de 200 tipos de diferentes inoculantes, por lo que es necesario conocer las características propias del inoculante adecuado en los procesos de fabricación del hierro inoculado. Los inoculantes más utilizados en la práctica se muestran en la Tabla 1. De esta tabla resulta, que todos los inoculantes contienen adiciones de calcio, aluminio, estroncio y bario. A pesar de que a veces los contenidos de estos son bajos, ellos juegan el papel de verdaderos inoculantes. Sin estos elementos, dichas aleaciones representadas en la tabla son ineficientes, desde el punto de vista de la inoculación del hierro colado.

Tabla 1: Inoculantes recomendables para la fabricación de hierro de alta calidad.

N.º	Composición química										Nombre de inoculante
	Si	Ca	Al	Sr	Ba	C	Mg	Mn	Cu	Zr	
1	74-79	0,5-3,0	0,6-1,2								Ferrosilicio
2	52-58	28-35	0,6-1								Calciosilicio
3	74-79			2							Superseed
4	40-50	1,0-2,0	0,6-1,5			0,35					Inoculin 10
5	60-65	1,0-1,5	0,5-0,8		9-11						Inobar 68
6	60-65	10-30	1,0-1,5		4-6			9-12			Inoculy 63
7	70-75	2-4	1,0-1,5						6-10		MZM
8	60-75	1,7-2,2	1,0-1,7					5-8		5-7	SMZ
9	60-65	1,5-1,2	1,0-1,2				0,8-1,2	3-4		3-4	INOTAB
10	30% Silicio-Calcio + 65% Ferro-silicio + 5% Fluorita (CaF ₂)										ITIMOD

Inoculantes grafitizantes

El análisis de composición química de estos inoculantes muestra, que en cada uno de ellos se encuentra por lo menos uno de los tres elementos a saber: silicio, calcio y aluminio. Por esta razón, se puede suponer, que la obtención de un inoculante grafitizante efectivo que no tenga uno de estos elementos no es posible. Los elementos restantes juegan el papel de aleantes o facilitan el tratamiento de inoculación y por eso son deseables en la práctica industrial. En base a la Tabla 2 podemos concluir que el silicio puro no tiene capacidad de inoculante y los cambios de estructura observados son

el resultado de la influencia del silicio aleado, debido a esto, disminuye de manera insignificante la formación del carburo de hierro y aumenta el número de granos eutécticos, es decir, el número de núcleos. Resultados diferentes se obtienen en el caso del calcio y el aluminio. Ambos elementos aumentan marcadamente el número de granos eutécticos y disminuyen la profundidad del temple en la fundición. Un papel similar realiza también, el estroncio, bario y sodio, ya que se encuentran a veces en los inoculantes. Investigaciones previas dividen a los inoculantes en dos grupos, es decir:

Inoculantes simples tales como: calcio, aluminio, estroncio, bario; Inoculantes complejos, los cuales además de contener los inoculantes simples (Ca, Al, Ba y Sr), contienen otros elementos en pequeñas cantidades, tales como silicio, manganeso, zirconio, que facilitan el tratamiento de inoculación.

El ferro silicio (Fe-Si) no contiene Calcio, Aluminio o Estroncio, Bario, es importante como inoculante del hierro, lo cual se muestra en la Tabla 2, la cual muestra la influencia de la composición química del inoculante sobre el número de granos eutécticos.

Tabla 2: Influencia de la composición química sobre el número de granos eutécticos.

Grupo	Composición química de inoculante				Incremento de los granos de eutéctico, %
	Si	Ca	Al	Fe	
I	80	0,1	0,4	resto	—
	75	2,4	0,4	resto	30
	75	3,2	0,4	resto	46
II	99,5	0,1	0,2	resto	—
	78,3	0,1	1,0	resto	16
	68,8	0,1	1,3	resto	20
III	75	0,07	0,2	resto	—
	80	0,1	0,4	resto	8
	75	2,4	0,4	resto	41
	80	0,6	1,2	resto	73
	85	0,8	1,4	resto	83

Dicha tabla indica que mientras aumenta el contenido de Calcio en el Fe-Si (% de Al constante en el grupo I) o aumenta el contenido de Al (% de Ca constante en el grupo

II), también se incrementa el número de núcleos de grafito (numero de granos eutécticos). Los mejores resultados se obtienen cuando el Fe-Si contiene simultáneamente mayores contenidos de Ca y Al. (Grupo III).

Por otro lado, el Fe-Si, conteniendo Sr se comporta de otra manera, ya que la presencia de Ca y Al junto con Sr, disminuyen los efectos inoculantes del Sr.

Los principales inoculantes grafitizantes en fundición son las aleaciones de Fe-Si. Sin embargo, el Si y el Fe no son inoculantes en fundición, y sirven solo como conductores de los inoculantes verdaderos, como Ca, Al, Ba y Sr. El contenido de Al y Ca en el Fe-Si es consecuencia de la presencia de estos elementos en la materia prima, y por consiguiente en la producción de Fe-Si siempre están presentes.

2.2.2 Desvanecimiento

El desvanecimiento del Magnesio durante la preparación del tratamiento tipo sándwich que se explicara en el Capítulo III en la olla ocurre cuando se vacía la carga metálica a la olla, provocando un choque térmico entre el material cargado en la olla de tratamiento y el metal procedente del horno. Este choque de temperaturas provoca además el desvanecimiento del Magnesio debido a su bajo punto de evaporación (650°C) comparado con el hierro líquido (1500°C).

Para evitar el rápido desvanecimiento del Magnesio durante el tratamiento tipo sándwich el Ferro silicio Magnesio debe ser muy bien cubierto con chatarra de acero para lograr tener la máxima recuperación del Magnesio en la olla.

La recuperación del magnesio mejora sustancialmente con el tratamiento Sándwich y puede llegar hasta 40-45%.Las ventajas son: tiempos de tratamiento más cortos, simplicidad, flexibilidad y alta recuperación del magnesio con menos escoria, humos, etc. La desventaja estiba en pérdidas ligeras, debido al calentamiento adicional requerido para fundir de 1-2% del material de recubrimiento de acero.

Aunque el tamaño de la ventana estable del HGC es diferente para cada producto, generalmente se extiende en un intervalo de un 0.004% de Mg. Sin embargo en la práctica dicho intervalo de Mg usado es más pequeño, porque el rango del Mg activo se desvanece a una velocidad de aproximadamente 0.001% cada 5 minutos.

Si el oxígeno (O_2) activo y los contenidos de azufre son altos, se consumirá el Magnesio activo cambiando la ventana estable del HGC creando un desvanecimiento y modificando la estructura del grafito, acercándola al hierro gris.

2.3 Efecto del tratamiento de inoculación

El proceso de inoculación tiene por objeto sembrar las semillas para que se aglomeren a su alrededor el carbón en exceso. El proceso de inoculación para formar HGC se lleva a cabo en la olla de nodulización, empleando como inoculante ferro silicio.

El objetivo principal de la inoculación es la eliminación de los carburos y el aumento del número de nódulos de grafito.

El efecto de la inoculación se determina en base a cambios en:

El número de granos (celdas) eutécticas; independiente de las condiciones de inoculación (composición química, la velocidad de enfriamiento, temperatura del baño), este proceso siempre aumenta el número de granos eutécticos en comparación con el hierro base.

Después de la inoculación del hierro se presentan 3 efectos que a continuación se describen.

Forma y tamaño del grafito.

Mediante control de parámetros de procesos se puede transformar el grafito E o D en grafito tipo A (Figura 2.3.1). Esto se observa con a valores relativamente altos de CE, y altos contenidos de elementos tenso-activos, tales como el oxígeno y el azufre. Cuando el hierro tiene un bajo valor de CE o es fundido en vacío y por lo tanto, el contenido de

azufre y oxígeno es pequeño, no se puede obtener grafito tipo A. En la literatura frecuentemente se cita, que a causa de la inoculación, el tamaño del grafito disminuye, pero en realidad sucede lo contrario, lo cual se muestra en la Figura 2.3.1

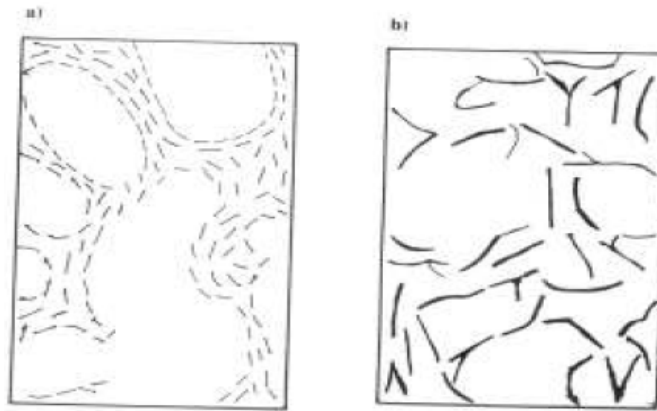


Figura 2.3.1 Se muestra el tamaño y la distribución del grafito en la fundición obtenida en un horno de vacío, con bajo contenido de oxígeno (10ppm) y azufre (0.003%); a) hierro base; b) hierro inoculado.

Grado de Subenfriamiento

Investigaciones en el proceso de inoculación del hierro presentan una tendencia a la formación de la estructura blanca (Sensibilidad al temple o formación de carburo de hierro, también llamado "*chill*", esta tendencia disminuye la formación de la estructura blanca, dependiendo de las condiciones de fabricación del hierro base.

En las propiedades mecánicas, desde el punto de vista de la práctica tecnológica, el principal objetivo de la inoculación es aumentar la resistencia a la tensión del hierro. Este efecto es distinto para los hierros con bajo valor de CE o Sc. Cuando el hierro base solidifica con una estructura blanca o moteada, el proceso de inoculación disminuye la dureza del hierro, el hierro solidifica según el diagrama de equilibrio estable Fe-C y de esta manera elimina la cementita primaria, que es una fase de dureza elevada.

La Tabla 3 ilustra la influencia del proceso de inoculación sobre las propiedades mecánicas del hierro y el hierro inoculado.

Tabla 3 Propiedades en el hierro base y hierro inoculado.

Concepto	Hierro base	Hierro inoculado
Resistencia a la tensión MPa	282	30,0
Dureza HB	248	217
Número de los granos, cm^{-2}	190	302
Grado de sobreenfriamiento, $^{\circ}\text{C}$	25	7
Fracción de cementita	5	0
Tipo de grafito (ASTM)	E	E

La Figura 2.3.3 se muestra el efecto en las curvas de enfriamiento del hierro inoculado y del hierro base. En el hierro inoculado se puede apreciar que la Recalescencia y la temperatura eutectoide ocurren a mayor temperatura en el hierro inoculado, que en el hierro base.

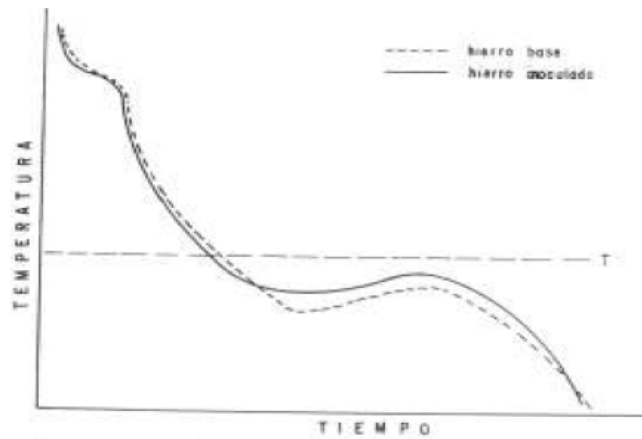


Figura 2.3.2 Curva de enfriamiento del hierro base e inoculado.

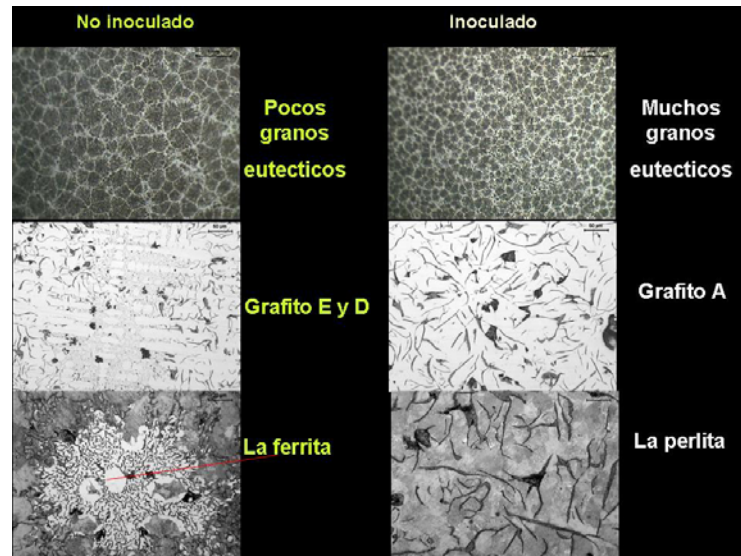


Figura 2.3.3 Comparación del efecto de la inoculación en el hierro.

La inoculación funciona por la adición de FeSi, y la modificación acompañada por la adición de Magnesio y/o tierras raras, un alto porcentaje de Silicio en la adición de Magnesio puede dar una menor inoculación.

El Hierro base generará número reducido de granos eutécticos, una alta tendencia a la formación del carburo de hierro y más baja resistencia a la tensión y dureza, en comparación con un hierro que ha sido inoculado con ferro-silicio y que provoca el doble de puntos para germinación de granos eutécticos; como consecuencia las propiedades obtenidas serán más elevadas, Como lo muestra la Tabla 4.

Tabla 4 Muestra la influencia del ferro-silicio sobre algunos efectos de la inoculación.

Tipo de hierro	Número de los granos eutécticos cm^{-2}	Profundidad de temple mm	Resistencia a la tensión MPa	Dureza Brinell
Hierro base	123	12	23,2	197
Hierro inoculado mediante ferrosilicio	201	6	26,1	199

El proceso de inoculación se caracteriza por los siguientes fenómenos:

La eficiencia de los inoculantes depende del tiempo, como lo muestra la Figura 2.3.4, donde se aprecia que en el caso de la cantidad de nódulos y la resistencia a la tensión (R_m), disminuyen con el aumento del tiempo, y en el caso de la tendencia a la formación hierro blanco esta tendencia aumenta con el incremento en el tiempo. El funcionamiento de los inoculantes es tanto más eficiente, cuanto menor es el valor del carbón equivalente CE.

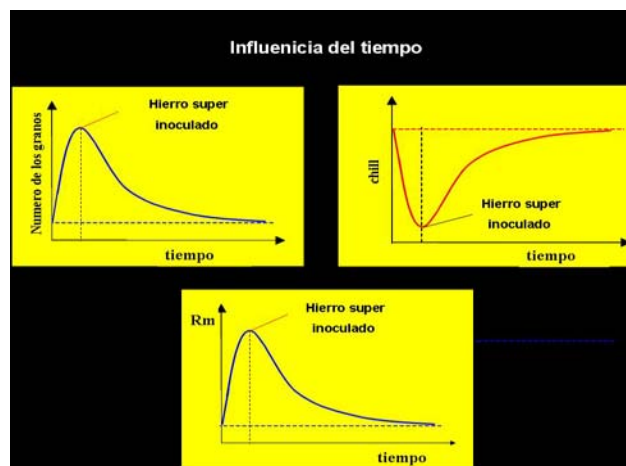


Figura 2.3.4 influencia del tiempo en el hierro súper inoculado

2.4 Efecto de la Composición Química.

2.4.1 Carbono Equivalente

El carbono equivalente (CE) es un indicador complejo de la composición química del hierro. Su influencia cuantitativa sobre el hierro es similar a la influencia del carbono y silicio. Los ejemplos de la influencia del CE sobre el número de granos eutécticos y el contenido de austenita precipitada se muestran en la Figura 2.4.1.1 donde se puede

observar la influencia del carbono equivalente sobre el número de granos eutécticos (a) y la fracción de la austenita (b).

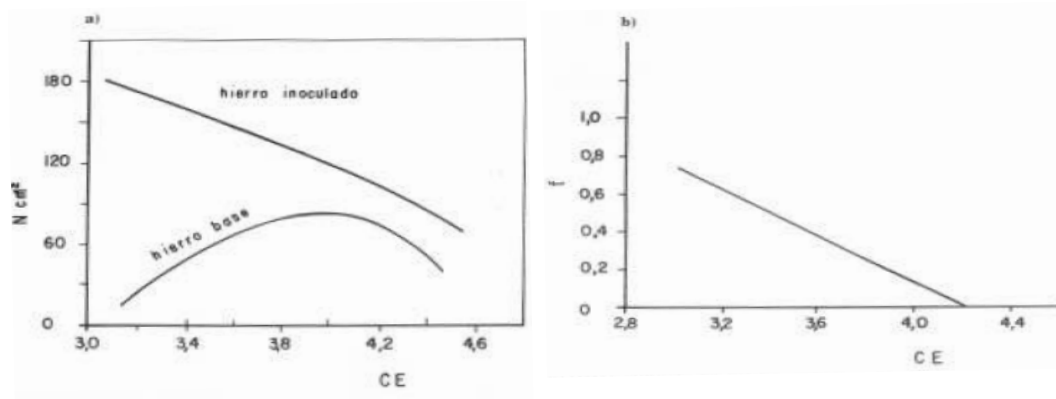


Figura 2.4.1.1 Influencia del CE sobre la austenita y el número de granos eutécticos.

El hierro que sale del alto horno (arrabio) con $CE > 4.3$ tiende a reducir el esfuerzo debido al grafito grueso. Hierros con $CE < 4.3$ tienden a incrementar el esfuerzo debido a la reducción en tamaño y en cantidad de hojuelas de grafito

Los altos contenidos de CE agrandan el tamaño de las hojuelas en el grafito.

2.4.2 Carbono, Silicio

El carbono y silicio favorecen a la nucleación del grafito que aumenta el número de los granos eutécticos. Simultáneamente aumenta la temperatura de solidificación del eutéctico y disminuye la velocidad de crecimiento de los granos eutécticos, por lo que aumenta la longitud de las hojuelas de grafito, es decir, el grado de ramificación del esqueleto gráfitico disminuye, ya que la distancia entre las hojuela también disminuye.

A medida que aumenta el contenido de carbono y silicio, crece también la posibilidad de obtener grafito tipo A, ya que los espacios interdendríticos son mayores. Además la probabilidad solidificación de la fundición según el sistema metaestable Fe-C disminuye, ya que la temperatura de solidificación real del eutéctico aumenta, con respecto a la temperatura metaestable. Por lo tanto un aumento en el contenido de carbono y silicio disminuye la cantidad de austenita en el hierro y por lo tanto aumenta la

cantidad del eutéctico grafitico y también del grafito. En otras palabras, a medida que aumenta el contenido de carbono y silicio en el hierro, aumenta su tendencia a la grafitización primaria.

El efecto que tiene el silicio en el hierro es la tendencia del hierro a la grafitización y también favorece la formación de la matriz ferrítica durante el enfriamiento. Los altos contenidos de Silicio, alrededor de 1.6% tienden a grafitizar, mientras los hierros de bajo silicio tienden a formar hierros blancos.

2.4.3 Cobre, Estaño

El efecto que tiene el cobre es que no aumenta la tendencia del hierro a la formación de carburo de hierro y favorece la formación de grafito durante la solidificación. El exceso de cobre se precipita en forma libre denominado a veces como cobre primario, el cual disminuye las propiedades mecánicas del hierro. A medida que aumenta el contenido de cobre, se incrementa la fracción de perlita en el hierro y disminuye la distancia entre sus laminillas, por lo tanto aumenta la dureza y la resistencia a la tensión. Sin embargo existe una concentración crítica de cobre arriba de la cual la resistencia a la tensión disminuye. Se observa que la resistencia a la tensión también depende de la composición química, ya que con un aumento en el contenido de carbono esta disminuye.

El Cobre también refina a la perlita y reduce la tendencia a formar ferrita, promoviendo de esta forma matrices perlíticas. Es un fuerte promotor de perlita como el Ti, actúa como barrera para la difusión del carbono por la acumulación de la interfase austenita-grafito, al crear esta barrera retarda el tiempo de austenitización, reduce la formación de carburos en paredes delgadas, en grandes cantidades disminuye las propiedades mecánicas.

La combinación de Mo y Cu tienen un efecto mayor de endurecimiento por el carácter grafitizante que puede ser usado en sustitución parcial para que el Si compense la tendencia de enfriamiento sin promover ferrita libre. Además, son promotores efectivos de la perlita en las fundiciones de hierro.

Estaño:

El Sn (0.1 %) y Sb (0.05%) promueven la formación de perlita, restringiendo la difusión de carbono en la matriz.

El estaño en combinación con el silicio, pueden ayudar a la formación de hierro nodular y Hierro Grafito Compacto, que es un grafito degenerado como lo muestra la Figura 2.4.3.1.

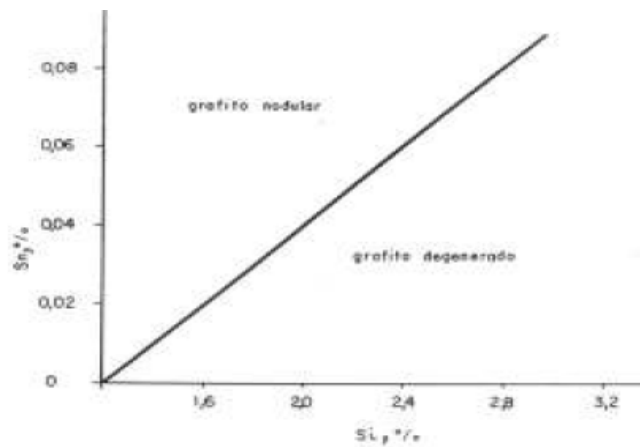


Figura 2.4.3.1. Influencia del Si y Sn sobre el tipo de grafito.

2.4.4 Contenido de Manganeso

El aumento en el contenido de manganeso en el hierro disminuye el coeficiente de nucleación de los granos eutécticos ψ . Debido a esto, a medida que aumenta el contenido de manganeso disminuye el número de granos eutécticos y aumenta el grado de subenfriamiento, aumentando también el grado de ramificación del esqueleto grafitico de los granos eutécticos. Es decir, disminuye la longitud del grafito observado sobre la muestra metalográfica y aumenta también la tendencia a la formación de grafito tipo D y la matriz perlítica.

Debido a que el manganeso se caracteriza por tener gran afinidad por el azufre, forman con él, sulfuros de manganeso y sulfuros complejos del tipo (Fe-Mn) S, los cuales se encuentran en el baño en forma de inclusiones y cumplen el papel de gérmenes para los granos eutécticos.

El manganeso ha sido considerado para el vaciado por sus altas propiedades de resistencia al desgaste. Cuando se considera el efecto del Mn, es importante considerar el efecto del azufre. El manganeso ayuda a neutralizar el efecto del azufre en el hierro, si durante la solidificación hay poco manganeso, el azufre se deposita en los límites de grano, donde el metal caliente es susceptible a producir grietas en las piezas vaciadas. Si hay suficiente manganeso presente en forma de Sulfuros de manganeso (MnS) en el metal fundido que flota fuera del metal hacia la capa de escoria.

El manganeso también promueve una microestructura perlítica y un aumento en resistencia y dureza. El alto contenido de Manganeso, puede dar lugar a los carburos intracelulares. El aumento del manganeso a partir de 0.25 a 0.44% aumenta el contenido de la perlita de 15% hasta el 60%.

2.5 Sensibilidad al espesor

La estructura de la fundición depende de la velocidad de enfriamiento y debido a esto influye también en las propiedades mecánicas de la fundición. Un índice que caracteriza la velocidad de enfriamiento es el "módulo M". La definición del este módulo está dada por $M=V/S$ donde V es el volumen de la pieza y S es la superficie de enfriamiento

Indirectamente el módulo representa la cantidad de calor que se desprendería de una unidad de superficie de enfriamiento de la pieza a una temperatura dada. El valor del módulo de enfriamiento M, no considera la forma que tiene la pieza fundida, por esta razón es práctico convertir todas las piezas coladas de diferentes formas a una pieza en común, es decir, a una placa, y por lo tanto el módulo M en este caso, se denomina como espesor convertido de pared.

Cuando se consideran las propiedades de una pared singular, sus partes exteriores siempre tienen mayores propiedades mecánicas que las partes interiores, las cuales se enfrían más lentamente, por lo que una medida práctica de la velocidad de enfriamiento es el módulo de enfriamiento M .

Un aumento en la velocidad de enfriamiento favorece la formación de la perlita y estructura blanca (con la cementita eutéctica), disminuyendo la fracción de grafito, y por lo tanto aumenta la resistencia y dureza de la fundición. Debido a esto, las paredes delgadas de una pieza colada (menor M) siempre se caracterizan por una mayor resistencia y dureza.

El hierro gris pertenece a las fundiciones de alta sensibilidad a la velocidad de enfriamiento, lo cual ocasiona una alta heterogeneidad en sus propiedades mecánicas en diferentes partes de la pieza colada, inclusive en el mismo corte de la pieza, este fenómeno es causado por la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre el proceso de formación de la microestructura de la pieza. Esta particularidad de la fundición influye sobre el espesor de las paredes, y disminuye cuando el grado de saturación eutéctica (SC) también disminuye. En otras palabras, una disminución de SC , favorece la obtención de piezas coladas más homogéneas.

La Figura 2.5.1 muestra la sensibilidad del espesor de pared en la formación de HGC.

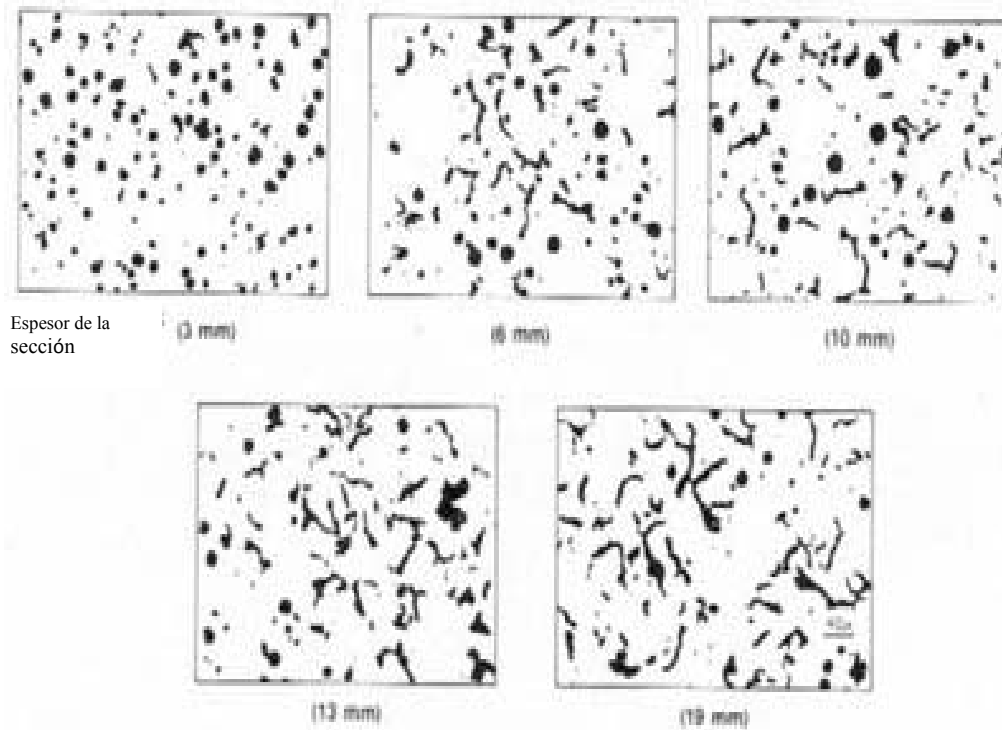


Figura 2.5.1 Sensibilidad del espesor a la formaci^on de HGC

CAPÍTULO III Procesos de fabricación del HGC

3.1 Tecnologías aplicadas en la producción industrial

Distintas tecnologías para el proceso en línea de la producción de HGC han sido probadas en fundiciones de todo el mundo. Una de ellas es la Tecnología "Sinter Cast", utilizada en la empresa fundidora CIFUNSA, donde se lleva a cabo el proceso de Olla Sinter Cast basado en el análisis térmico de dos pasos: medición y estratégica de control de corrección.

Los dos pasos eliminan las variaciones de olla a olla causadas por factores como la composición química del hierro base, temperatura del hierro, recuperación de la aleación de tratamiento, carga mezclada y cualquier otra variable que afecte el tratamiento base del proceso.

El Sistema "Sinter Cast 2000" es un proceso que realiza un análisis térmico de las muestras, calcula la cantidad alimentada de aleantes para la corrección en la olla y automáticamente envía la instrucción al alimentador de alambre de magnesio o inoculante para lograr las correcciones. Esta corrección en la olla asegura que cada pieza a vaciar que cumpla las especificaciones metalúrgicas, mientras se muestra la retroalimentación de los resultados del análisis térmico como ayuda para optimizar la eficiencia del proceso de producción del HGC.⁽¹⁵⁾

Otra tecnología aplicada a la producción industrial, que también se ha dado a conocer por predecir la forma del grafito, es la tecnología "Celox de Heraeus Electro-Nite", esta tecnología se basa en un sensor de oxígeno activo.

De acuerdo con las teorías e investigaciones se ha encontrado que la actividad del oxígeno es un factor importante en la formación del grafito. El principio de medición se basa en usar una celda electroquímica en combinación con un termopar ⁽¹⁶⁾. Esta celda es llenada con oxígeno de referencia y cuando esta se sumerge en el metal, la celda producirá un potencial de fuerza electromotriz como resultado de las diferentes actividades del oxígeno. Para el sensor de fundición Celox, la relación del potencial de fuerza electromotriz permite la rápida evaluación de la condición del hierro por el tratamiento con Magnesio antes de vaciar y su capacidad para formar grafito esferoidal o compacto.

Ya que el contenido de Magnesio determina el factor de formación del grafito y dado que no existe ningún método de análisis disponible para determinar el Magnesio libre, en la práctica actual el control de la producción consiste en determinar el contenido de Magnesio total (es igual a la suma del Magnesio libre más el combinado), esto nos da parcialmente la forma del grafito. Se sabe que después de adicionar Magnesio se llega a un equilibrio entre el Magnesio libre y el oxígeno libre, ya que el Magnesio libre es inversamente proporcional al contenido de oxígeno, así como también al nivel de oxidación del hierro.

3.1.1 Equipos de preparación de metal

Horno de Inducción sin núcleo magnético:

Un horno de inducción sin núcleo (Figura 3.1.1.1) utiliza una bobina de cobre electrolítico helicoidal enfriada por agua, que rodea a una cavidad revestida con un refractario, que contiene el material de carga (carga metálica). Al circular una corriente alterna en la bobina se produce una corriente inducida en el material de carga que genera calor en la carga metálica fundiéndola. Una vez que la carga es fundida, se produce una agitación como resultado de la interacción de corrientes en la masa líquida con el campo

magnético. La velocidad de agitación aumenta al aumentar la potencia y al disminuir la frecuencia. Según la capacidad y la tasa de fusión requeridas, la frecuencia de la corriente suministrada habitualmente se clasifica en una de las tres categorías indicadas en la siguiente tabla.

Tabla 5 Categorías de los hornos de inducción.

CATEGORÍAS DE LOS HORNO DE INDUCCIÓN	
DESIGNACIÓN DE LA FRECUENCIA	FRECUENCIA (HZ)
Red (o línea)	50 - 60
Baja	150 - 500
Media o alta	500 - 10.000

Fuentes: AFS (Sociedad de Fundidores Americana). 17-10-04.

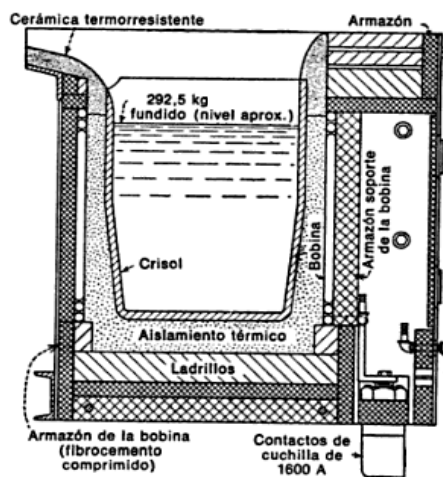


Figura 3.1.1.1 Horno de inducción sin núcleo

Para esta investigación para la producción del HGC se utilizó un horno de 23 toneladas de capacidad instalado en la empresa CIFUNSA.

Olla de pre-tratamiento o vaciado

La adición de agentes esferoidizantes al hierro fundido es un paso importante en la producción de hierro nodular. El magnesio y sus aleaciones poseen bajas temperaturas de vaporización, de ahí que su adición en el hierro fundido deba hacerse con extremo cuidado. Debido a la baja temperatura de vaporización del Magnesio, y a la poca solubilidad en el hierro, es deseable utilizar para el tratamiento un baño profundo para lograr prolongar el contacto entre el hierro y el Magnesio e incrementar la recuperación del elemento esferoidizante. Por lo tanto, la profundidad de la olla deberá ser de 2 a 3 veces el diámetro y el metal deberá ser vaciado en la olla tan rápido como sea posible.

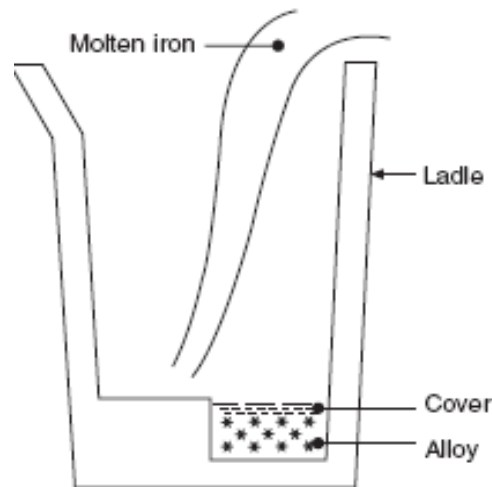


Figura 3.1.1.2 Tratamiento de aleaciones tipo sándwich en olla de vaciado.

Para lograr este efecto se utiliza un tratamiento llamado tipo sándwich en la olla de vaciado (Figura 3.1.1.2). El termino sándwich o capa "sándwich" se basa en colocar la aleación esferoidizante antes de la adición de hierro fundido en el fondo de la olla y recubrirla con láminas de acero para retardar el comienzo de la reacción al iniciar el vaciado del metal líquido. Este material generalmente es de pedacería de acero o placa en una proporción equivalente a 1-2% del peso total del baño. Además de la acción retardante, el material de recubrimiento enfría el metal en la vecindad inmediata a la reacción del magnesio y la recuperación del magnesio se incrementa cuando la temperatura disminuye. Antes de comenzar el tratamiento es importante mencionar que

la olla debe ser previamente calentada a una temperatura entre 1370 a 1420°C debido a que la temperatura del metal líquido se encuentra a 1500°C aproximadamente. El tratamiento en una olla para 3500Kg de metal, debe iniciar en la olla con 9 kg de FeSiMg en piedra, posteriormente se cubre la ferro aleación con 30 kg de acero y 30 kg de material retorno nodular, finalmente se vacía el metal líquido para completar el tratamiento.

3.1.2 Equipos de control del metal líquido

Determinador de Nitrógeno, Oxígeno, Hidrógeno. LECO TECH600

Este instrumento mide la cantidad de oxígeno en una variedad de materiales inorgánicos empleando un gas inerte. Una muestra pesada es colocada en crisol de grafito de alta pureza, la muestra es fundida bajo un flujo de helio a una temperatura suficiente para liberar el oxígeno, nitrógeno e hidrogeno, El oxigeno en forma simple se combina con el carbón del crisol y forma monóxido de carbóno. El nitrógeno presente en la muestra es liberado como moléculas de nitrógeno y cualquier cantidad de hidrógeno presente es liberado como gas.

El oxígeno es medido por la absorción infrarroja (IR). La muestra entra en el modulo de IR y pasa a través de detectores de CO y CO₂. El oxígeno presente así como el CO y CO₂ son detectados. Después de esto el gas es pasado a través de oxido de cobre y tierras raras calentados para convertir el CO en CO₂ y cualquier cantidad de hidrogeno en agua. Los gases liberados vuelven a entrar en el modulo IR y pasan a través del separador de CO₂, para medir el oxigeno total. Esta configuración maximiza el desempeño y precisión para intervalos altos y bajos, y escogiendo automáticamente el equipo el rango de detección optimo. (21)

Espectrómetro de emisión óptica ARL2460

La espectroscopia de emisión óptica es una la técnica de referencia para el análisis químico de las muestras metálicas sólidas.

La combinación de precisión, velocidad, estabilidad y fiabilidad la convierte en una herramienta para la producción y comprobación de la calidad de los productos metalúrgicos. La técnica de emisión óptica utiliza una chispa de alta energía generada a través del espacio llenado con argón entre un electrodo y la muestra de material que se va a analizar. La chispa crea una emisión de radiación desde la superficie de la muestra excitada, generando longitudes de onda características de su composición química. Los principios físicos de esta técnica se basan en la emisión de fotones dentro del rango visible del espectro electromagnético por parte de los diferentes elementos que componen una muestra. Cada elemento emite en una determinada longitud de onda lo cual permite calcular la concentración de cada uno mediante monocromadores y detectores.

El análisis rápido y simultáneo de los elementos deseados cumple con los requisitos de muchos sectores de las industrias de los metales, desde la clasificación de chatarra, revisión del material de entrada, control de la producción, Investigación y desarrollo o pruebas de entrega de productos finales ⁽¹⁹⁾.

Determinador digital de C y S LECO CS200

El determinador simultáneo de carbono y azufre CS230 utiliza el método de combustión directa recomendado y aprobado por la American Society for Testing Materials ASTM. El determinador de C y S analiza mediante un horno de Inducción (material inorgánico, básicamente metales) y cuatro celdas infrarrojas independientes. Las celdas permiten seleccionar la sensibilidad individualmente para operar con la precisión óptima para el análisis de niveles altos y bajos de azufre y carbono. Según el porcentaje de carbono y azufre la detección se realizara en la celda de altos o bajos para obtener la precisión máxima en el análisis deseado.

El análisis empieza pesando la muestra con el crisol cerámico en la balanza electrónica. Oprimiendo un selector, y digitalizándolo mediante del teclado. Eligiendo el selector de inicio, el ciclo de análisis empieza y la muestra entra en el horno. Dependiendo del peso de la muestra material a analizar, el tiempo nominal de análisis es de 50segundos ⁽²²⁾.

Sistema Sinter Cast 2000

La base de cualquier proceso de control tecnológico debe ser el análisis preciso del comportamiento del metal fundido. En el caso del HGC se requiere un control confiable de las mediciones de la concentración de Mg en las proximidades del cambio abrupto de HGC a hierro gris y de los niveles de inoculación.

El módulo de muestras es un mecanismo que consiste de una estación, un colocador de copas para muestras y un dispositivo de análisis y adquisición de datos. El módulo de muestras también cuenta con un par de termopares ubicados en el sensor, los cuales determinan si la copa para muestras esta correctamente montada. La estación consta de un modulo de control del operador para visualizar en pantalla los resultados del análisis de Magnesio, inoculante y carbóno equivalente, además de un modulo de muestreo y un operador de caja.



Figura 3.1.2.1 Modulo de Muestras Sintercast.

Las muestras del Sinter Cast se obtienen por inmersión de la copa dentro del metal fundido después del tratamiento base de Magnesio e inoculante. Durante los 3 segundos de inmersión la copa se llena de metal líquido para que las paredes de esta misma sean llevadas a un equilibrio térmico con el metal fundido. La copa de inmersión cuenta con 2 paredes de acero para aislar la muestra. El hueco entre las 2 paredes, varía

simétricamente con la altura de la muestra para regular la pérdida de calor e imponer un comportamiento uniforme de solidificación.

En comparación con el análisis térmico convencional en copas de arena, las paredes delgadas de la copa del Sinter Cast aseguran un volumen constante de la muestra, además previenen la oxidación del hierro durante el llenado y proveen una medición más precisa del subenfriamiento como se muestra en la figura 3.1.2.2

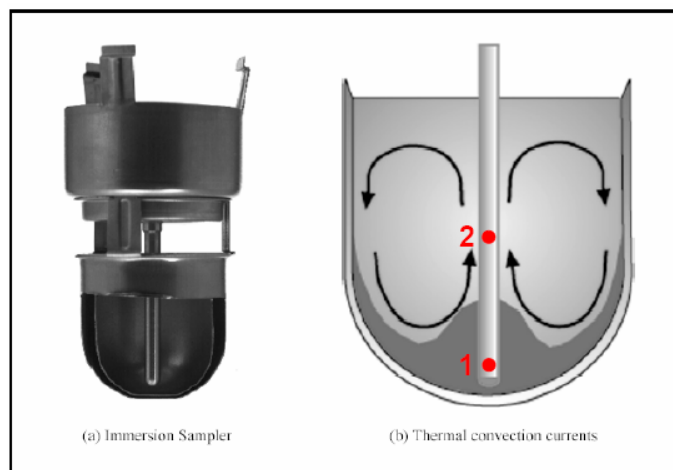


Figura 3.1.2.2 Copa de muestreo del Sinter Cast mostrando la localización de los termopares y el flujo de metal caliente al llenado.

La copa de muestra consiste en dos termopares en un tubo de acero cerrado y protegido. Uno de los termopares está localizado en el fondo de la copa de muestra, mientras que el otro se encuentra en el centro térmico de la muestra.

La forma esferoidal de la copa, combinada con el hecho de que el tubo que contiene los termopares cuelga libremente sobre el metal que está solidificando (sin apoyarse sobre la base que podría actuar como un extractor de calor), provoca las corrientes de convección térmicas mostradas en la Figura.3.1.2.2, estas corrientes causan la separación de 2 regiones por el flujo.

Para simular el desvanecimiento natural de Magnesio, que ocurre en la olla y en el vaciado, las paredes de la muestra son cubiertas con un material reactivo que consume al

Magnesio. Las corrientes de convección al pasar por las paredes causan que reaccione y provocan que el contenido bajo de Magnesio se acumule en regiones de flujos separados de la base de la copa. El termopar del centro monitorea el hierro el cual no ha reaccionado y por lo tanto determina el comienzo del comportamiento de vaciado. Mientras que el termopar localizado en el fondo predice el fin del comportamiento de solidificación.

El recubrimiento en las paredes es diseñado de tal forma que el hierro que se acumula en las regiones separadas por el flujo contiene 0.003% menos Magnesio activo que las demás regiones del hierro (ver Figura. 3.1.2.3).

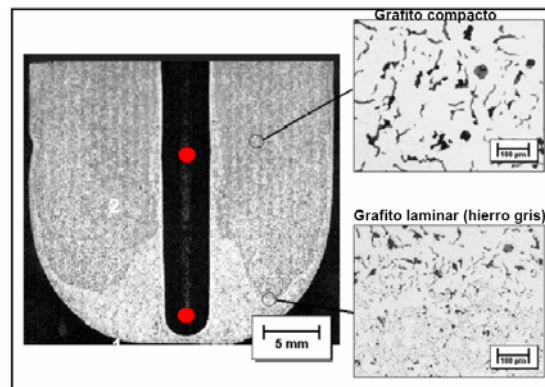


Figura 3.1.2.3 Microestructura de la copa de muestreo del sistema Sinter Cast.

Si el contenido de Magnesio inicial en el hierro es muy cercano a la transición de HGC a gris, el área separada por el flujo solidificará como hierro gris (Figura 3.1.2.3), dando al termopar del fondo la curva de enfriamiento. Estos resultados alertan a la fundición para agregar más Magnesio, antes de comenzar a vaciar en moldes, para compensar el inevitable desvanecimiento del Magnesio. En contraste con el caso de que la curva de enfriamiento que arroja el termopar del fondo fuera la del HGC después de la pérdida de Magnesio, entonces el punto de inicio sería suficientemente alto para evitar la formación de hojuelas durante el tiempo de vaciado. El tamaño de las hojuelas de grafito en la zona inferior de la probeta muestra que son directamente proporcionales al contenido inicial de Magnesio como lo muestra la figura 3.1.2.4, y puede ser calculado

por la curva de enfriamiento que detecta el termopar del fondo con respecto al tiempo que se libera calor antes del subenfriamiento eutéctico.

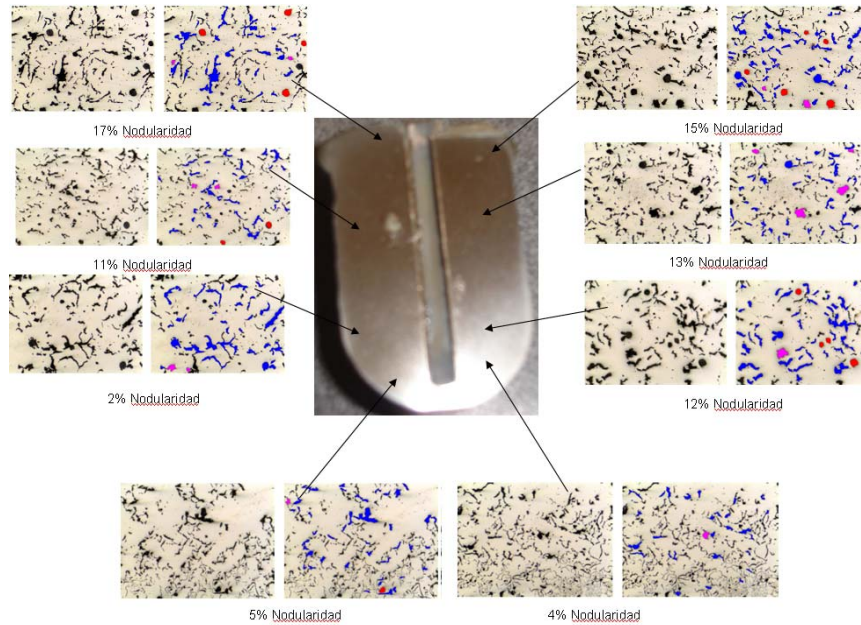


Figura 3.1.2.4 El tipo de grafito y el porcentaje de nodularidad en la copa de muestreo.

Los datos térmicos para el análisis son adquiridos y transmitidos al sistema por un dispositivo de análisis y adquisición de datos, el cual dependiendo de los resultados del análisis térmico, calcula la cantidad de Magnesio e inoculador que deben ser inyectados a la olla de vaciado por medio de un alambre que es introducido automáticamente, adicionando solo la cantidad necesaria de Magnesio e inoculante que es llevado en el interior del alambre.

3.2 Técnicas de preparación del metal

3.2.1 Hierro base

Similar al hierro dúctil, el éxito de la producción de grafito compacto, requiere un compromiso del control de proceso y disciplina. El control de la fundición del hierro

base, adiciones de magnesio, inoculante, y sincronización de procesos pueden influenciar la calidad de las piezas de HGC.

Es necesario un suministro de calidad adecuado de los materiales de carga para el control del carbón equivalente. Por ejemplo un bajo contenido de azufre en el hierro (preferible 0.008-0.015%, 0.020% como máximo) obtenido por fundición de chatarra con bajo azufre o por desulfurización. La diferencia primaria entre la composición del hierro base del hierro HGC y el hierro gris, es el contenido de azufre. El HGC, debe contener valores menores a un 0.020% de azufre.

Cuando se utilizan en hornos de inducción, la carga de materiales de bajo azufre o el hierro desulfurizado, puede ser usado para la producción de los componentes de HGC. El carbón equivalente (CE) para el HGC es más alto que para el hierro gris. El contenido óptimo de carbono y silicio es de 3.5-3.8% y 2.0-2.2% respectivamente. A diferencia del hierro gris, las propiedades mecánicas del HGC no son afectadas negativamente por el incremento del CE. Para contrarrestar la tendencia natural ferritizante del HGC, pueden agregarse al hierro base del horno cobre o estaño en el tratamiento para estabilizar la perlita. Las cantidades varían dependiendo de los espesores de sección, velocidad de enfriamiento, tiempo de mantenimiento y contenido de perlita deseado. Sin embargo, 0.4-0.8% cobre y 0.040-0.10% estaño son contenidos típicos de un HGC perlítico.

La frecuencia del análisis térmico es determinado en cada fundición como una función del volumen del horno, tamaño de la olla del tratamiento base, y capacidad del tratamiento del horno. Sin embargo en cada caso las muestras son obtenidas antes de que se vacíe la olla del siguiente tratamiento. Esta estrategia asegura que la muestra de hierro represente el nivel de modificación más bajo en el proceso entero y puede de esta forma servir como resultado para asegurar la calidad del vaciado final.

La composición química del hierro base depende de la clase de hierro a fabricar, lo cual se muestra en la tabla 6.

Tabla 6 composición del hierro inoculado de diferentes tipos según ASTM-A48

Tipo de Clase	Carbono	Silicio	Magnesio	Azufre	Fosforo máx.	Carbono Equivalente
35B	3.1-3.3	1.6-1.8	0.6-0.8	0.02-0.12	0.2	3.6-3.9
40B	3.0-3.1	1.5-1.5	0.8-0.9	0.02-0.12	0.15	3.5-3.7
40B	2.9-3.0	1.4-1.5	0.9-1.0	0.02-0.08	0.08	3.4-3.6
50B	2.8-2.9	1.3-1.4	0.9-1.0	0.02-0.08	0.08	3.3-3.5

El hierro base para la fabricación del hierro inoculado se puede obtener del cubilote o de hornos eléctricos. En la selección de la carga se necesita tomar en cuenta no solo el contenido de carbono total en la misma, sino también el contenido de carbono en forma de grafito. De los resultados prácticos en la fabricación de hierro inoculado se sabe que hay una relación estrecha entre el contenido de carbono en forma de grafito en la carga y los tipos dados de hierro tratado. Por esta razón es necesario conocer el contenido de carbono en la forma de grafito de los materiales de carga, lo cual se muestra en la Tabla 7.

Tabla 7 Contenido de carbono de los materiales de carga para fusión.

Tipo de material de carga	Contenido de carbono	
	Carbono total (%)	Carbono en forma de grafito (%)
Arrabio para fundición	3.0-4.5	2.5-3.7
Arrabio para fabricación de acero	3.0-4.5	0.2-0.5
Chatarra de hierro automotriz	3.2-3.5	2.6-3.1
Ferrocarriles	0.3-0.9	-
Piezas para construcciones	0.1-0.25	-
Fundido	0.15-0.45	-

El estado líquido del hierro con una composición química dada, se puede modificar, dependiendo de los materiales usados en la carga y especialmente de la cantidad de arrabio, siendo un factor importante la forma y el contenido de grafito en la carga, así como el contenido de elementos residuales. En una carga con un contenido grafito en forma de hojuelas gruesas el hierro tendrá una tendencia a solidificar con grafito de

forma similar. Igualmente se afirma que los materiales de carga con grafito pequeño o con gran parte de hierro blanco, tienen una tendencia a formar una estructura con grafito tipo D.

3.2.2 Tratamiento final

Después del pre-tratamiento, el cual tiene como objetivo sobre-tratar relativamente al hierro para las coordenadas del comienzo del vaciado, tal que todos los factores se combinen para lograr la más alta recuperación de Mg e inoculante. Posterior a esto, el control de proceso comienza con la inmersión para extraer la copa muestra de la olla, y posteriormente regular el proceso entero usando un retroalimentador de control lógico.

El tratamiento final del HGC comienza con un hierro base pre-tratado. La cantidad de magnesio inicial que queda después de este tratamiento debe situarse dentro de determinados límites especificados. El comportamiento de solidificación del magnesio y del hierro base tratado con inoculante se somete a un análisis térmico preciso, ya que la formación de la estructura característica del grafito en el HGC se produce en una banda relativamente estrecha de la curva térmica durante el proceso secundario.

El Sistema Sinter Cast proporciona una medición rápida que se utiliza para la corrección y modificación del proceso de fundición. El sistema de control del proceso determina las cantidades de magnesio y/o inoculante necesarias y las añade automáticamente a la olla de vaciado. El proceso entero de medición y corrección tarda unos tres minutos y se realiza paralelamente a las actividades habituales de la fundición como el desescoriado y el transporte de la olla. El proceso permite el funcionamiento sin interrupciones de la línea de moldeo a los niveles de producción normales de una fundición de hierro gris.

Los parámetros que inciden directamente en la tecnología de fabricación del hierro inoculado son: composición química del hierro base, materiales de carga, temperatura de subenfriamiento, tipo y cantidad de inoculantes, técnica de inoculación y métodos de control de proceso de fabricación del hierro inoculado. Durante la producción de largos

volúmenes en serie, la única manera de eliminar la variación consiste en evaluar el comportamiento de solidificación del hierro después del tratamiento base, de esta manera todas las variables que influyen en la recuperación de la aleación y el tamaño y ubicación de la ventana de HGC han sido revisadas y por lo tanto tomadas en cuenta. Las adiciones correctivas de Mg y/o inoculantes pueden ser posteriormente hechas si son necesarias para dar a la fundición el comportamiento de solidificación deseado antes de comenzar el vaciado final. La medición y el control correctivo, minimizan las variaciones y eliminan el riesgo asociado con la aparición del grafito tipo hojuela en el producto final.

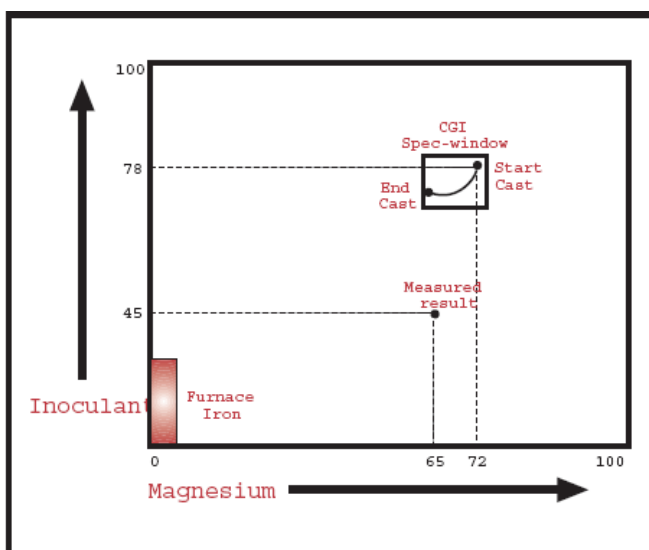


Figura 3.2.2.1 Adiciones correctivas de inoculante y Mg mostrando conceptualmente las concentraciones durante el tratamiento y vaciado para lograr la producción de HGC

Si el análisis térmico indica el inicio de la formación de hojuelas de grafito, la cantidad de Magnesio agregado al siguiente tratamiento base puede ser incrementado para concentrar el contenido de Magnesio de todo el hierro del horno, por el contrario, si el índice de Magnesio se vuelve muy alto, subsecuentemente la cantidad de tratamiento base puede ser reducida para diluir el contenido de Magnesio en el horno. De manera similar, la rapidez de inyección del alambre alimentado dentro de la piquera de vaciado, puede aumentar o disminuir para regular la cantidad de inoculante agregado durante el tiempo de vaciado. Además, también se puede inyectar alambre de Magnesio de alta

pureza directamente en el horno bajo circunstancias de una producción normal y regulando el contenido de Magnesio por la entrada del hierro base tratado.

En la Figura 3.2.2.1 una cantidad de Magnesio equivale a un índice de Magnesio de 7 unidades, agregadas a la fundición seguida por un alambre de inoculante equivalente a un índice de 23 unidades. La correlación entre el índice de unidades y los metros de alambre son calibrados para cada fundición (tamaño de la olla, temperatura etc.) y productos (velocidad de solidificación, tiempo de vaciado de la olla, etc.) programados en el algoritmo de corrección. Según la experiencia con más de 100,000 pruebas de HGC, las adiciones correctivas promedio de alambre de Mg son de solamente 5 metros por una olla de 1 tonelada. De los cuales se tiene 12 gr de Mg por metro de alambre y una recuperación del 50% correspondiente a solo 30grs de Mg por tonelada de hierro. Debido a que las adiciones correctivas son muy pequeñas, la recuperación durante la corrección es fiable, y no es necesario obtener un segundo análisis de la muestra.

3.2.3 Aleaciones usadas para el tratamiento

Los métodos por los cuales el Grafito Compacto puede ser producido son:

- Tratamiento controlado de las aleaciones que contienen magnesio, nitrógeno.
- Tratamiento con aleaciones que contienen elementos esferoidizantes (magnesio, Tierras raras y Calcio) y antiesferoidizantes (titanio, aluminio, azufre)
- Tratamiento con aleaciones a base de tierras raras y magnesio.

Tratamiento controlado de las aleaciones que contienen Nitrógeno

Es conocido que la presencia de alrededor de 0.01-0.015% de nitrógeno en el hierro gris puede promover la estructura del grafito compacto. El nitrógeno tiene el efecto compactador del grafito solo en secciones pesadas, tal como en lingoteras. Por lo tanto habrá problemas siempre que el Nitrógeno este presente cerca del 0.01%, haciendo

probable que la pieza presente problemas relacionados con defectos de gas (porosidad por ejemplo).

Tratamiento con aleaciones que contienen elementos esferoidizantes (Mg, Tierras raras y Calcio) y antiesferoidizantes (Titanio, Aluminio, Azufre)

Por medio de agentes esferoidizantes y antiesferoidizantes como FeSiMg-S se tiene la ventaja de que el rango estrecho del magnesio de 0.008 a 0.015 % se logra ampliar al utilizar azufre a un rango entre 0.015 a 0.30% como lo muestra la Figura 3.2.3.1.

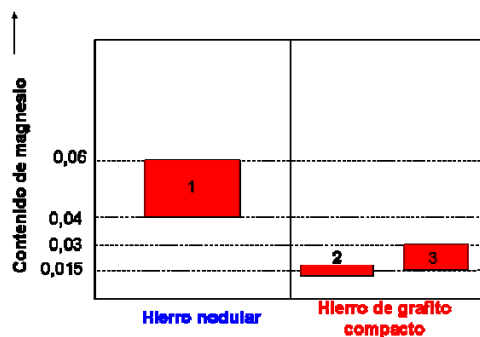


Figura 3.2.3.1 Rango del Contenido de magnesio para obtener: 1 hierro nodular, 2 hierro de grafito compacto por medio de Magnesio y 3 hierro de grafito compacto obtenido por Magnesio y azufre.

El HGC puede ser obtenido bajo un tratamiento con bajo azufre, sin embargo el rango de magnesio residual sobre el cual es posible producir satisfactoriamente la microestructura del HGC es muy estrecho, solo de 0.015 a 0.020% magnesio.

Para un tratamiento de esferoidizantes y antiesferoidizantes como FeSiMg-Ti se utiliza un hierro base con una composición de 3.15-4.0% C y 0.016-0.044% S, obtenida por hierro nodular y chatarra de acero de bajo azufre (menos de 0.02%). Después del tratamiento del baño por medio de aleación de FeSi con 5% magnesio y 8% titanio se obtiene una proporción entre el contenido de titanio y magnesio de 7 a 11. El efecto del

titanio es mayor si hay presencia del cerio por lo que cuando el cerio se incluye en el tratamiento de magnesio los niveles de titanio se pueden reducir a 0.1%.

La producción de HGC por medio del titanio es poca debido a que el titanio incrementa la formación de escoria durante la transferencia y el mantenimiento de las ollas y durante el vaciado en moldes e incrementa la probabilidad de defectos por escoria al vaciar. El titanio es un elemento no deseable en hierro gris, dúctil y compacto, por lo que las fundiciones deben ser extremadamente cuidadosas en la separación de retornos para evitar posibles contaminaciones, ya que tal contaminación en el hierro dúctil propicia formas subnodulares del grafito y en el hierro gris subenfriamiento del grafito además una matriz ferrífica. El titanio también reduce la maquinabilidad, e inclusiones que causan alto grado de desgaste en el maquinado. Estas inclusiones también pueden nuclear grietas durante la fatiga cíclica, y por lo tanto reducir la vida útil.

Tratamiento con aleaciones a base de Tierras raras o Mg con aleación de Tierras raras

De los diferentes elementos que pertenecen a las tierras raras el más importante es el cerio, este elemento neutraliza la influencia de elementos antiesferoidizantes, favorece la formación de grafito nodular y aumenta la tendencia de la fundición la formación de carburo de hierro. En adiciones mayores al 0.3%, se obtiene la formación de grafito tipo "*chunky*" (tipo de grafito degenerado). A medida que aumenta el contenido de cerio en el metal líquido (a partir 0.036% o 0.15% adición de la aleación) también aumenta su resistencia a la formación de carburo de hierro y el espesor de las barras con estructura blanca, como lo muestra la Figura 3.2.3.2.

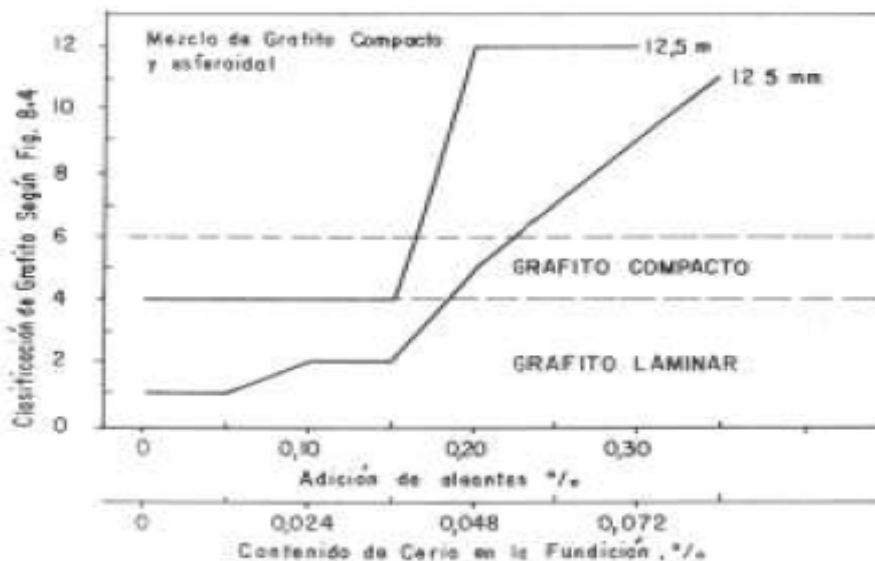


Figura 3.2.3.2 Influencia de una aleación con 50% de tierras raras y el espesor de pared sobre la forma del grafito.

El tratamiento de tierras raras (de niveles de cerio residual de 0.02-0.05%) usado para producir HGC de muy bajo azufre (<0.01%) en el hierro base aparenta ser solamente útil para secciones gruesas y medianas ya que se dificulta evitar los carburos eutécticos en secciones delgadas. El uso de la inoculación para evitar tales carburos resulta en una proporción inaceptable de grafito nodular. Por estas dificultades se restringe el uso del tratamiento del cerio.

3.2.4 Ventana de procesamiento

A pesar del rango estrecho para el HGC, muchas fundiciones tienen una producción exitosa usando técnicas estándar de producción. Estas técnicas son requeridas para componentes complejos con grandes volúmenes de producción. Mientras que los sistemas de control de proceso son requeridos para garantizar que las piezas como monoblocks y cabezas fuera de especificación sean identificadas y corregidas antes de vaciar, la necesidad de controlar el proceso depende del volumen de producción, la complejidad de los componentes y de la microestructura especificada, donde los componentes de bajo volumen como lingoteras, generalmente pueden ser producidos con controles y estándares prácticos de fundición.

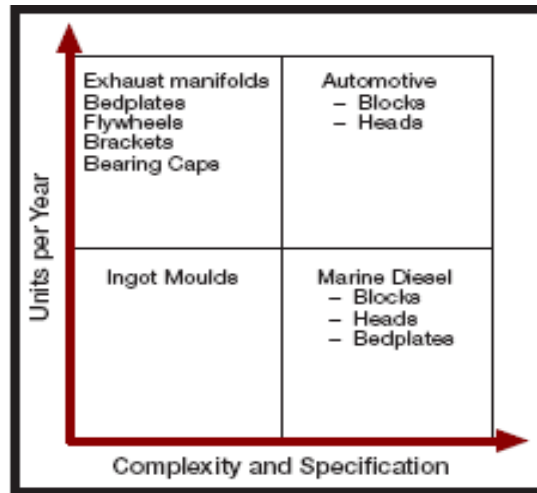


Fig. 3.2.4.1 Ventana de producción de complejidad vs unidades de producción.

La producción en serie de monoblocks, cabezas y bancadas de motor requiere un análisis preciso del hierro fundido y el control de la línea para evitar la variación del proceso antes de vaciar. Una razón por la que el HGC no ha sido adoptado en la producción en serie de componentes complejos como monoblocks, es debido a que el rango estable es estrecho para asegurar la producción libre de riesgos. A pesar de que el tamaño real y la ubicación del rango estable de HGC son diferentes para cada producto, por lo general el Magnesio abarca un rango aproximadamente entre 0.008 y 0.015% como lo muestra la Figura 3.3.1.2.

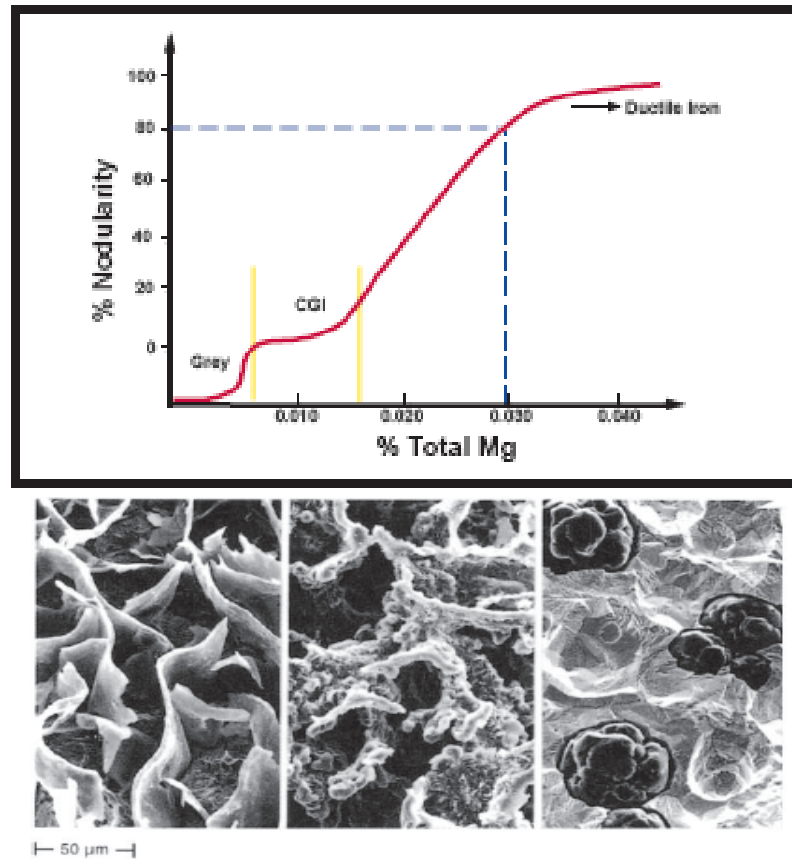


Figura 3.2.4.2 La zona horizontal del % total Mg para obtener un HGC estable separada del hierro gris por una transición abrupta en la morfología del grafito ya sea de hojuela a compacto, o a esferoidal mostrado en la parte inferior de la gráfica con fotografías de SEM.

Por otra parte, desde el punto de vista del procesamiento, la elaboración de partes de grafito compacto presenta las siguientes dificultades: la ventana de procesamiento para la obtención de la nodularidad buscada no es solo la zona horizontal mostrada en la Figura 3.2.4.2, sino que se relaciona con el hecho de que los elementos oxígeno y azufre consumen el magnesio y desplazan la zona horizontal hacia contenidos de magnesio más elevados. Esto considera que el rango de la zona horizontal estable de HGC no es estacionario, ya que si la actividad del oxígeno y/o azufre contenidos es alta, se consumirá el Magnesio activo y cambiará la zona horizontal a valores más altos Magnesio. Consecuentemente si los valores de oxígeno y azufre son relativamente bajos la zona horizontal del HGC cambiará hacia la izquierda, por esta razón, variaciones en la

composición química, limpieza, oxidación y humedad de los materiales de carga hacen que sea complejo fijar la especificación química para el HGC.

Otro punto es que el hierro de grafito compacto presenta una ventana de procesamiento donde interviene no solo la adición de magnesio, sino también requiere de un control simultáneo de magnesio e inoculante, ya que el Hierro Grafito Compacto es sensible a la adición de inoculantes, los altos niveles de estos proveen más núcleos, los cuales favorecen a la formación de grafito nodular. Por lo tanto, altos niveles de inoculación cambian el rango de la zona horizontal del grafito hacia altos niveles de nodularidad, mientras que bajos niveles de inoculación causan que el rango de la zona horizontal se desplace hacia una pobre nodularidad. Factores como el tiempo de mantenimiento, composición de la carga, calentamiento del horno, tipo y cantidad de inoculantes, influyen en la ubicación estable del rango de la meseta de grafito compacto.

Otra consideración es que a diferencia del hierro gris y el dúctil, la sensibilidad del HGC al Magnesio y a las adiciones de inoculante hace que las fundiciones adopten el sobretratamiento como estrategia para lograr su producción, en donde la sensibilidad del HGC con el Magnesio e Inoculantes nos indica que el HGC solo puede ser estable dentro de un cuadrante de la ventana de proceso.

La sensibilidad del hierro al inocularlo se ilustra en la figura 3.2.4.2 donde se muestra que adiciones de 80 grs de inoculantes a una olla de 1 tonelada, pueden cambiar la nodularidad de 3% a 21% en barras de diámetros de 25mm.

La producción confiable del HGC requiere un control simultáneo del Magnesio e inoculante, desde el comienzo de la fusión hasta el vaciado final, para promover la microestructura requerida. A pesar de las disciplinas adecuadas de fundición, y del conocimiento del hierro base, un paso como el tratamiento del sándwich, no siempre promoverá la ventana estrecha del HGC, ya que variaciones en parámetros tal como la carga mixta, la temperatura del horno, el tiempo de mantenimiento, el precalentamiento de la olla, el voltaje del horno, el peso de la carga en el horno, las condiciones de la

bolsa que contiene la aleación Fe-Si-Mg, las capas de tratamiento tipo sándwich y la cantidad de acero que cubre al sándwich, son los parámetros que afectan la recuperación del Magnesio.

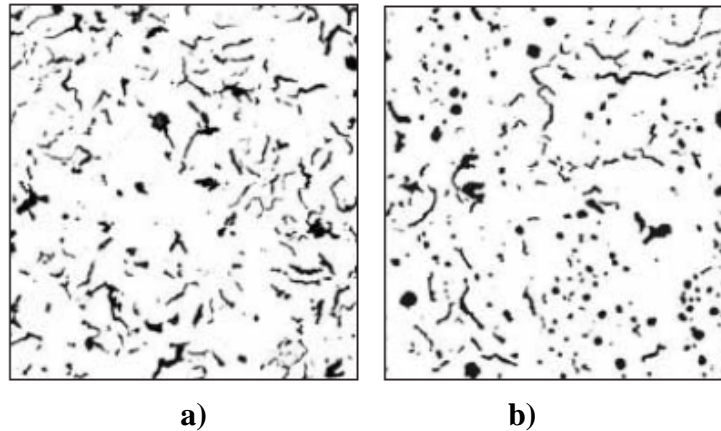


Figura 3.2.4.3 Nodularidad en el HGC por Post-inoculación de 0.080% en una barra de diámetro de 25mm. a) 3% de Nodularidad antes de inocular, b) 21% de Nodularidad después de la inoculación

Debido a la estrecha ventana de procesamiento, no puede utilizarse un método de tratamiento del hierro en una sola etapa, además de que la recuperación del magnesio es afectada por la variación de los parámetros del proceso y errores de operación. Así también para contrarrestar la variación del proceso es necesario realizar adiciones correctivas de magnesio y/o de inoculante y asegurarse que el hierro líquido tendrá el comportamiento deseado durante la solidificación antes de proceder al vaciado de las piezas.

La producción de calidad de HGC solo es estable sobre un rango de aproximadamente de 0.008 a 0.015% de magnesio, y pérdidas de tan solo 0.001% de Mg pueden causar la formación de grafito tipo hojuelas, provocando una disminución de 25-40% en propiedades mecánicas, sin embargo en la práctica, el rango utilizable del Magnesio es todavía más pequeño. Debido a que el Magnesio activo se desvanece a una velocidad aproximada 0.001% cada 5 minutos es necesario y de ahí que el punto de comienzo del hierro sea lejano de la transición abrupta de HGC a hierro gris para asegurar que no se

formen hojuelas de grafito antes del vaciado en el molde, el cual puede tardar hasta 15 minutos después de la adición inicial de Magnesio Figura 3.2.4.3.

Simultáneamente el punto de comienzo no debe ser cercano al extremo derecho de la zona horizontal de rango que se tiene para el HGC con el fin de minimizar la formación de grafito nodular en secciones delgadas con enfriamiento rápido.

CAPÍTULO IV PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Introducción

Para encontrar la correlación de la velocidad de enfriamiento con las propiedades mecánicas y la microestructura de una pieza vaciada, se diseñó y se realizó un experimento para vaciar en la línea de producción una pieza que relaciona variables de proceso como análisis químico, tiempo de vaciado y velocidad de enfriamiento (medida a través de la geometría de la pieza vaciada), con las propiedades mecánicas y la microestructura.

Este capítulo describe el diseño de la pieza a vaciar, su fabricación y el molde, así como la planeación y realización del experimento, los análisis de los resultados.

4.1 Diseño de la pieza a vaciar

El concepto fundamental en la fundición de piezas es el diseño del molde, ya que la geometría determina la velocidad de enfriamiento de la pieza y por tanto la microestructura y las propiedades mecánicas; Para un análisis químico dado, la pieza a vaciar se diseñó para tener varios elementos que simultáneamente representen diferentes condiciones de proceso para hacerlas comparables en circunstancias similares.

La geometría de la pieza que se utilizó se indica en la Figura 4.1.1, consta de 10 columnas con 5 diferentes diámetros que representan 5 velocidades de enfriamiento para

las mismas condiciones de proceso. Los diámetros de las columnas o espesores de pared son de 20, 30, 40, 50 y 60 mm para cada columna se tiene una réplica.

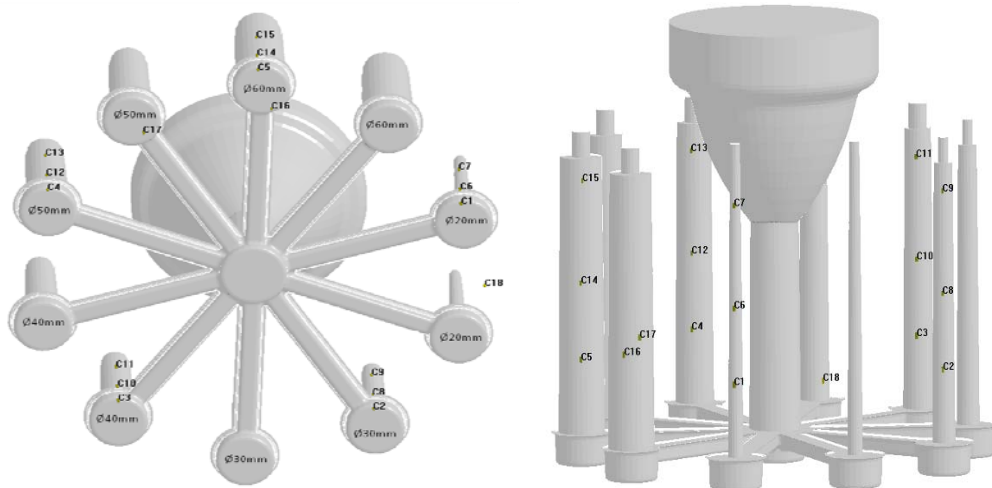


Figura 4.1.1- Modelo en 3D de la pieza de prueba

El molde también contiene un corazón (ver Figura 4.1.2) que es un inserto elaborado con arena sílica mediante el proceso de caja fría donde es utilizado un gas amina para catalizar el endurecimiento de la arena sílica, después de agregar y presionar la arena dentro de la caja de corazón. Estos aglutinantes orgánicos e inorgánicos en la arena, hacen que se unan químicamente los granos de arena, dando una mayor resistencia al corazón. Dado que la unión en este proceso ocurre sin calor, estos procesos se conocen como "curado en frío".

El proceso para fabricar la caja de corazones de donde se extraerán las columnas, consta de cajas de moldeo de bajo costo. Se utilizó poliestireno para maquinar fácilmente el modelo con un torno de control numérico y hacer las formas complejas y tamaños con precisión.

Este corazón contiene el negativo de las columnas con diferentes espesores, las cuales son llenadas con el metal vaciado. La arena se puede compactar en las cajas de corazón al aplicar un apisonamiento, como se muestra en la Figura 4.1.2.

El endurecido el corazón se alcanza después de 5 minutos de haber utilizado el catalizador, el corazón se expulsa mediante una placa de acero colocada debajo de la caja de corazones que hace contacto con la pieza y facilita su extracción como se muestra en la Figura 4.1.3 al aplicar fuerza manual sobre los bordes de la caja de corazón. Posteriormente se instrumentó el corazón con termopares tipo K recubiertos con pintura refractaria a base de zirconia en cada una de las columnas como lo muestran las Figuras 4.1.4 y 4.1.5. Estos termopares se conectaron a un sistema de captura de datos Datapack (dispositivo de medición que tiene un rango para el registro de temperaturas de -20°C a 1290°C) para monitorear la variación de la temperatura con respecto al tiempo.



Figura 4.1.2 Apisonamiento de la arena la placa de botadores



Fig. 4.1.3 Expulsión del corazón mediante la placa de botadores



Figura 4.1.4 Corazón de arena con termopares al centro de cada diámetro.



Figura 4.1.5 Corazón con termopares montados sobre el molde inferior de arena en verde.

Después de expulsar el corazón e instrumentar con termopares se colocaron sobre la arena en verde compactada con la punta de medición al centro de cada diámetro y a 10 mm sobre la base de la pieza vaciada, como se muestra en la figura 4.1.6.

En el molde superior se imprime el rebosadero o copa de vaciado y los respiraderos que sirven para desalojar el aire o los gases que se producen durante el llenado al entrar en contacto el metal líquido con la arena del molde que contiene compuestos orgánicos. En este caso, se decidió no poner ningún respiradero dado que las columnas son demasiado delgadas y pudieran aumentar la velocidad de enfriamiento en la parte superior de las columnas que limitarían el material que se puede utilizar para los análisis metalográfico y de pruebas mecánicas.



Figura 4.1.6 Molde superior colocado sobre el inferior



Figura 4.1.7 Adoberas en línea de vaciado.

Al conjunto de molde superior e inferior de arena en verde con corazón adentro se le llama "adobera", la cual es transportada hacia la línea de vaciado como se muestra en la Figura 4.1.7.

4.2.- Obtención de Muestras

Para producir el HGC, la carga metálica del horno consistió de chatarra de acero y retorno de hierro nodular cargado en un horno de inducción sin núcleo de 23 toneladas. La olla donde se lleva a cabo el tratamiento tipo sándwich se precalentó a una temperatura entre 1400-1420°C antes de vaciar el metal líquido para minimizar el choque térmico entre la olla y el metal que viene del horno a una temperatura de 1500°C.

Para efectuar tratamiento tipo Sándwich en la olla, se agregaron 15 kg de FeSiMg cubiertos con 30 kg de chatarra de acero para retardar el desvanecimiento del magnesio, y después vaciar sobre esta carga 3,500 kg de metal líquido a una temperatura entre los 1500-1510°C.

Después del vaciado a la olla, esta se traslada a la estación del Sinter Cast. Esta tecnología para el control de proceso determina la cantidad necesaria de magnesio y/o inoculante que se debe agregar al hierro líquido antes de vaciar el metal sobre los moldes y lograr una estructura final de Hierro Grafito Compacto en la pieza solidificada.

El análisis químico del hierro antes de pasar al Sintercast, se muestra en la Tabla 8 para las dos ollas que se utilizaron en las pruebas. Estas corridas fueron de producción para producir monoblocks de HGC comercializables.

Tabla 8 Composición de las 2 ollas vaciadas.

	C	MN	SI	S	CR	SN	CU	MG
Especificacion	3.50-3.70	0.30-0.70	2.30-2.50	0.020max	0.060-0.80	0.060-0.070	0.90-1.00	0.007-0.018
Olla 1	3.75	0.461	2.16	0.017	0.06	0.071	0.973	0.019
Olla 2	3.76	0.468	2.13	0.016	0.061	0.071	0.941	0.018

Una vez realizado el tratamiento, la olla se lleva a la máquina Sintercast, donde se le da la composición química final para formar HGC, antes del vaciado a los moldes.

Al llegar la olla al Sintercast, el operador extrae mediante una copa de inmersión una muestra de metal fundido con 200 g del hierro líquido pre-acondicionado de la olla durante los 3 segundos de inmersión (Figura 4.2.1 y 4.2.2).



Figura. 4.2.1 Inmersión de la copa de muestreo en el metal pre-tratado



Figura. 4.2.2 Copa de muestreo

El proceso de medición-corrección requiere aproximadamente 3 minutos y posteriormente el Sintercast despliega en pantalla un mensaje con el contenido de magnesio, inoculante y temperatura indicando que la olla esta lista para ir a desescoriar y después llevarla a la línea de vaciado.

El proceso de vaciado se lleva a cabo de la siguiente manera: una vez desescoriada la olla de la colada #1 con HGC con una temperatura de 1400°C , se vació el metal líquido en 7 moldes, siendo el molde numero 7 a vaciar el que contenía termopares en cada uno de los diferentes diámetros impresos en la arena (20mm, 30mm, 40mm, 50mm y 60mm), y para esto fue necesario sacar la adobera de la línea de vaciado para hacerlo manualmente cargando la olla con una grúa viajera como se muestra en la Figura 4.2.3 y para evitar dañar el dispositivo Datapack localizado en la parte inferior de la fotografía.



Figura 4.2.3 Vaciado manual de la olla fuera de la línea de producción

El tiempo de llenado de esta olla vaciada fuera de la línea de producción fue de 22 segundos debido a las maniobras de vaciado fuera de línea.

Posterior a esto, otra olla #2 con HGC, se vació sobre 6 moldes en la línea de vaciado, siendo los últimos 3 moldes a vaciar los que se utilizarían para el análisis, y teniendo un tiempo promedio de llenado de 18 y 14 segundos los dos primeros de la serie de prueba.

Los resultados del último molde no fueron tomados en cuenta debido a que el largo tiempo de mantenimiento del metal en la olla provocó el desvanecimiento del magnesio.

Después de 2 horas de dejar conectados los termopares en la adobera para monitorear la temperatura del metal, el Datapack fue desconectado y descargados los datos de temperatura con respecto al tiempo fueron recuperados utilizando el software del mismo Datapack. Una vez que el metal se encontraba a temperatura ambiente, se levantaron los moldes con una grúa viajera y se enganchó el molde superior para extraer la pieza

solida, y en el caso de los moldes vaciados en la línea, estos siguieron el proceso de enfriamiento normal de las piezas de producción pasando a la torre de enfriamiento para finalmente ser desmoldadas y semi-limpiados al pasar por una rampa vibratoria que sacude la arena de las piezas fundidas.

Al terminar este proceso las piezas desmoldadas son extraídas tanto de la rampa vibratoria, como del desmoldeo manual con grúa y trasportadas en tarimas al área de limpieza donde se utilizan materiales abrasivos como arena y balines de acero para eliminar las capas de arena y óxido adheridas a las piezas fundidas.

Una vez que las piezas fueron limpiadas, (Figura 4.2.4), el siguiente paso fue marcar las barras obtenidas señalando los cortes de donde se obtendrían las metalografías y las probetas de tensión.



Figura 4.2.4 Barras limpiadas y marcadas para pasar al área de corte.

De cada barra a cortar se obtuvieron 3 secciones a maquinar para obtener las probetas para las pruebas de tensión y 3 secciones para las metalografías en cada uno de los diferentes diámetros y sus réplicas. El maquinado de barras (Figura 4.2.5) de tensión se efectuó según la norma ASTM E8M.

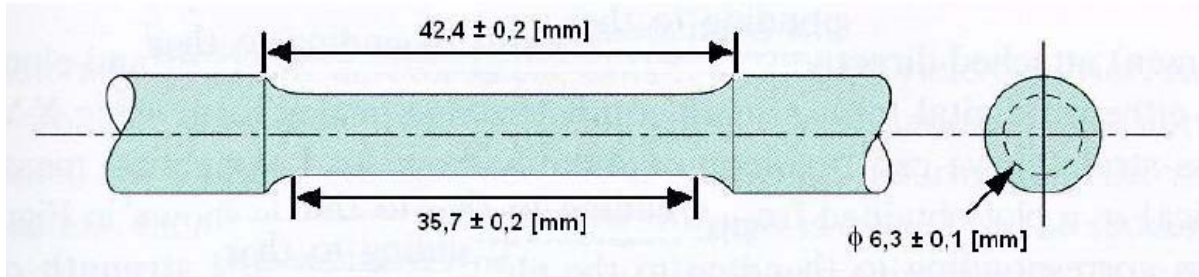


Fig. 4.2.5 Plano de la probeta maquinada norma ASTM-E8M.

4.3 Preparación de Muestras

Una vez cortadas las secciones para metalografía, su preparación fue primeramente llevarlas a pulir utilizando la lija #50, y continuar puliendo cambiando la lija hasta llegar a la lija #600, para por ultimo pulir con paño y lograr un acabado espejo de las muestras para facilitar el análisis de la nodularidad, cantidad, tamaño de grafito, y la medición de la dureza.

En el caso del análisis de fases presente (perlita, ferrita y carburos) fue necesario preparar el reactivo Nital al 5% y atacar las muestras a razón de 5 segundos aproximadamente para después llevarlas al microscopio óptico y observarlas a 100x.

Con ayuda del analizador de imágenes se cuantificaron las fases presentes, y aunque este procedimiento no tuvo el éxito esperado, debido a que la técnica en que se basa el analizador para contabilizar las fases es mediante la distinción del color de fases, al observar en el microscopio óptico la muestra atacada con el reactivo Nital, se observó que tanto la fase ferrita como carburos mostraban un color claro muy similar haciendo difícil al analizador de imágenes poder discernir entre ambas fases mencionadas.

Se probaron diferentes reactivos para intentar una coloración diferente de las fases y facilitar su distinción, pero no se obtuvieron buenos resultados. Por lo que se optó por utilizar la experiencia del personal del laboratorio metalúrgico de CIFUNSA para obtener la cantidad de fases presentes en las muestras.

En el caso del análisis de la nodularidad, cantidad y tamaño de grafito no fue necesario atacar las muestras después de pulir acabado espejo, solo fueron llevadas al microscopio

óptico para hacer la medición y obtener el promedio de los 10 campos analizados a 100x en cada muestra.

Las pruebas de Dureza fueron realizadas antes del ataque de la muestra con Nital para distinguir con el reflejo de la superficie pulida la huella dejada por el indentador del Durómetro Instron que se utilizó con un indentador esférico de 5mm de diámetro y una carga de 750kg.

4.4 Ensayos de Tensión.

Los ensayos de tensión se efectuaron utilizando una maquina universal (Figura 4.4.1), la cual tiene una capacidad de 30,000 kg de carga máxima. Utilizando los valores de carga y deformación registrados en los ensayos de tensión se obtuvieron las gráficas de esfuerzo y deformación ingenieriles de cada una de las probetas.

Para obtener la elongación de la probeta antes de realizar los ensayos de tensión, se le hicieron 2 marcas dentro de la zona de fractura de la probeta, utilizando un marcador permanente, una vez realizado el ensayo se juntaron las 2 partes de la probeta fracturada y se midió de nuevo la distancia entre las 2 marcas, así como también se midió el diámetro de la probeta con ayuda de un vernier calibrado. Una vez hecho esto para cada probeta maquinada, se colocaron y ajustaron las mordazas para evitar registrar deslizamiento o corrimiento por falta de tensión en las mordazas. La razón de deformación de las probetas fue de 0.5 mm/min para todas las probetas hasta llegar a la fractura.

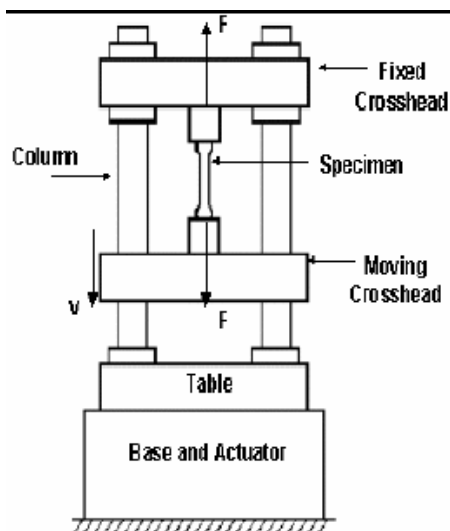


Figura 4.4.1 Máquina Universal

Para poder analizar la información obtenida se realizaron graficas tomando en cuenta la resistencia a la tensión contra los diferentes diámetros para todas las probetas.

4.5 Esfuerzo de Cedencia

El esfuerzo de fluencia o cedencia indica el valor que se debe superar para que el material comience a deformarse plásticamente. El porcentaje de elongación describe la deformación plástica permanente antes de la falla de la probeta. En el caso del esfuerzo de cedencia o fluencia los resultados fueron obtenidos mediante el método Offset, el cual es utilizado para distinguir la zona plástica de la pieza. Un "Offset" o compensación se especifica como un porcentaje de deformación fijo que de acuerdo a la norma E8 ASTM es del 0.2% para metales.

4.6 Análisis Térmico

El método utilizado para registrar las temperaturas estuvo en función de las temperaturas registradas por el Datapack (dispositivo de medición anteriormente descrito). Mediante el análisis de las curvas de enfriamiento fue posible predecir las microestructura de las piezas vaciadas, las cuales estuvieron en función de la velocidad de enfriamiento de los diferentes espesores vaciados. En la figura 4.6.1 se muestran las curvas de enfriamiento para los diferentes diámetros (20mm, 30mm, 40mm, 50mm y 60mm) monitoreados. Para diferenciarlas la curva de enfriamiento más cercana al eje vertical corresponde al espesor de 20mm, y la más lejana al espesor de 60mm.

La curva de enfriamiento se dividió en dos partes, la primera en donde se presenta el comienzo de la solidificación y la formación del grafito, y en la segunda la transformación de fase del metal líquido. A continuación se describe la primer parte de la curva de enfriamiento obtenida con los datos que el dispositivo Datapack arrojó para el diámetro de 40mm.

Temperatura vs Tiempo

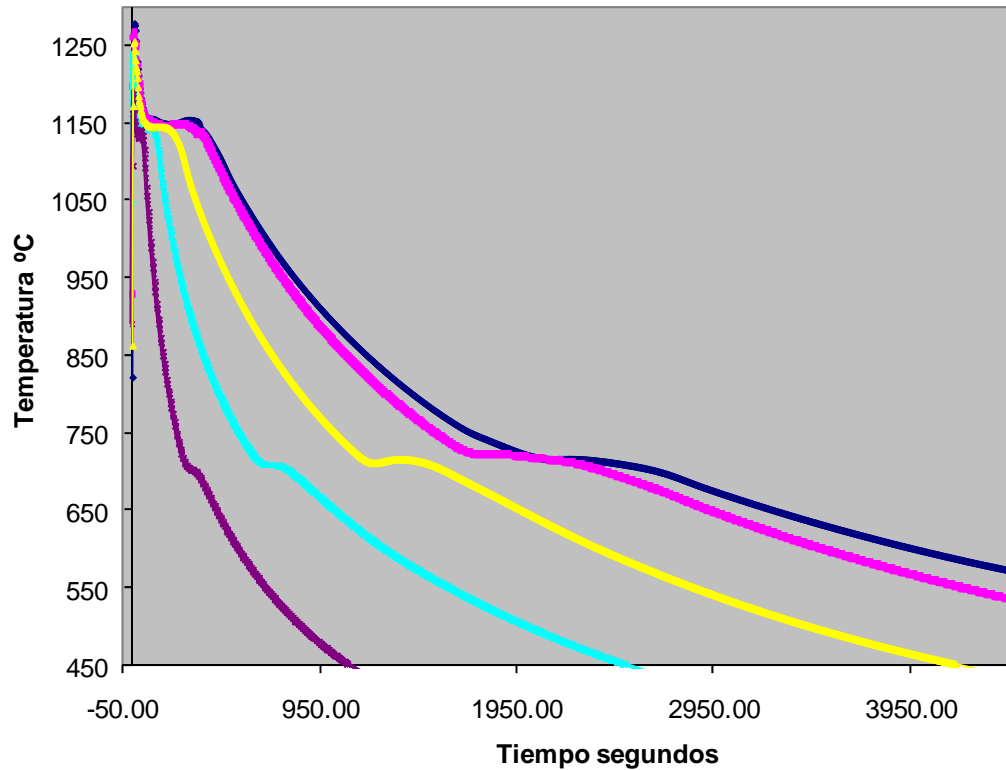


Figura 4.6.1 Curvas de temperatura vs tiempo obtenidas a través del Datapack para los 5 diámetros vaciados

La solidificación del HGC, vista según la curva de enfriamiento 4.6.2, donde se pueden observar varios puntos de inflexión que tienen que ver con la formación y estructura del HCG como se describe a continuación.

1. La temperatura más alta registrada por el Datapack es la temperatura de vaciado del metal en estado líquido. Esta temperatura se dio aproximadamente a 1258°C, dentro del rango de temperatura permitido por el Sinter Cast para obtener HGC.
2. El segundo punto de inflexión que se observa es alrededor de 1175°C, y es donde la presencia de elementos correspondientes a las tierras raras promueven la

formación de los puntos de germinación o semillas para la nucleación del grafito dentro del metal líquido.

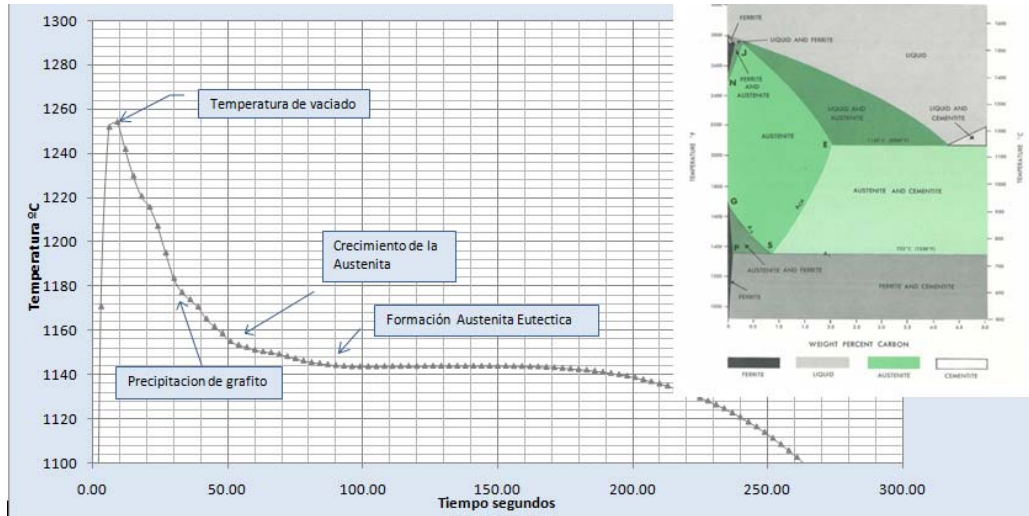


Figura. 4.6.2 Curva de enfriamiento del molde A para el diámetro de 40 mm.

3. El tercer punto es la aparición de las dendritas de austenita y se presenta aproximadamente a una temperatura de 1155°C. La formación y crecimiento de esta fase se da en paralelo alrededor de los núcleos estables de grafito, ya que las impurezas que contiene el metal, como pueden ser elementos tales como el titanio, aluminio, boro, cobre, estaño, antimonio y bismuto, son expulsados de estas 2 fases hacia los límites de grano. De esta manera se forman canales delgados que sirven para el crecimiento del grafito por el paso del carbono en el metal líquido hacia el núcleo de grafito y por difusión en el caso de la austenita que rodea al grafito.
4. El carbono que no alcanza llegar al grafito, precipita como Cementita libre en la estructura y todo el líquido restante solidifica como austenita eutéctica debido al valor de carbono equivalente. En este punto la forma del grafito todavía es de morfología nodular.

En seguida se describe la segunda parte de la curva de enfriamiento, Figura 4.6.3.

1. Aproximadamente a los 705 °C se presenta un subenfriamiento en donde la temperatura alcanza un punto mínimo por haber terminado de solidificar todo el líquido y al mismo tiempo esa solidificación genera un calor latente de solidificación que produce un recalentamiento en el metal alcanzando una temperatura aproximada de 720 °C que ayuda a la difusión del carbono por las fases ya creadas para el crecimiento del grafito que en este punto ya tiene una forma de grafito degenerado.

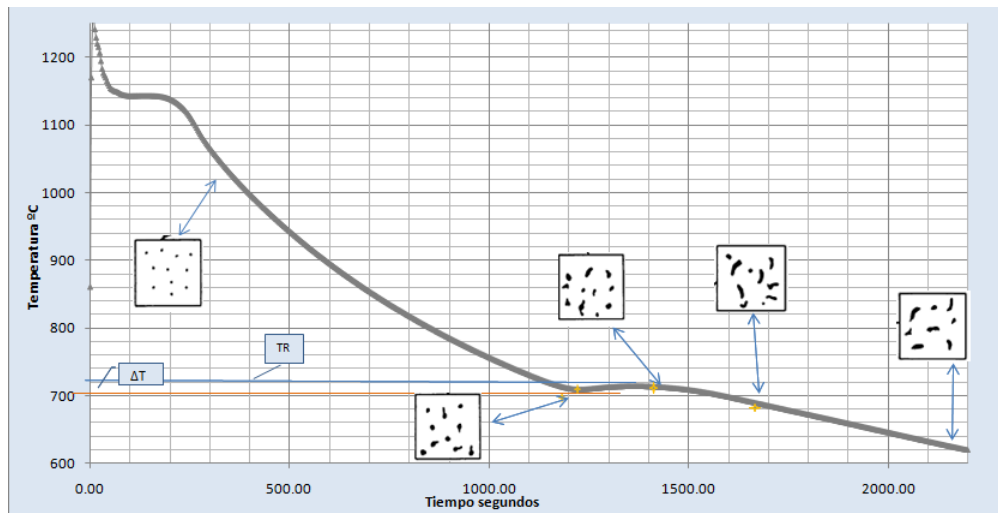


Figura 4.6.3 Curva de enfriamiento mostrando el crecimiento del HGC.

2. Después de la recalentamiento a 720 °C ocurre la última transformación de fase, que es el cambio de la fase austenita a ferrita y cementita, formando así perlita. La austenita que no se combina con la cementita solidifica como ferrita libre, al igual que la cementita que no se combina. Finalmente la formación del grafito tipo "gusano" o vermicular ya está completa como se muestra en la Figura 4.6.3.

CAPITULO V RESULTADOS Y DISCUSION

Para la discusión de los resultados se compararon los resultados obtenidos entre diámetros iguales del mismo molde (recordando que fueron tres moldes vaciados con 5 diferentes espesores y su réplica), finalmente se compararon los resultados obtenidos entre las tres piezas. Se decidió hacerlo de esta manera debido a que fueron diferentes condiciones de vaciado las que se presentaron en cada pieza vaciada. Los moldes vaciados fueron 4 que designados como A, B, C y D, pero para el análisis solo se consideran 3, A, B y C, debido a que el molde D tardó en el vaciado por lo que el resultado no fue un HGC como se comentó anteriormente.

En las siguientes gráficas se muestra el efecto sobre las propiedades mecánicas y microestructurales de los diferentes espesores de pared obtenidos de las secciones analizadas. Los datos graficados están separados según el molde en el que fueron vaciados debido a que las propiedades alcanzadas estuvieron en función de las condiciones de vaciado.

5.1. Resultados de Ensayos de Tensión.

En las Figuras 5.1.1, 5.1.2 y 5.1.3 se presenta el promedio del esfuerzo de tensión máximo en función del diámetro vaciado con su desviación estándar. La Figura 5.1.1 muestra los datos para la primera pieza vaciada con termopares, molde A. La Figura 5.1.2 y 5.1.3 muestran los resultados de los moldes B y C respectivamente.

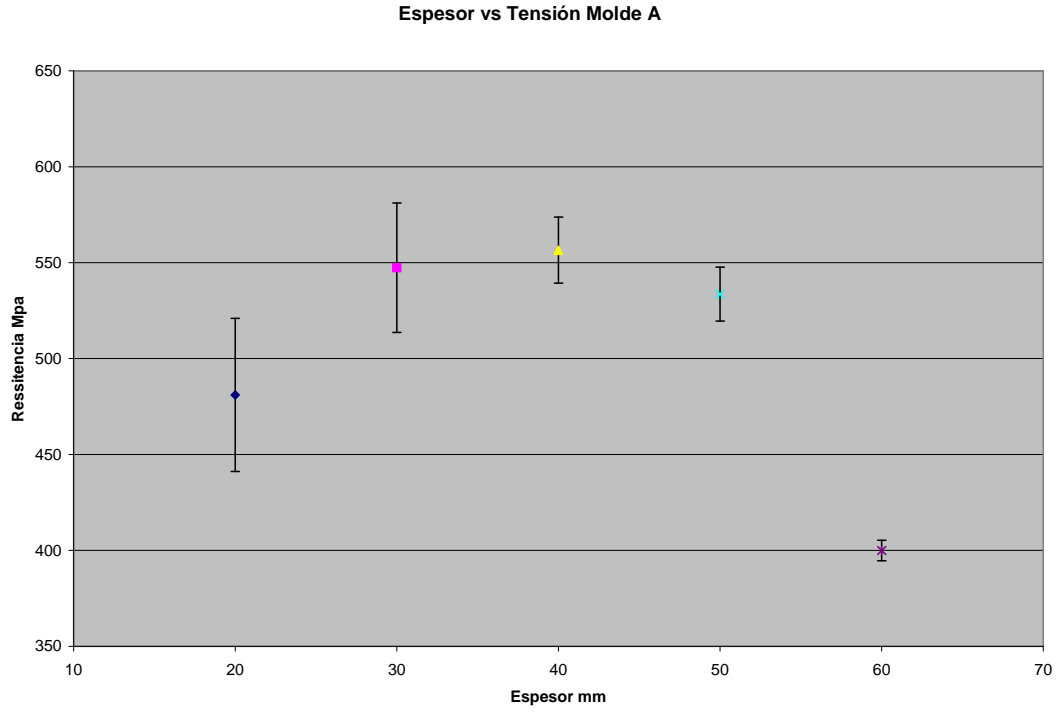


Figura 5.1.1 Resistencia a la Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde A

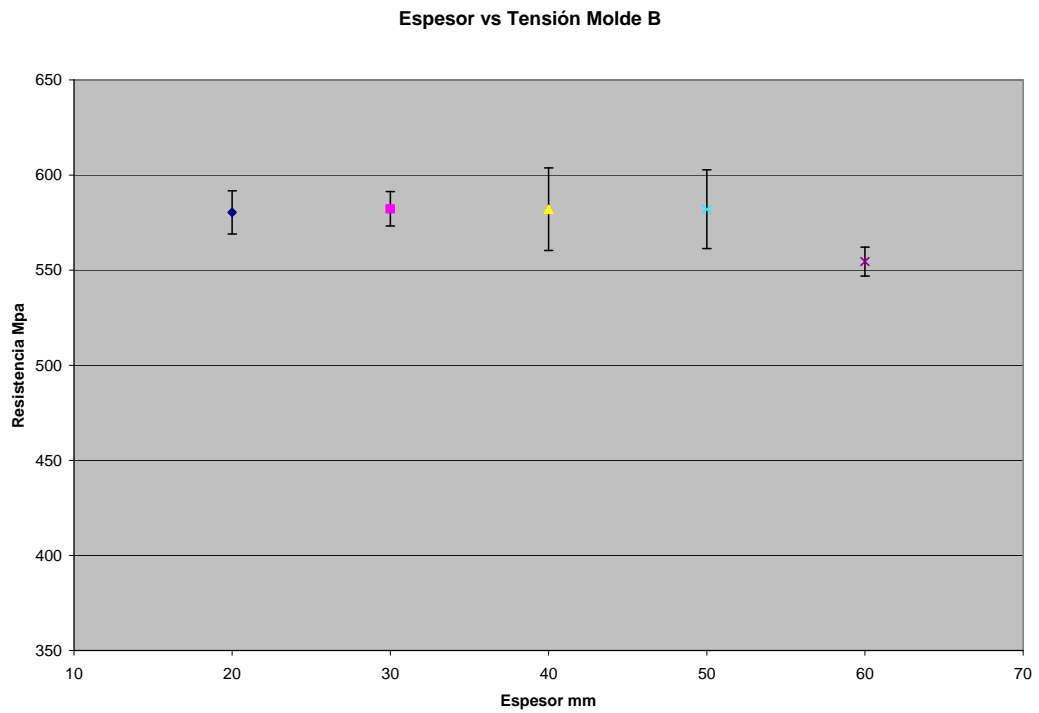


Figura 5.1.2 Resistencia de Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde B

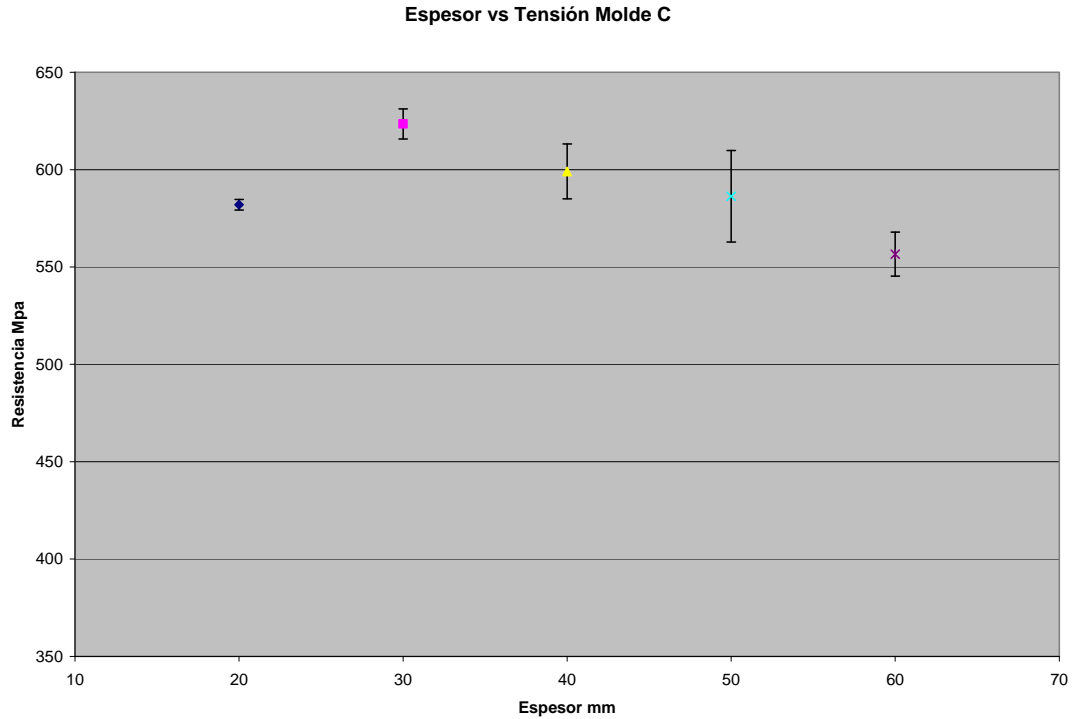


Figura 5.1.3 Resistencia de Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde C

En estos gráficos se puede apreciar un aumento de la resistencia máxima al aumentar el espesor de 20 a 30 mm. Posteriormente la tendencia de los datos es a disminuir a partir de los 30 mm. Este comportamiento está asociado a la alta cantidad de carburos formados en el espesor menor, es decir a 20mm, por un enfriamiento rápido. Al incrementarse el espesor a 30 mm se disminuye la cantidad de carburos frágiles y se incrementa la resistencia máxima. A partir de los espesores de 30 mm hacia 60 mm, se disminuye la cantidad de carburos y se va incrementando la cantidad de ferrita que influye en la respectiva caída en los valores de resistencia. Los carburos formados a espesores bajos, es decir a 20 mm, presentan una morfología tipo "fish-bone", tal como se ilustra en la Figura 5.1.4a.

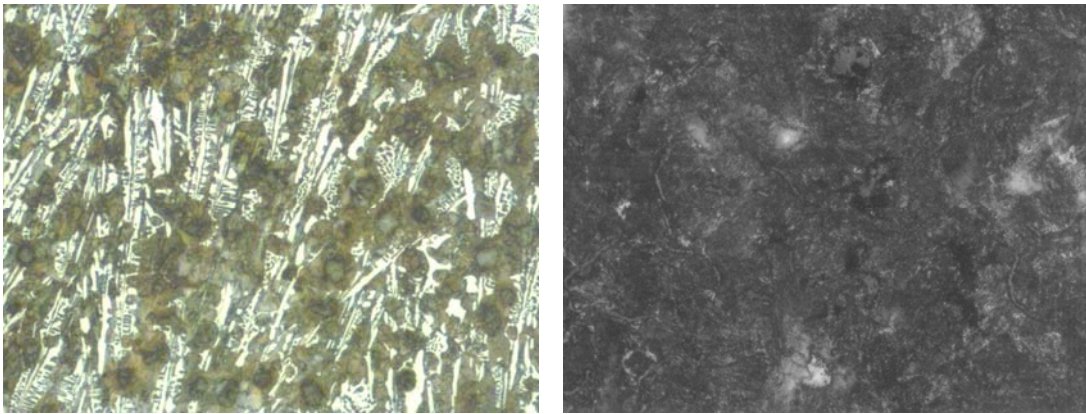


Figura 5.1.4. a) Micrografía de espesor de 20mm. Se aprecia la formación de carburos tipo "fish-bone". b) Micrografía de espesor de 50mm. Se aprecia una menor cantidad de carburos y mayor contenido de ferrita. Ambas micrografías tomadas a 100X. Atacadas con Nital 5%.

En la siguiente Figura 5.1.5 se muestran dos vistas fotográficas donde se aprecia el color grisáceo en las fracturas de las probetas de 20mm con mayor cantidad de carburos presentes, a diferencia con las probetas de mayor espesor que presentan superficies menos grisáceas.

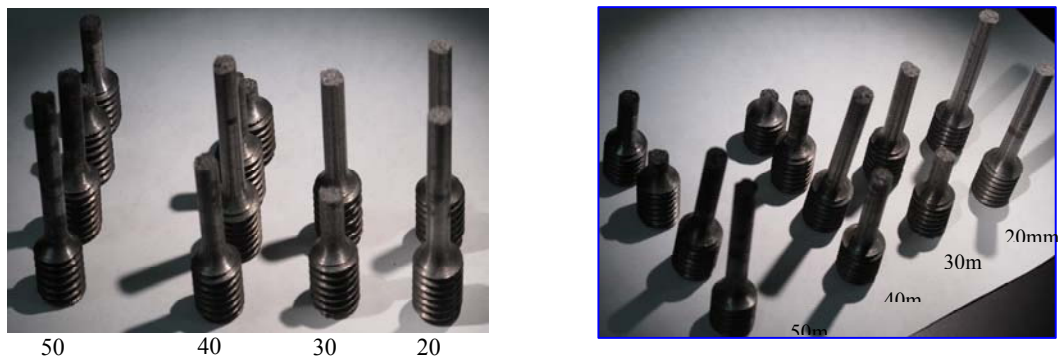


Figura 5.1.5 Dos vistas fotográficas de las probetas después del ensayo a tensión. Los espesores de 20 mm muestran una superficie más grisácea.

5.2. Resultados del Esfuerzo a la Cedencia

A continuación se muestran los resultados obtenidos en los valores de resistencia a la Cedencia. En las gráficas se muestra la desviación estándar de cada punto.

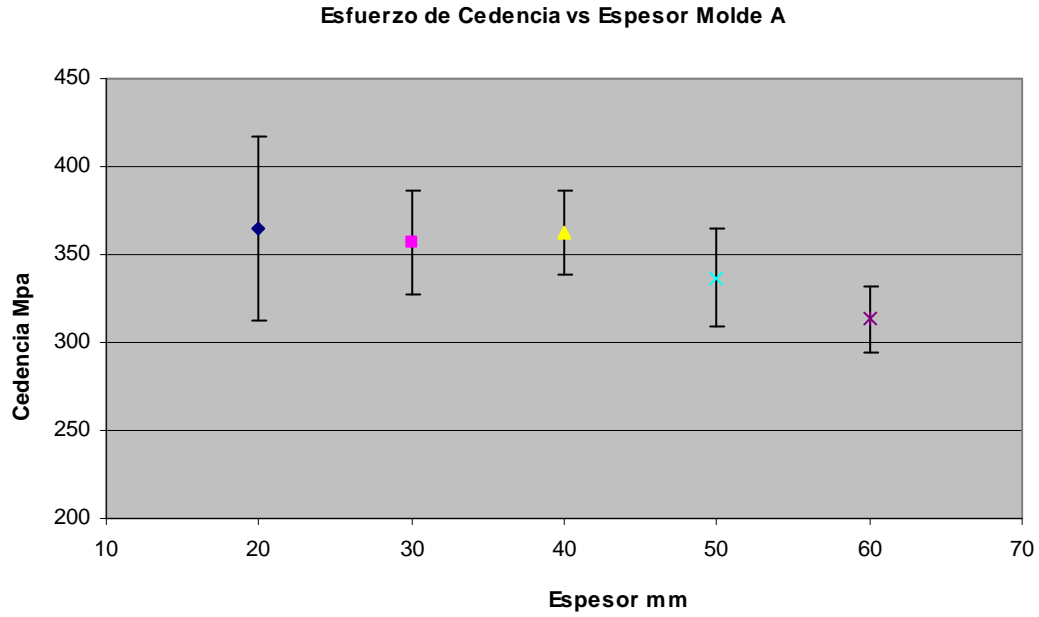


Figura 5.2.1 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde A

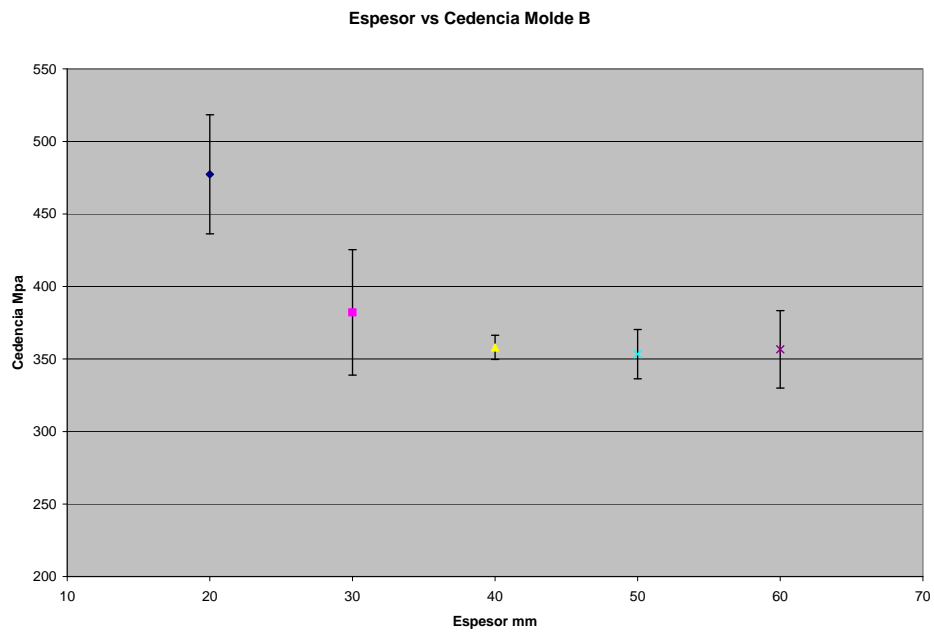


Figura 5.2.2 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde B

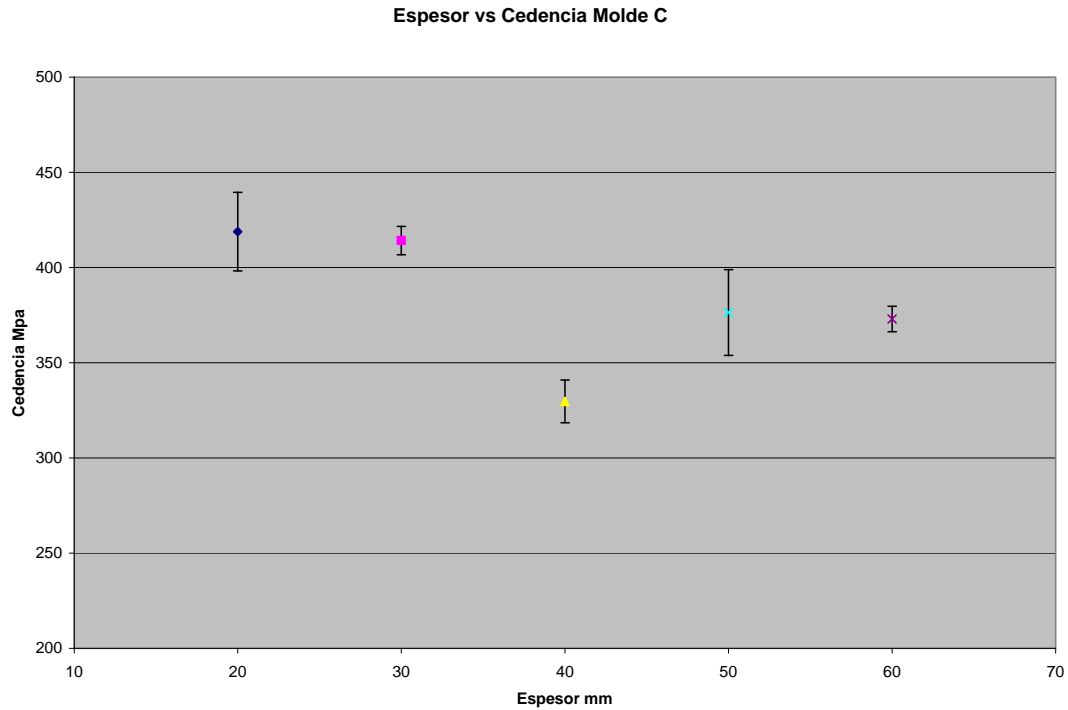


Figura 5.2.3 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde C

Los resultados obtenidos del esfuerzo a la Cedencia en los tres moldes presentan una ligera disminución conforme se incrementa el espesor. Aunque esta disminución no es tan notoria como en el caso de los valores de resistencia máxima, se puede relacionar a que el aumento de la ferrita tiende a disminuir la resistencia a la Cedencia pero en un grado mucho menor que en el caso de la resistencia máxima.

Al evaluar los resultados de los diferentes diámetros, todos mostraron la tendencia de disminuir el esfuerzo de Cedencia conforme se aumenta el diámetro de la muestra y esto es debido a la poca presencia de los carburos formados por la velocidad de enfriamiento. La Tabla 9 muestra los valores promedio para los 3 moldes vaciados y sus diferentes diámetros, estando en un rango promedio de 503 a 589MPa para la Resistencia a la Tensión y de 375 a 382MPa para el esfuerzo de Cedencia.

Tabla 9 Valores obtenidos de Esfuerzo de Tensión y Cedencia.

Espesor mm	Molde A		Molde B		Molde C	
	Promedio de Esfuerzo de Tensión	Promedio de Esfuerzo de Cedencia	Promedio de Esfuerzo de Tensión	Promedio de Esfuerzo de Cedencia	Promedio de Esfuerzo de Tensión	Promedio de Esfuerzo de Cedencia
20	481.06	397.00	580.42	477.33	581.99	418.83
30	547.37	369.83	582.27	382.17	623.44	414.17
40	556.51	377.33	582.04	358.00	599.07	329.67
50	533.61	385.33	548.79	353.33	586.33	376.33
60	399.97	351.67	554.52	356.67	556.58	373.00

5.3 Análisis Microestructural.

El análisis microestructural se basa en analizar por metalografía óptica cuantitativa los porcentajes de las fases presentes, entre ellas, el porcentaje de carburos, porcentaje de perlita y porcentaje de ferrita. Adicionalmente, por microscopía electrónica de barrido, se determinó el espaciado interlaminar promedio de la perlita.

La Tabla 10 muestra los valores para el porcentaje de Perlita, Ferrita y Carburos para los tres diferentes moldes, A, B y C, a los diferentes espesores.

Tabla 10 Valores obtenidos de Porcentaje de Fases presentes.

Espesor mm	Molde A			Molde B			Molde C		
	Promedio de % de Perlita	Promedio de % de Ferrita	Promedio de % de Carburos	Promedio de % de Perlita	Promedio de % de Ferrita	Promedio de % de Carburos	Promedio de % de Perlita	Promedio de % de Ferrita	Promedio de % de Carburos
20	72.75	0.67	27.00	75.67	0.33	24.00	83.00	0.75	16.25
30	88.50	3.17	8.42	89.58	1.17	9.25	93.67	4.08	2.25
40	95.58	3.08	1.33	90.17	1.00	8.83	96.25	2.58	1.17
50	96.08	2.25	1.67	94.22	2.58	3.20	95.58	2.50	1.92
60	97.33	2.00	0.67	95.75	2.58	1.67	96.75	2.50	0.75

5.3.1 Análisis de Carburos

En cuanto al Análisis de los resultados del porcentaje de carburos, los 3 moldes mostraron la misma tendencia a disminuir el porcentaje a medida que se incrementa el diámetro de las muestras. Se puede apreciar en los moldes A y C, que la disminución de carburos ocurre drásticamente entre espesores de 20 a 40 mm. A 40 mm de espesor, prácticamente ya se tiene inhibida la formación de carburos. Esto nos indica que este es el espesor crítico en donde el diámetro de la muestra no permite que la velocidad de enfriamiento sea la suficiente para promover la formación de carburos, además que el porcentaje de nodularidad tuvo un decremento importante en este mismo diámetro.

En cuanto al molde B, a 40 mm se muestran un porcentaje ligeramente mayor de carburos posiblemente influido por la presencia de cromo, cobre o estaño que son elementos promotores para la formación de carburos. Sin embargo la tendencia es similar que en los moldes A y C. En la tabla 10 se muestran los porcentajes de carburos observados para los tres moldes y en la figuras 5.3.1.1, 5.3.1.2 y 5.3.1.3 se muestra la misma información en forma gráfica con su desviación estándar en cada punto.

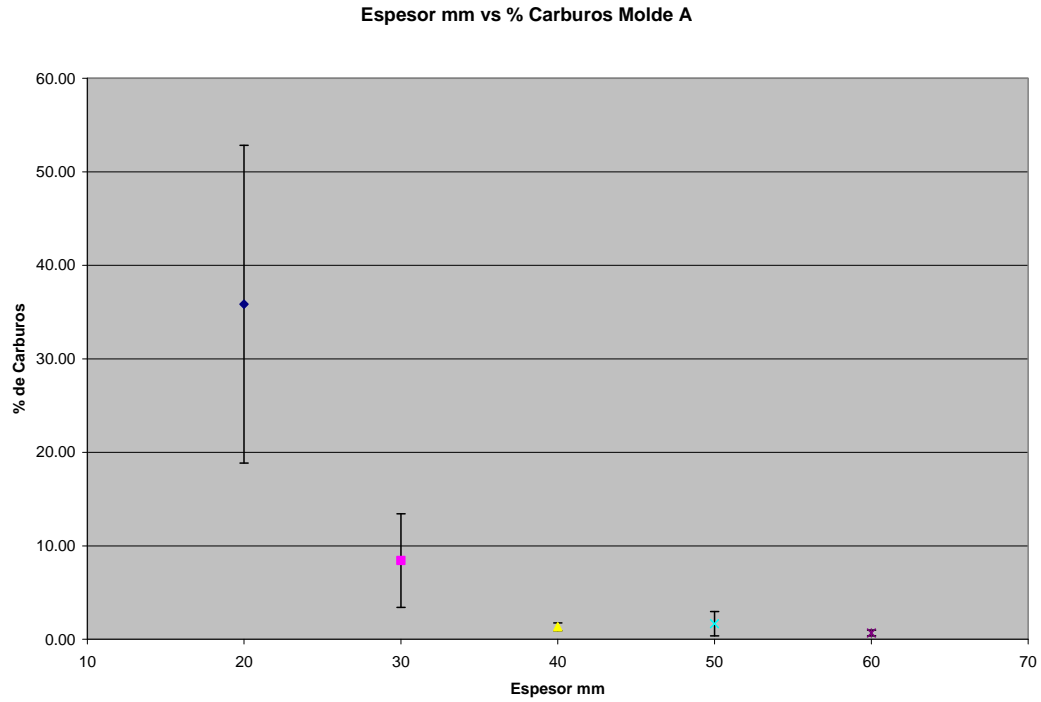


Figura 5.3.1.1 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde A

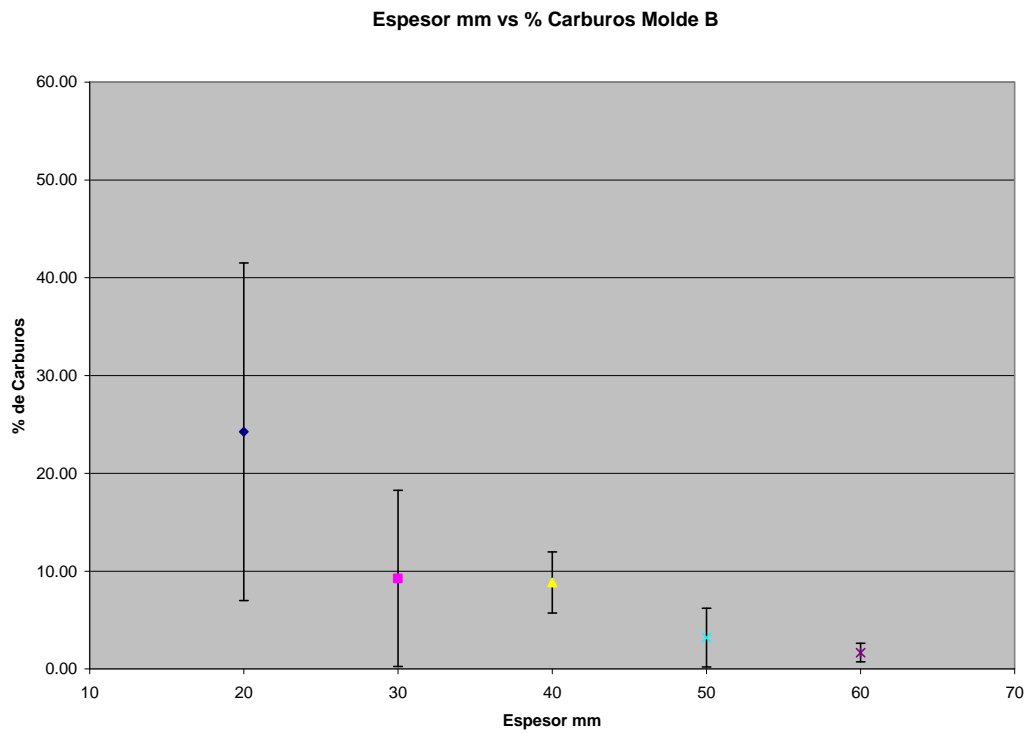


Figura 5.3.1.2 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde B

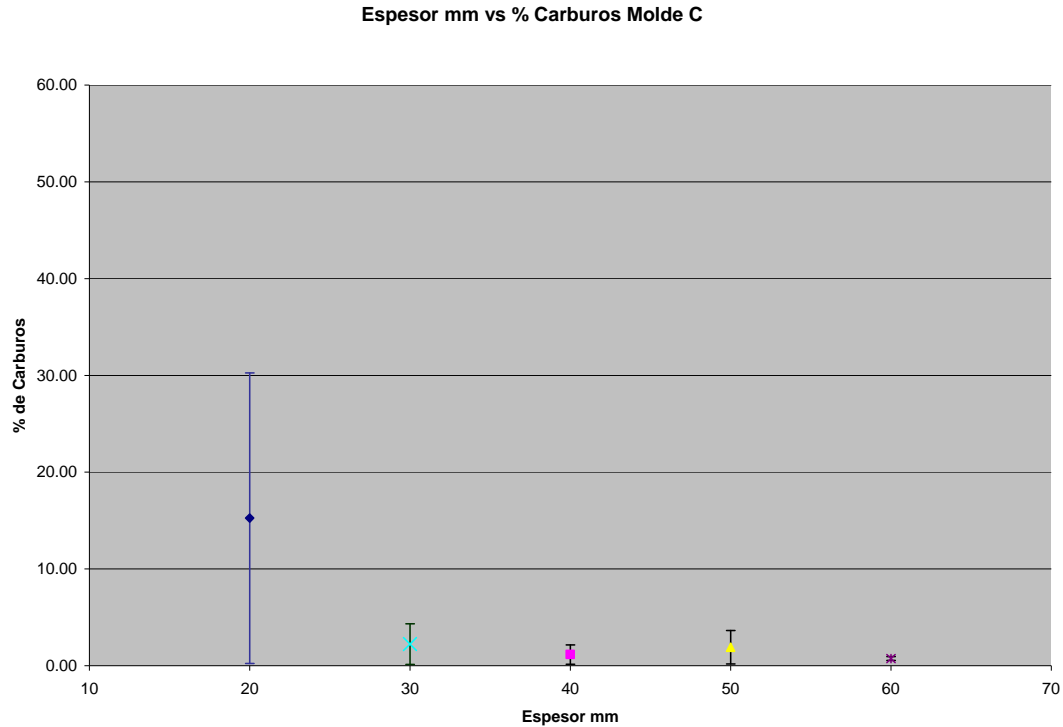


Figura 5.3.1.3 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde C

5.3.2 Análisis de Perlita

En cuanto al análisis de la perlita los resultados mostrados en las gráficas de la Figura 5.3.2.1, 5.3.2.2 y 5.3.2.3, indican una tendencia en los 3 moldes a incrementar su porcentaje al pasar a diámetros más grandes en todos los moldes vaciados. Lo anterior nos indica que la velocidad de enfriamiento debió ser moderadamente lenta para propiciar el aumento de esta fase. También se observó que la perlita tiende a ser más fina en los espesores más pequeños. Esto debido a la mayor velocidad de enfriamiento en esos diámetros. El espaciado promedio interlamina perlítico se analizará más adelante bajo el subtítulo de la dureza. En la tabla 10 se muestran los porcentajes de perlita encontrados en los tres moldes.

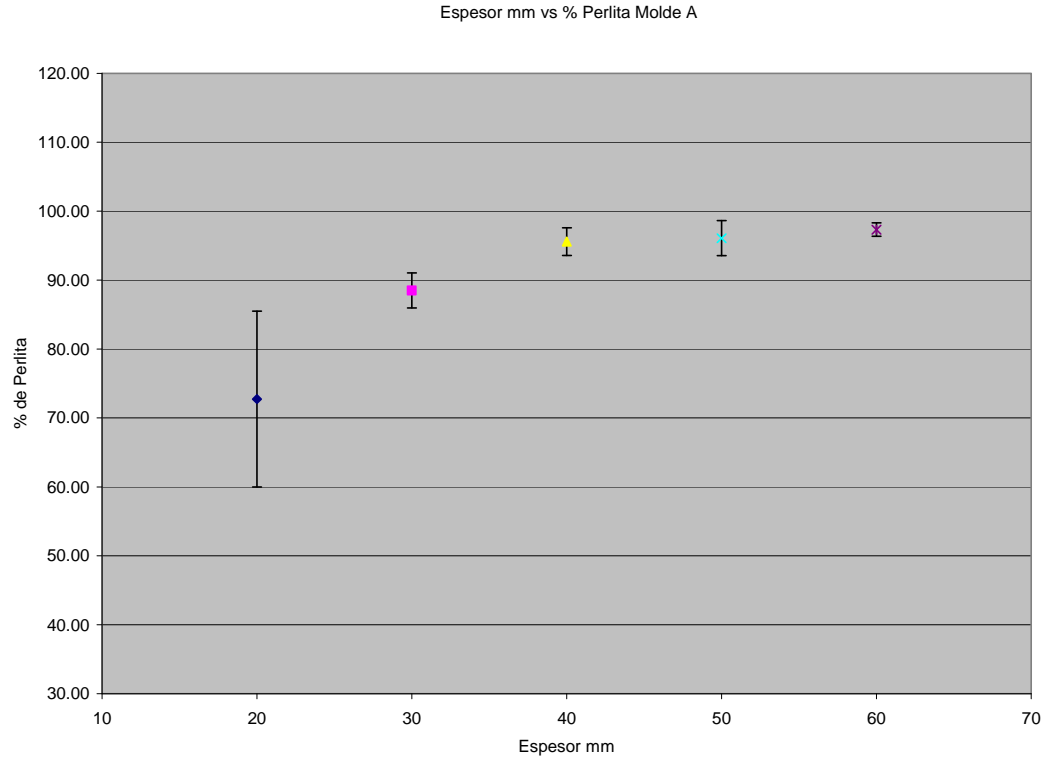


Figura 5.3.2.1 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde A

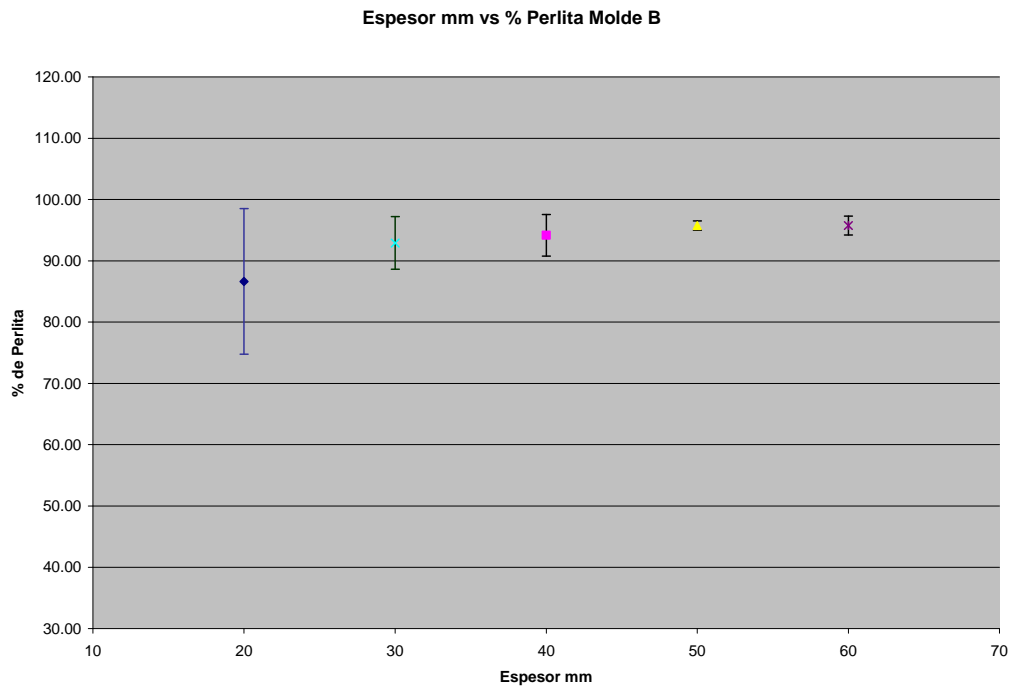


Figura 5.3.2.2 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde B

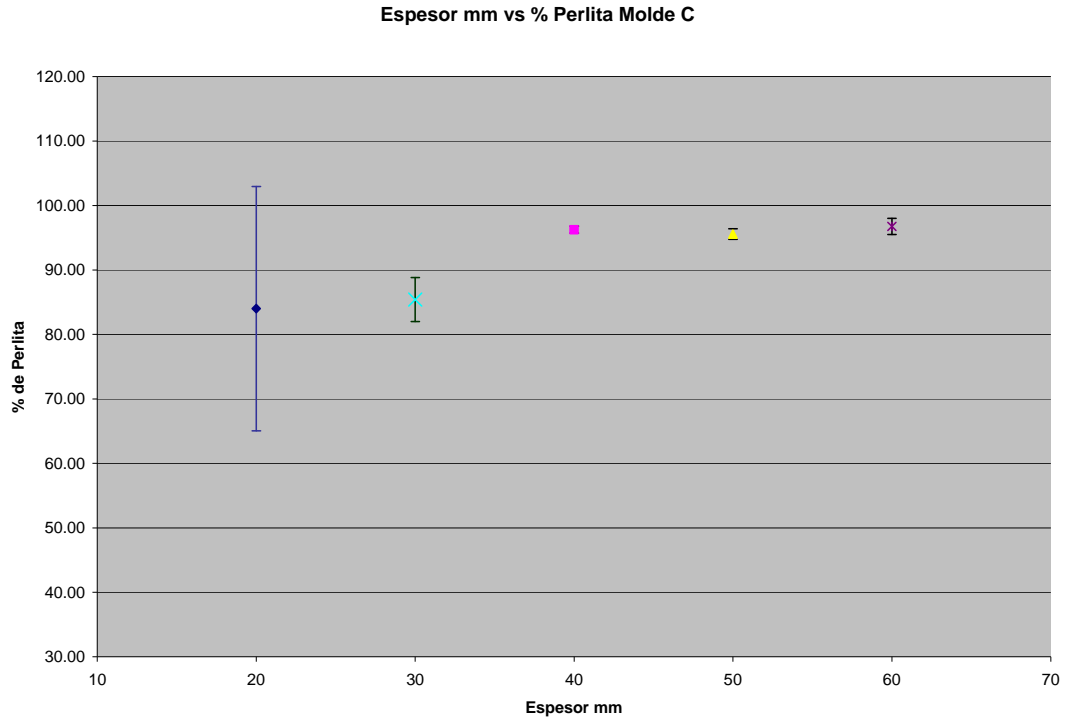


Figura 5.3.2.3 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde C

5.3.3 Análisis de Ferrita

En cuanto al análisis de Ferrita, los resultados mostrados en las gráficas de la Figura. 5.3.3.1, 5.3.3.2 y 5.3.3.3, indican un contenido relativamente bajo de ferrita libre. La ferrita libre encontrada en los diferentes diámetros, parece no tener una tendencia definida. Lo anterior debido a la poca cantidad detectada de ferrita libre, ver figura 5.3.3.4. Sin embargo, se puede mencionar que en los tres moldes el espesor más delgado, es decir el de 20 mm, fue el que mostró menor cantidad de ferrita libre. Lo anterior se puede asociar a que el enfriamiento rápido de ese diámetro propició la formación de mayor cantidad de carburos, disminuyendo la formación tanto de perlita como de ferrita libre.

En la Figura 5.3.3.4 se muestran 4 microfotografías del molde B a diferentes espesores. Se aprecia claramente en el espesor de 20 mm la formación de carburos tipo fish-bone

(Figura 5.3.3.4a). En los espesores de 30 a 50 mm se aprecia mayores contenidos de ferrita, sobretodo alrededor de los nódulos de grafito (Figura 5.3.3.4 b a e), lo que contribuye a las variaciones cuantitativas mencionadas anteriormente. En la tabla 10, se muestran los porcentajes de ferrita encontrados.

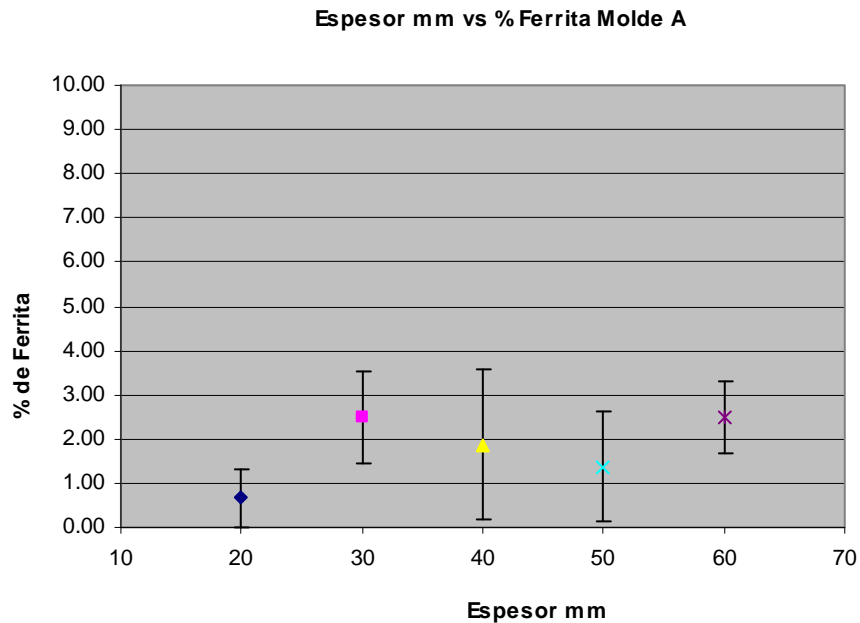


Figura 5.3.3.1 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde A.

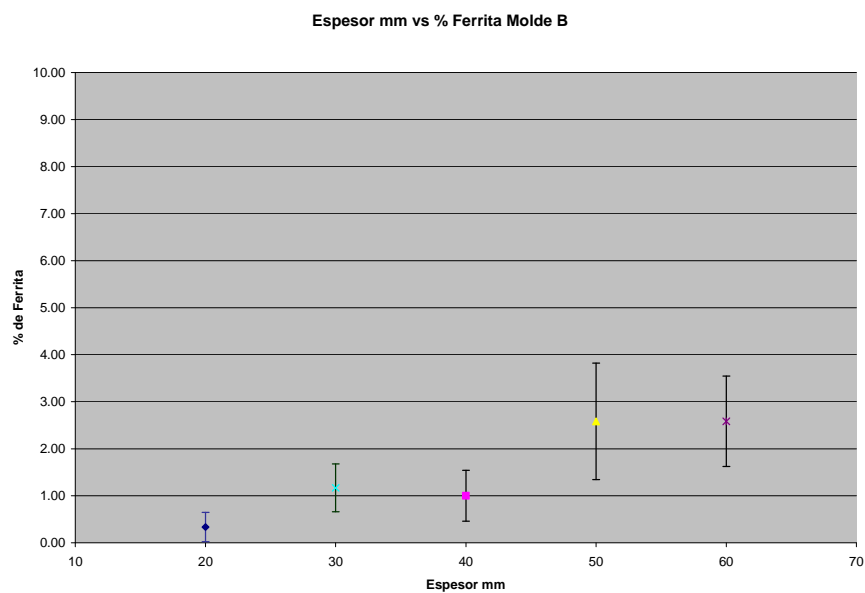


Figura 5.3.3.2 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde B

Espesor mm vs % Ferrita Molde C

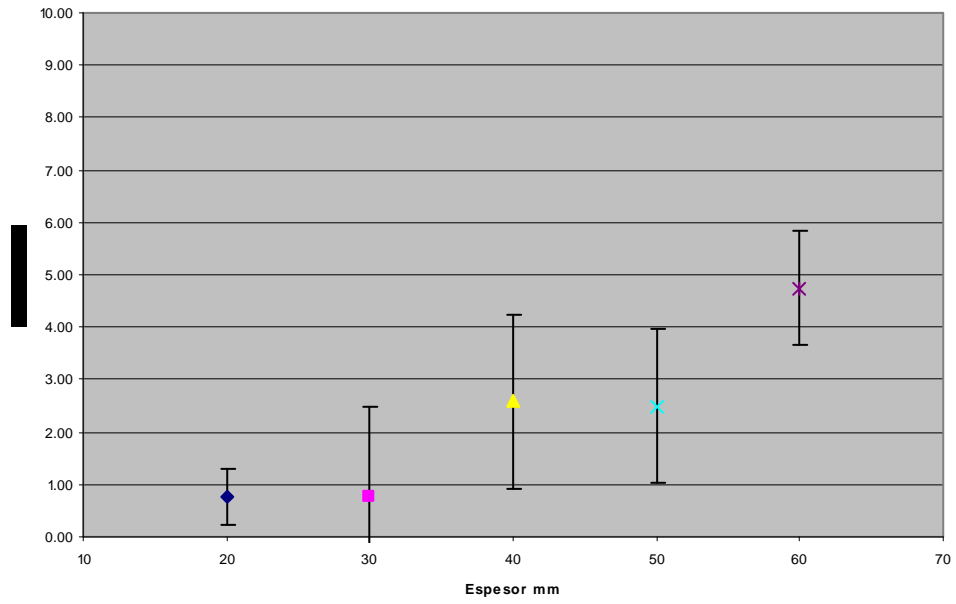
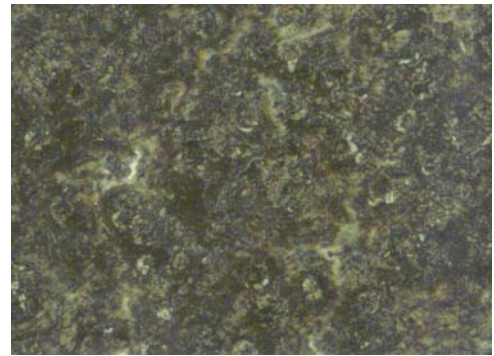
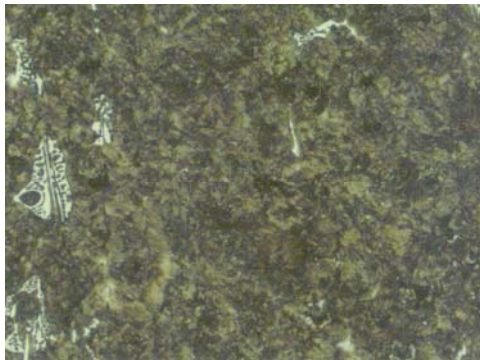
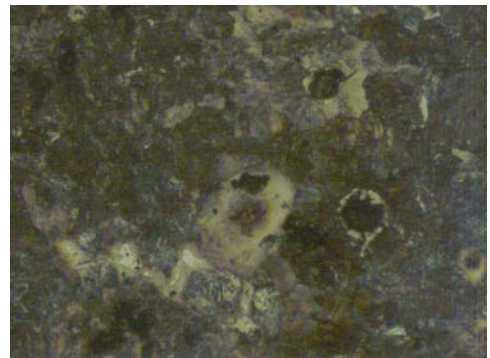
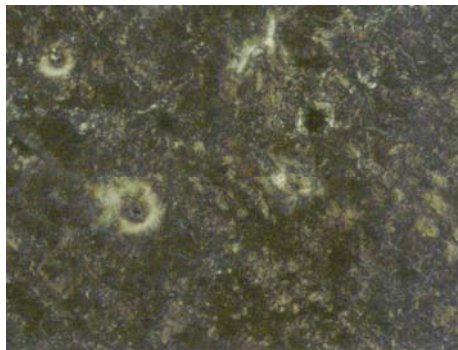


Figura 5.3.3.3 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde C



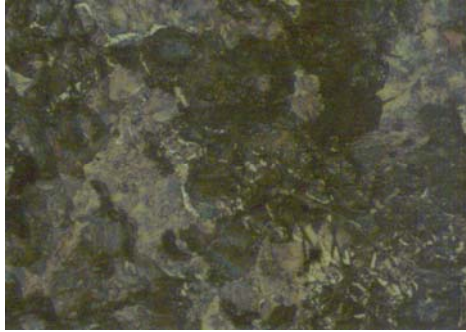
a)

b)



c)

d)



e)

Figura 5.3.3.4 a) Micrografía de diámetro de 20mm, b) 30mm, c) 40mm d) 50mm y e) 60mm. Todas atacadas con Nital y tomadas 100x.

5.3.4 Análisis de Nodularidad.

En los 3 moldes vaciados se presentaron dos tendencias. En la primera tendencia, se puede apreciar a partir de las graficas de las Figuras 5.3.4.1, 5.3.4.2 y 5.3.4.3 el porcentaje de nodularidad disminuye con la disminución del diámetro. Lo anterior ocurre en los 3 moldes hasta llegar al espesor de 40mm, donde la velocidad de enfriamiento influye en la disminución de nodularidad debido a que en espesores pequeños el proceso de la solidificación es rápido y no permite que los átomos de carbono tengan el tiempo suficiente de difundir para formar hojuelas de grafito compacto y por lo tanto solidifica como hierro nodular. En la segunda tendencia se muestra un punto de inflexión que es en el diámetro de 40mm donde, después de este diámetro, la Nodularidad aumenta ligeramente debido a que durante el cambio de fase de austenita (FCC) a ferrita (BCC) el carbono en exceso que ha salido de la ferrita y excede el límite de solubilidad de la austenita, puede difundir fácilmente dentro de esta última fase pudiendo salir de la misma e incrementar el porcentaje de nodularidad en estos espesores. El porcentaje de nodularidad en los diferentes diámetros se vió afectado por la competencia para ganar, por difusión, el carbono disuelto entre la formación de carburos vs la formación de HGC.

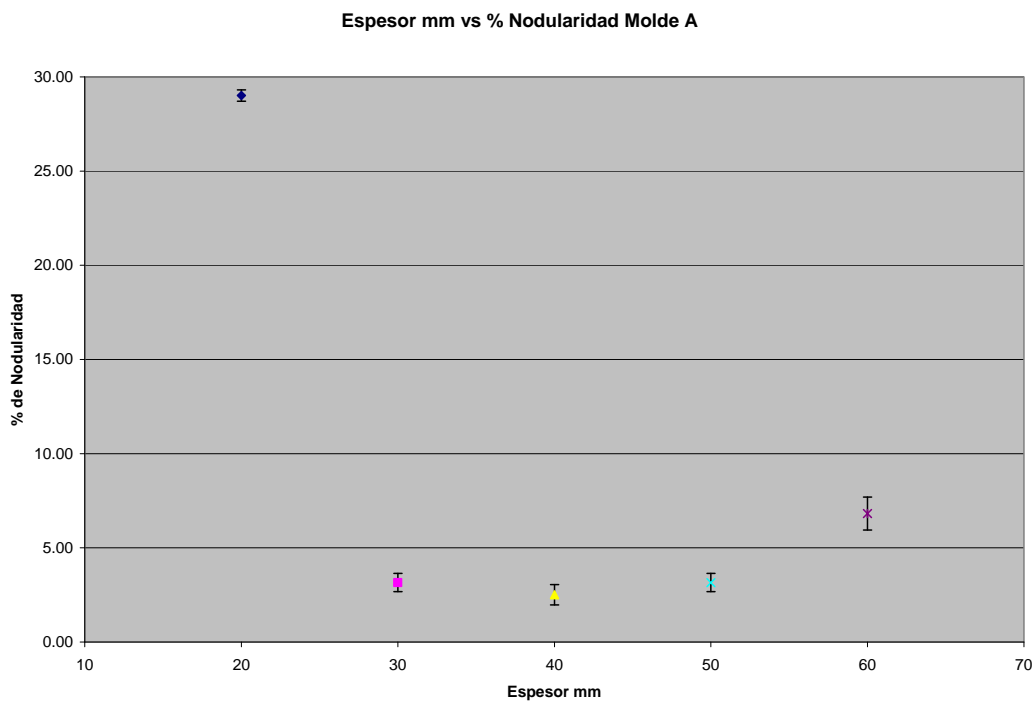


Figura 5.3.4.1 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde A

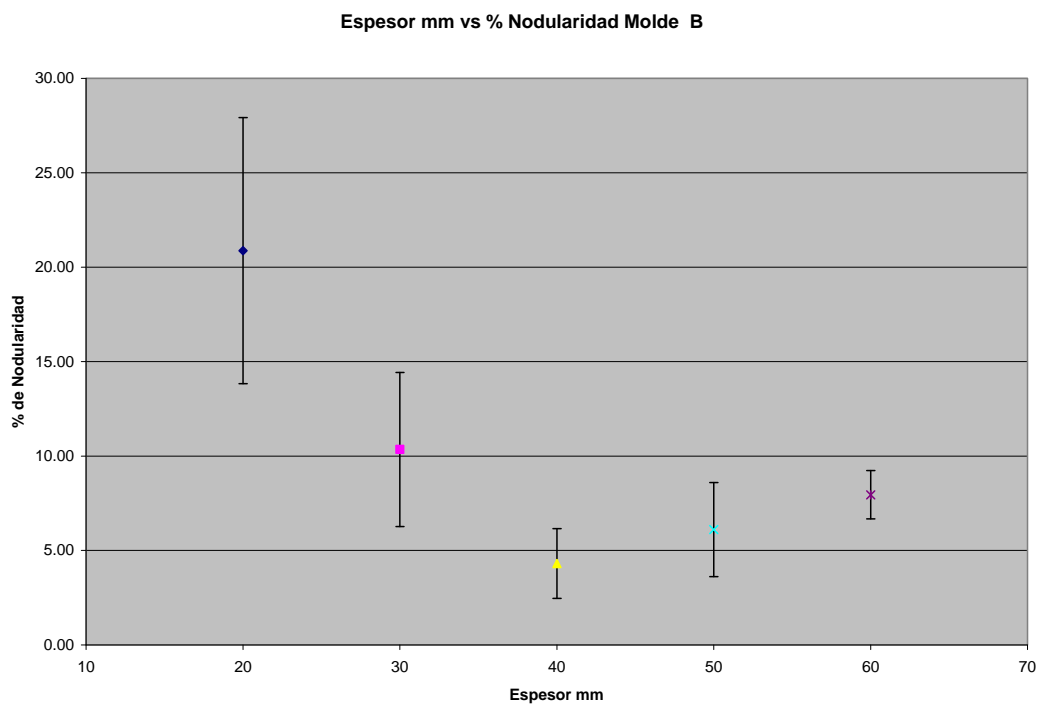


Figura 5.3.4.2 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde B

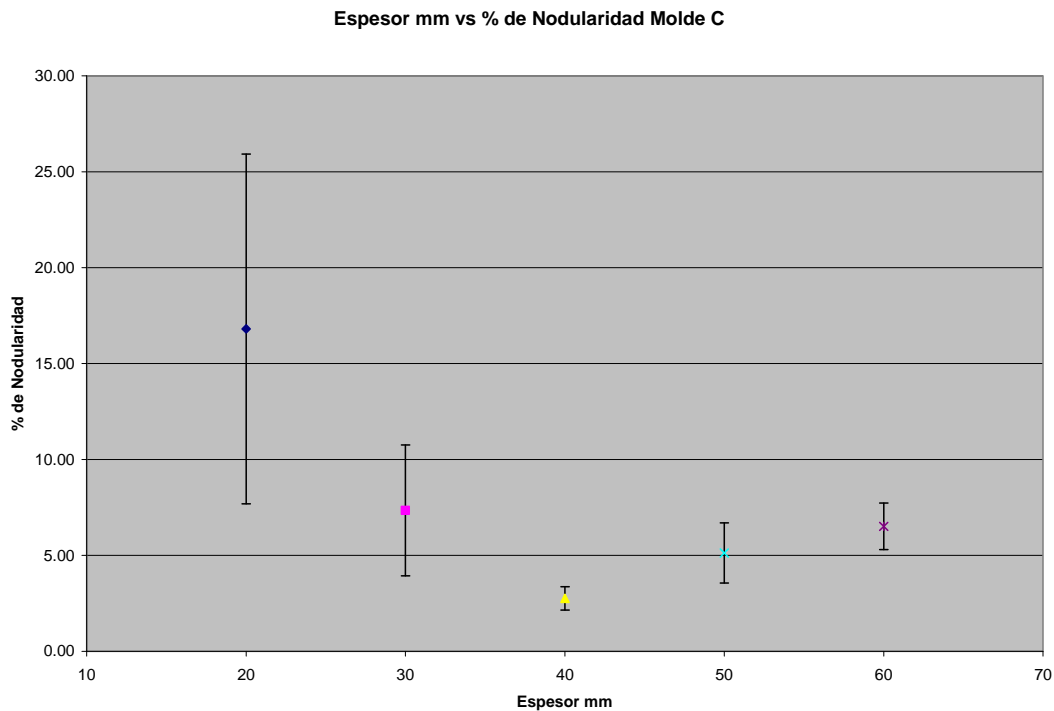


Figura 5.3.4.3 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde C

En las micrografías mostradas en la Figura 5.3.4.4 se puede observar que a mayor espesor de la muestra, el nivel de Nodularidad va disminuyendo.

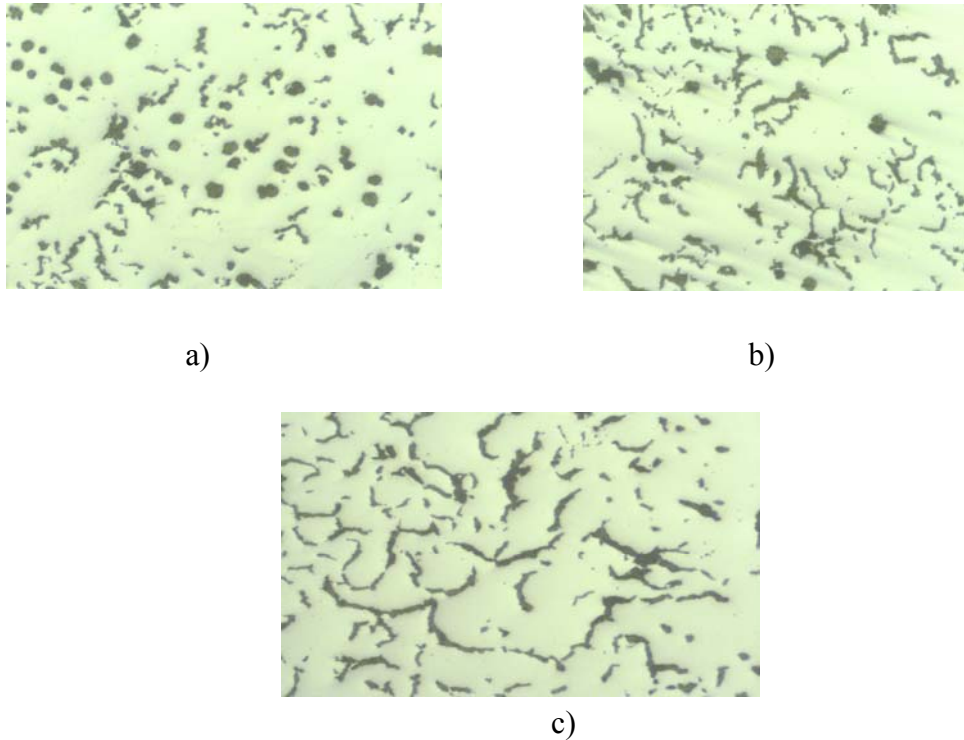


Figura 5.3.4.4 Molde B, a) 20mm de espesor. b) 30mm de espesor. c) 50mm de espesor. El nivel de Nodularidad disminuye conforme se incrementa el espesor.

5.3.5 Análisis de Dureza.

En la Tabla 11 se muestran los valores obtenidos en el porcentaje de nodularidad y la dureza para cada espesor de los tres moldes. En general se aprecia que conforme se incrementa el espesor la dureza disminuye. Esta es una tendencia esperada por el hecho de que espesores más grandes tendrán un enfriamiento más lento. Sin embargo la principal influencia en la alta dureza es el alto contenido de carburos formados en los espesores bajos (ver tabla 10). Adicionalmente, otro factor que contribuye al aumento de la dureza es la matriz perlítica. A espesores menores el enfriamiento es más rápido y la perlita es más fina, como se puede comprobar midiendo el espaciado interlaminar de la perlita.

Tabla 11. Valores obtenidos de Nodularidad y Dureza Brinell en los 3 moldes vaciados.

Espesor mm	Molde A		Molde B		Molde C	
	Promedio de % de Nodularidad	Promedio de % de Dureza	Promedio de % de Nodularidad	Promedio de % de Dureza	Promedio de % de Nodularidad	Promedio de % de Dureza
20	29.02	335.67	20.88	339.67	16.81	417.83
30	3.16	306.50	10.35	298.00	7.35	303.50
40	4.78	281.33	4.31	266.33	2.76	269.33
50	3.16	260.17	6.11	267.17	5.12	271.00
60	6.82	244.33	7.95	256.67	6.52	266.50

Espesor mm vs Dureza HB Molde A

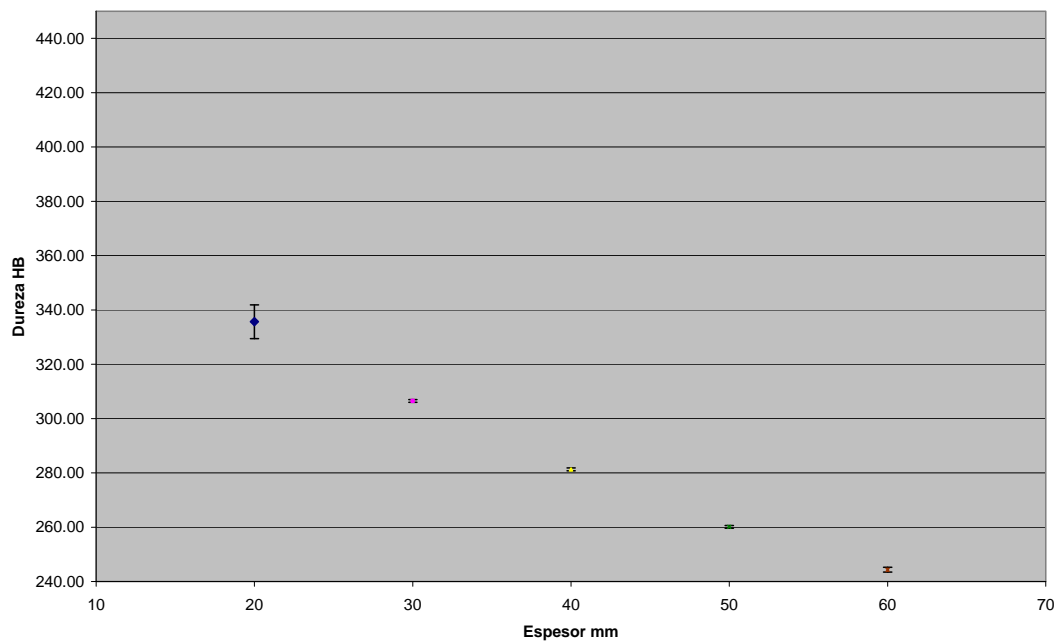


Figura 5.3.5.1 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde A

Espesor mm vs Dureza HB Molde B

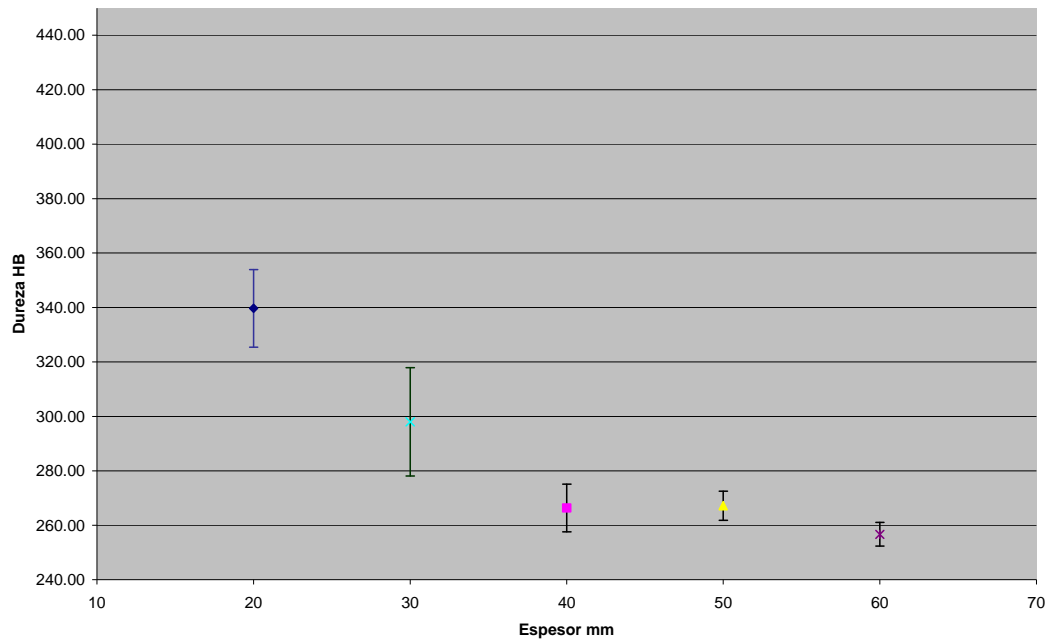


Figura 5.3.5.2 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde B

Espesor mm vs Dureza HB Molde C

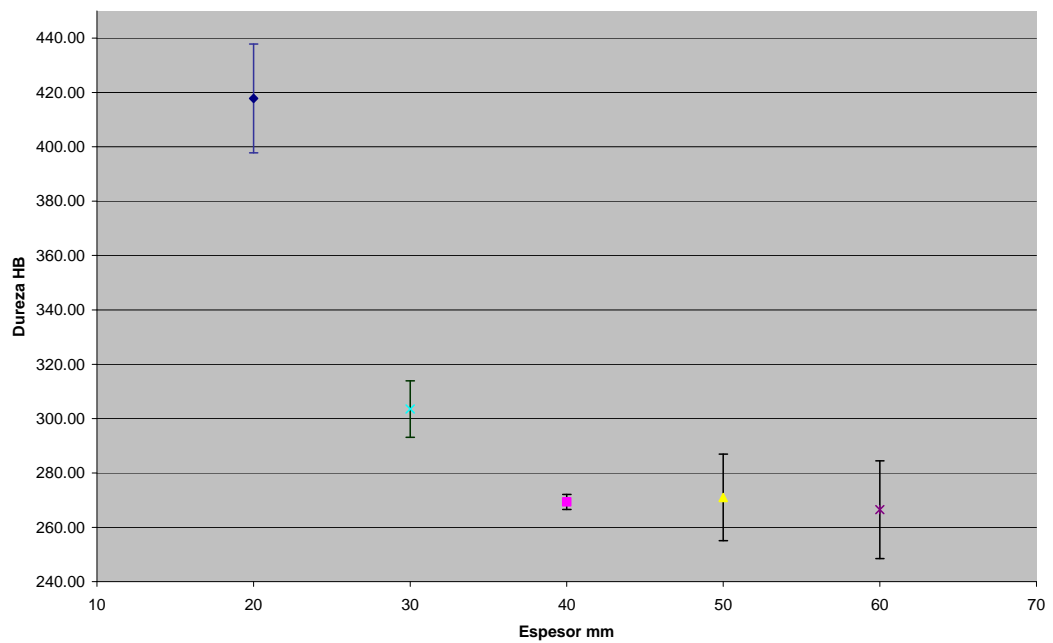


Figura 5.3.5.3 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde C

En la Figura 5.3.5.4 se representa la influencia de los carburos en la dureza y en el porcentaje de perlita. Al incrementar el porcentaje de carburos se incrementa el nivel de dureza y disminuye el porcentaje de perlita.

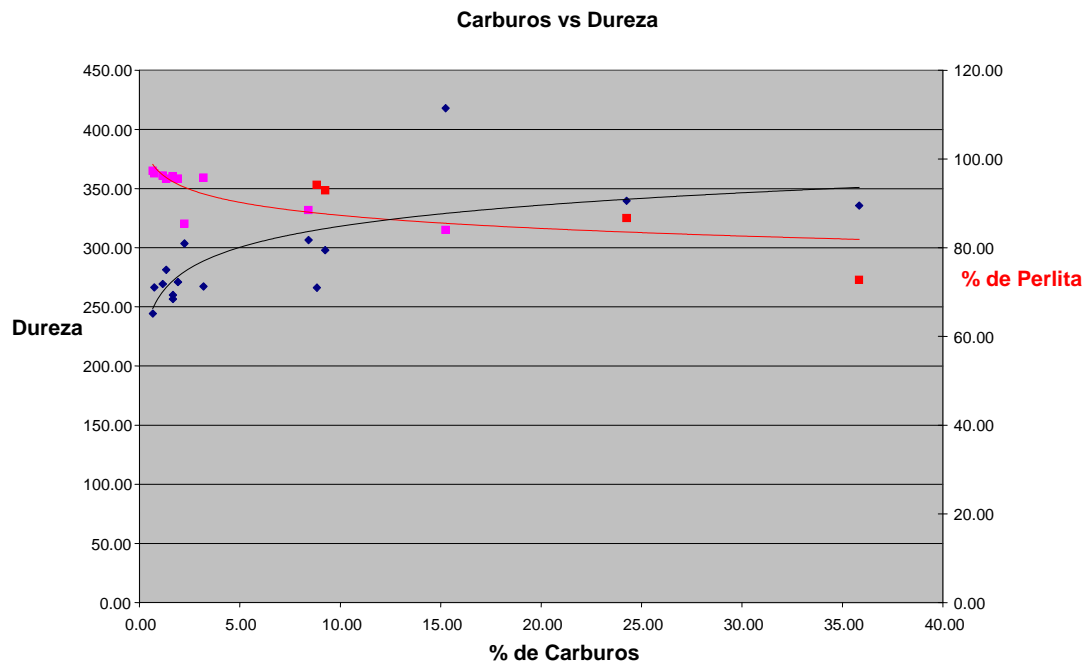


Figura 5.3.5.4 Porcentaje de Carburos vs Dureza Brinell y Porcentaje de Perlita.

La velocidad de enfriamiento no solo influye al aumentar o disminuir el porcentaje de carburos en los diferentes diámetros, sino que también influye en el espaciamiento perlítico de las muestras como lo muestra la Figura 5.3.5.5.

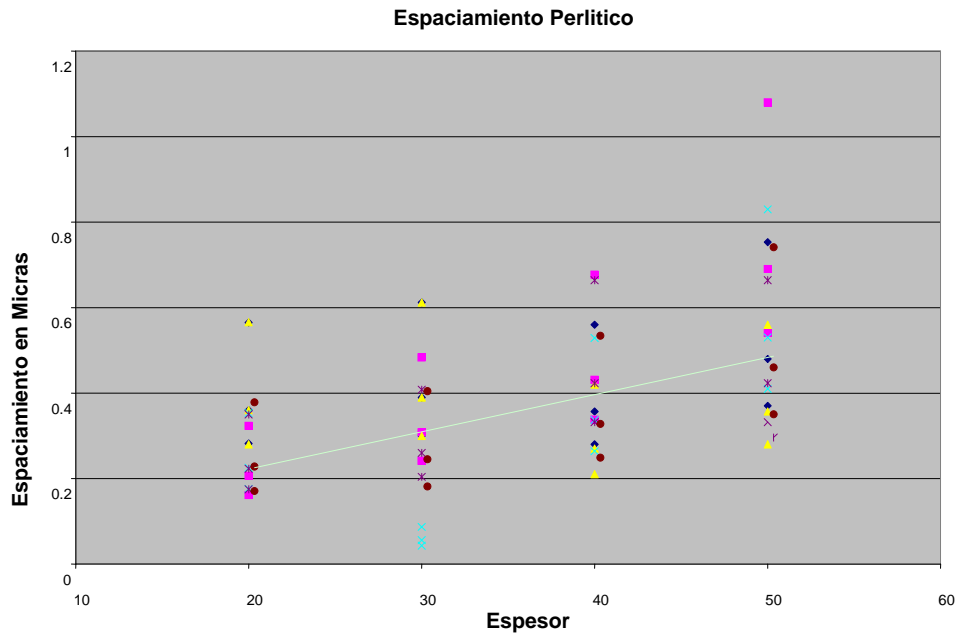
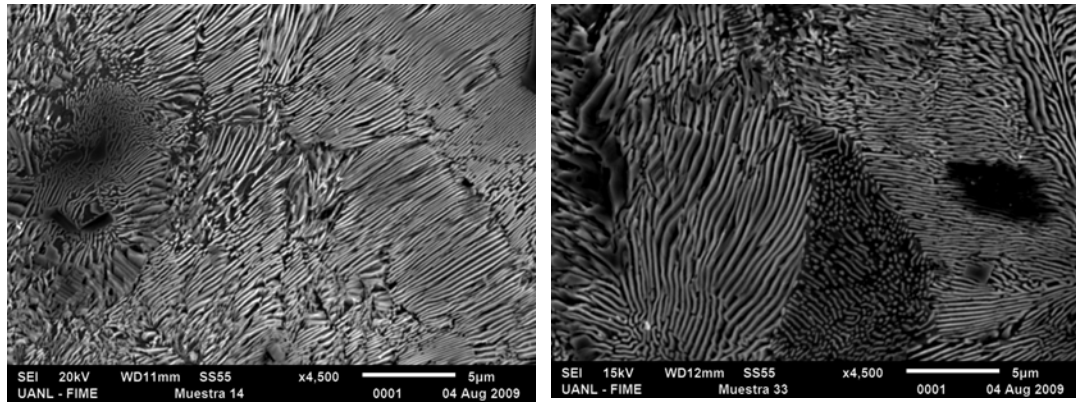


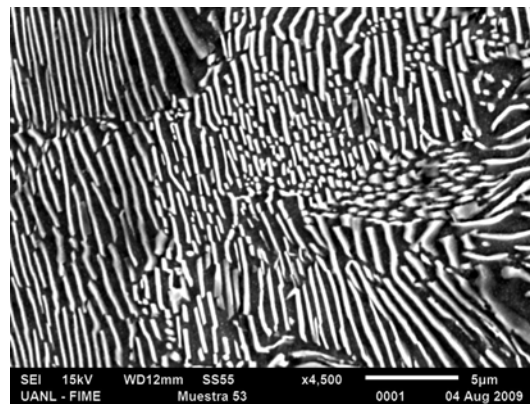
Figura 5.3.5.5 Espaciamiento Perlítico vs Espesor de pared

Este espaciamento perlítico al igual que el porcentaje de carburos impacta en las propiedades mecánicas obtenidas en las muestras, por ejemplo en las durezas obtenidas. La figura 5.3.5.6 a), b) y c) muestra micrografías obtenidas en el SEM a 4500X, y se puede distinguir que la muestra de diámetro de 20mm la perlita encontrada fue más fina, y el espaciamento fue más pequeño en comparación con los diámetro de 30 y 50mm donde la velocidad de enfriamiento más lenta, ocasionó un aumento en el espaciamento interlaminar, produciendo una perlita más gruesa.



a)

b)



c)

Figura 5.3.5.6. Micrografías obtenidas en el MEB a 4500X. a) Diámetro de 20 mm. b) Diámetro de 30 mm. c) Diámetro de 50 mm.

5.4 Resultados Obtenidos por Simulación

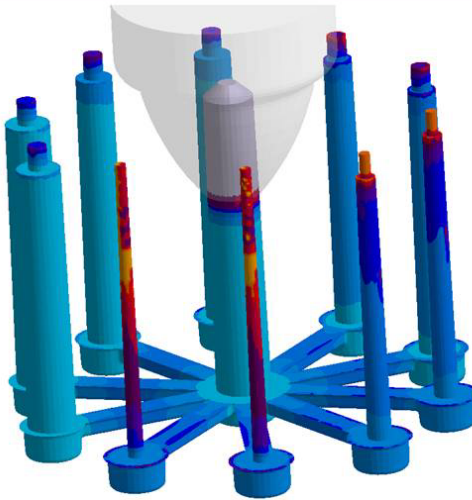


Figura 5.4.1 Imagen de simulacion con Magma.

La imagen anterior Figura 5.4.1 es una simulaciones obtenidas con la ayuda del software MAGMA que muestra la geometría de la pieza vaciada para este experimento.

Condiciones iniciales para el vaciado de piezas con Hierro Grafito Compacto.

A continuación se mencionan los parámetros requeridos para realizar la simulación de la pieza vaciada en los experimentos en línea:

Geometría de la pieza

Composición química

Temperatura de vaciado

Calor Específico

Coefficiente de transferencia de calor entre el metal y la arena del molde de vaciado

Coefficiente de transferencia de calor de la arena a la atmosfera, etc.

Con los parámetros anteriores se realizaron simulaciones para analizar el esfuerzo de tensión, cedencia, nodularidad y dureza, además de microestructura distinguiendo las diferentes fases que se forman, perlita, ferrita y carburos. Para visualizar mejor lo anterior se obtuvo un corte transversal en el espesor de 40mm. Además al lado de cada una de las imágenes se agregó una escala de valores para distinguir según el color de la sección de la barra el valor de la variable.

5.4.1 Resistencia a la Tensión.

En la Figura 5.4.1.1 se muestra los resultados de la resistencia a la tensión en la barra de diámetro de 40mm y su corte transversal, al derecha de cada diámetro se tiene la escala de la variable.

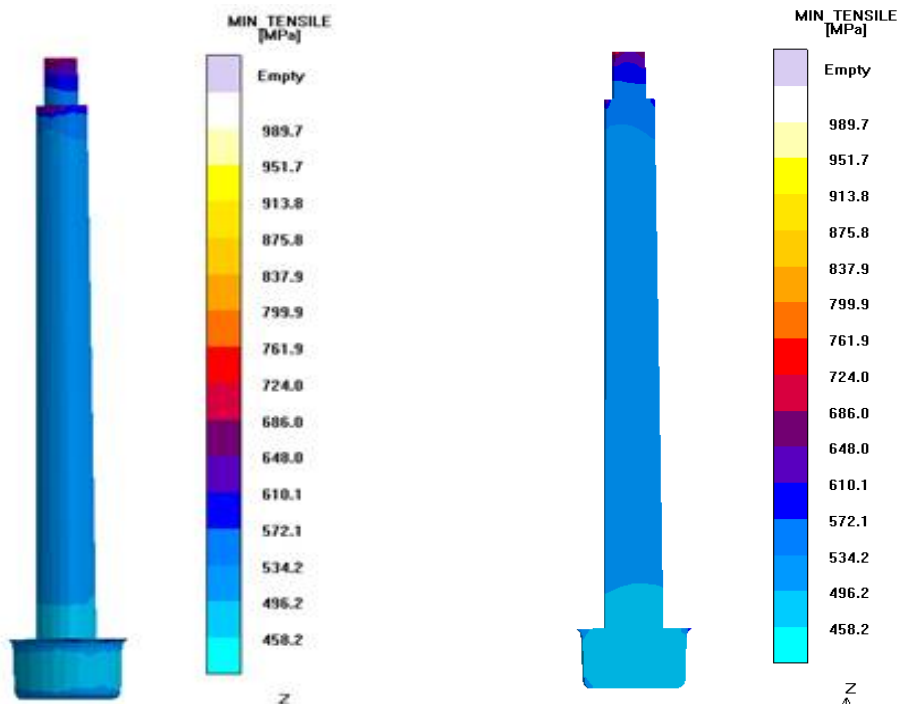


Figura 5.4.1.1 a) Barra de 40 mm de diámetro b) Corte transversal

La resistencia a la tensión fue diferente en la parte inferior de la barra, debido a que es de la base del canal de alimentación y en esta parte es más lenta la velocidad de enfriamiento, dando valores de aproximadamente 480M Pa. En el resto de la barra, donde la velocidad de enfriamiento se dio un poco más homogénea, se alcanzaron valores en el rango de 500 a 572MPa y de 572 a 724MPa en la parte superior de la barra usada como mazarota para contrarrestar el rechupe o contracción.

Ya que en el experimento se obtuvieron 3 probetas de tensión obtenidas de las barras de diferentes diámetros, excluyendo la parte inferior y superior de la barra que pudieron haber sido afectadas a otros factores que ya se mencionaron. Los valores de la Tabla 12,

en donde la resistencia a la tensión en las 3 probetas sacadas a cada uno de los moldes vaciados para el espesor de 40mm, estuvieron cercanos al valor promedio de tensión que el MAGMA dió en ese espesor.

Tabla 12. Valores de Esfuerzo de tensión obtenidos en los 3 moldes, y valor Promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm

Esfuerzo de tensión espesor de 40mm		Promedio del esfuerzo de Tensión Simulación
Molde	Tension MPa	
A	533	572 MPa
	573.9	
	562.6	
B	610.9	
	558.6	
	576.6	
C	618.8	
	591.7	
	586.7	

5.4.2. Resistencia a la Cedencia

Los valores de cedencia fueron obtenidos, al igual que los resultados de tensión, de las pruebas de tensión y al igual que en estas, se excluye la parte superior e inferior de la barra de 40mm. En las imágenes que calcula el paquete computacional MAGMA, se puede ver que la tonalidad a lo largo de la barra es muy homogénea, en un rango de 300 a 343MPa tanto en la vista superficial (Figura 5.4.2.2 a) como en la vista transversal (Figura 5.4.2.2 b).

La Tabla 13 muestra los datos experimentales de la Cedencia medida en las piezas vaciadas que están dentro de un rango de 325MPa a 365 MPa, contra 342MPa que se calcula en la simulación del MAGMA, a excepción de un valor del molde A que puede representar una desviación en el experimento.

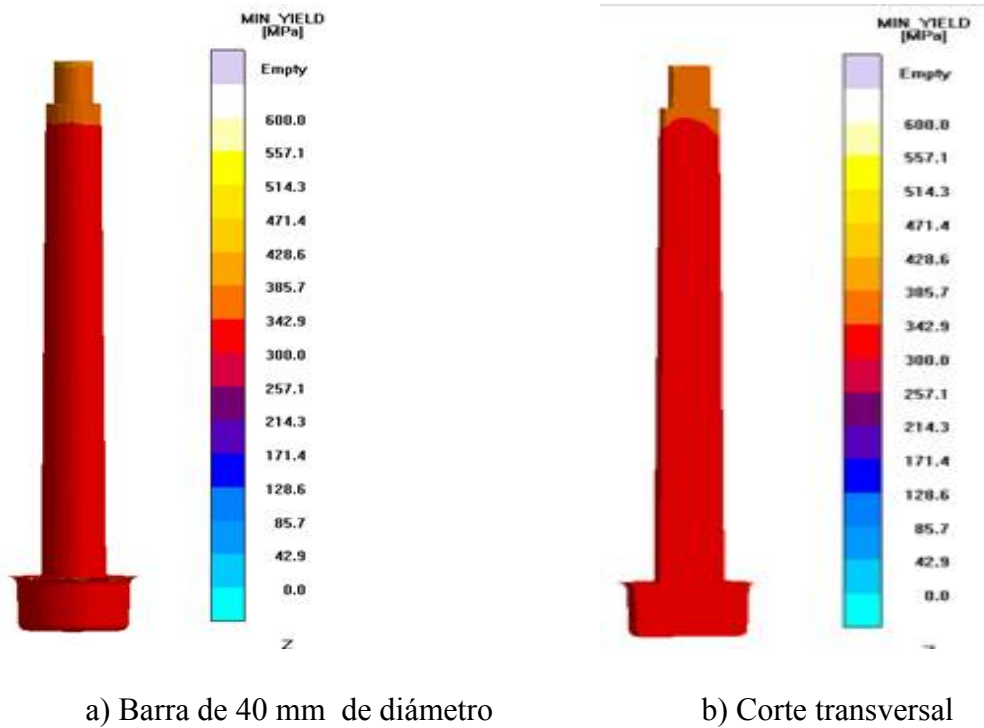


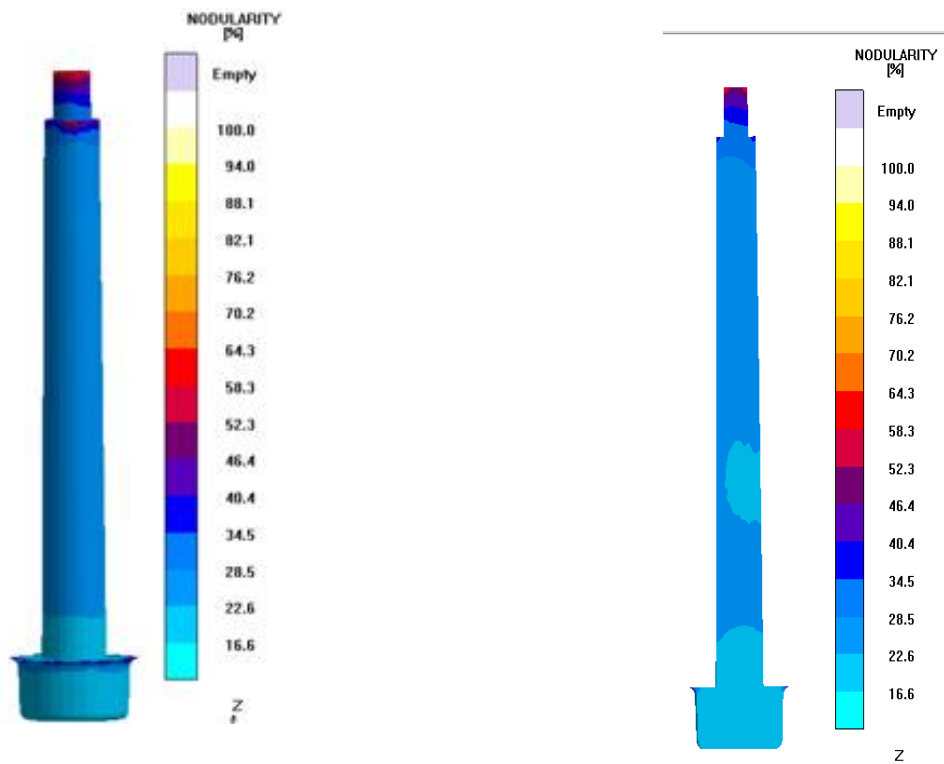
Figura 5.4.2.2 Simulación del esfuerzo de Cedencia con escala de valores para diámetro de 40mm

Tabla 13. Valores de Esfuerzo de Cedencia obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm

Esfuerzo de Cedencia espesor de 40mm		Promedio del esfuerzo de Cedencia Simulación
Molde	Cedencia Mpa	
A	356.5	342 Mpa
	410	
	365.5	
B	346.5	
	366	
	361.5	
C	319	
	345	
	325	

5.4.3 Porcentaje de Nodularidad

Los resultados obtenidos para el análisis de la nodularidad mostraron cierta inconsistencia en la sección transversal de la pieza (Figura 5.4.3.1), según las imágenes obtenidas por el MAGMA, en el exterior de la pieza presentó un porcentaje de alrededor de 28.5 a 34.5%, y en la sección transversal (Figura 5.4.3.1 b) se puede ver que hay una zona en donde la Nodularidad está entre 16.6 y 22.6% según la escala de colores. Esto pudo haber sido debido a diferencias en la configuración del HGC en el software contra lo real.



a) Barra de 40 mm de diámetro

b) Corte transversal

Figura 5.4.3.1 Simulación del Porcentaje de Nodularidad para el diámetro de 40mm

Por otro lado la Tabla 14 mostró una diferencia de casi de 25% en el porcentaje de nodularidad medido vs el simulado por el MAGMA. Esto confirma la diferencia en la información configurada en el simulador.

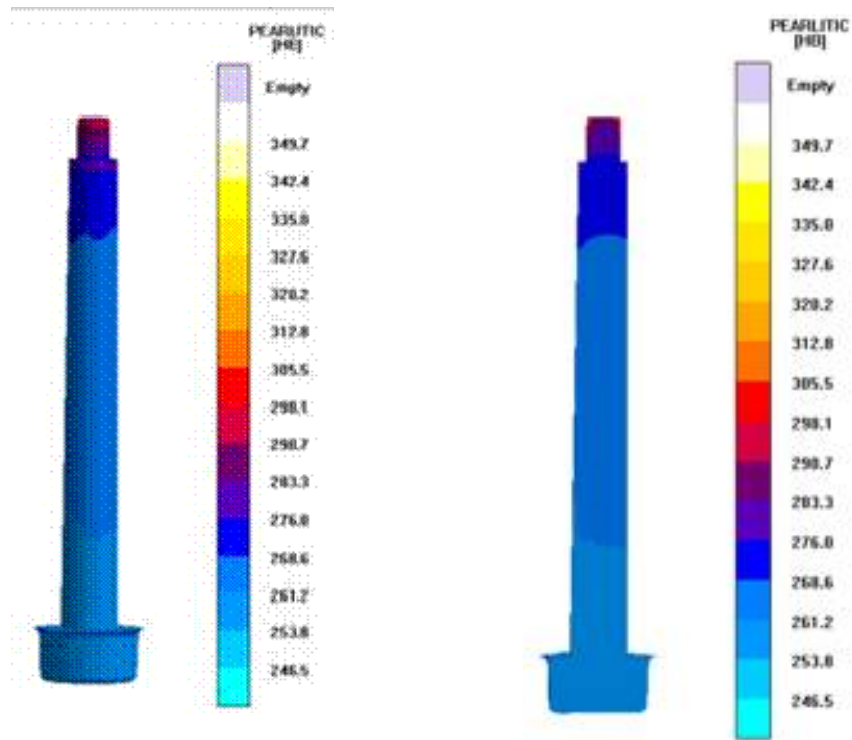
Tabla 14. Valores del Porcentaje de Nodularidad obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm.

Nodularidad en espesor de 40mm		Promedio de la Nodularidad Simulación
Molde	Porcentage	
A	2.8	28%
	1.88	
	2.85	
B	6.78	
	2.32	
	3.82	
C	2.665	
	2.07	
	3.545	

5.4.4 Dureza

La dureza medida se muestra en la Tabla 15 y los resultados de la simulación proporcionados por el software MAGMA muestran bastante similitud entre todas las mediciones, además de que de las 3 mediciones obtenidas de la parte superior de cada uno de los diámetros en cada molde también corresponden con el patrón de dureza que muestra la imagen del MAGMA (Figura 5.4.4.1), tanto superficial como en su sección transversal.

Dividiendo la dureza en 3 zonas: la superior con un valor máximo de 276HB, la intermedia con un valor máximo de 268HB, y la parte inferior con valor máximo de 261HB comparado 280HB promedio medido en la parte superior, 265HB en la parte intermedia y 264HB en la parte inferior.



Barra de 40 mm de diámetro

Corte transversal

Figura 5.4.4.1 Simulación del Porcentaje de Dureza con escala de valores para diámetro de 40mm

Tabla 15 Valores del Porcentaje de Dureza obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm.

Dureza en espesor de 40mm		Promedio de la Dureza Simulación
Molde	HB	
A	300.00	268 HB
	277.00	
	267.00	
B	269.00	
	275.50	
	254.50	
C	272.00	
	265.50	
	270.50	

CAPITULO 6 CONCLUSIONES

En este trabajo se ha realizado un estudio de las propiedades mecánicas de Hierros de Grafito Compacto en función de la velocidad de enfriamiento según el espesor de pared de las piezas vaciadas en una línea de producción. Estas propiedades mecánicas se han relacionado a los principales parámetros microestructurales.

Los datos obtenidos de las piezas vaciadas, en algunos casos tienen una variación alta debido a que el control de proceso en una prueba a nivel industrial es difícil comparado con un experimento de laboratorio, sin embargo se pueden obtener las siguientes conclusiones:

- 1.- Espesores delgados promueven la formación de carburos complejos tipo "fish-bone", los cuales fragilizan de las piezas.
- 2.- El espesor crítico encontrado en este trabajo para evitar la formación de carburos frágiles fue el de 40 mm de espesor transversal.
- 3.- Para mejorar las propiedades mecánicas de las piezas, se recomienda una matrix de perlita fina, la cual se obtiene con enfriamientos relativamente rápidos sin llegar a la zona crítica de formación de carburos, que se puede expresar como un espesor crítico de 40 mm o una velocidad de enfriamiento crítica de 0.60°C por segundo.
- 4.- La modelación por medio del software MAGMA arrojó resultados similares a los encontrados en los resultados obtenidos en las pruebas mecánicas tales como Resistencia

máxima, resistencia a la cedencia y dureza. Sin embargo en los niveles de porcentaje de nodularidad, los resultados aun no han sido satisfactorios.

5. Aunque en este estudio se utilizó el diámetro de los especímenes como variable principal para comparar todas las variaciones de las propiedades y microestructura de las piezas vaciadas, esta variable tiene una relación directa con el módulo de enfriamiento definido como la relación volumen a área de la pieza, que es más usado en la práctica en piezas de geométrica más compleja que la definida en este estudio.

Con estas conclusiones consideramos cumplir con el objetivo del presente estudio, entregando a la empresa patrocinadora un valor agregado en cuanto al conocimiento científico y tecnológico de las aleaciones de Hierro Grafito Compacto (HGC), los valores críticos para evitar fragilización por la presencia de carburos, conocimiento amplio de las propiedades mecánicas en función de las velocidades de enfriamiento y parámetros microestructurales, y finalmente su aplicación para la fabricación de piezas fundidas para motores automotrices, buscando cumplir satisfactoriamente con los requerimientos de operación y facilitando la reducción de la masa de las piezas para reducir el consumo de combustibles.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS A FUTURO

Se recomienda continuar con investigaciones científicas y tecnológicas sobre el HGC con variaciones en la composición química, principalmente para determinar la influencia en la variación de los niveles empleados de los elementos inoculantes como son los elementos de la familia de los lantánidos. Otra área de oportunidad es elucidar la influencia en la variación de elementos residuales presentes en las chatarras como son el cromo, níquel y molibdeno, entre otros. Finalmente se recomienda estudiar la influencia en las variaciones de la temperatura de vaciado para encontrar rangos de operación óptimos en una línea de producción.

REFERENCIAS

- 1.- K.P.Cooper, C.R. Loper. A Critical Evaluation of the Production of Compacted Graphite Cast Iron. AFS Transactions, Vol 86, 1978.
- 2.- A New Opportunity For Cast Iron With Compacted Graphite
M.Lampic. Grand Foundry Technical Conference, 2006.
- 3.- A Process for Thin-Wall Sand Castings
Aufderheide, R., Showman, R. AFS Transactions, 2003.
- 4.- An Alternative Route for the Production of Compacted Graphite Irons
C.M.Ecob and C.Hartung. Elkem ASA.
- 5.- Casting Process Simulation of Compacted Graphite Iron (03-025)
Dipl.-Ing. C. Heisser,Dr.-Ing. Jörg C. Sturm. AFS Transactions, 2003
- 6.- Compacted Graphite Iron
Heap, M. Engine Technology International. n.2,1999 pp70.
- 7.- Compacted Graphite Iron – A New Material for Highly Stressed Cylinder Blocks and Cylinder Heads. Steve Dawson, Fritz Indra. Internationals Wiener Motorensymposium. 1994.
- 8.- Compacted Graphite Iron:Mechanical and Physical Properties for Engine Design
Dr. Steve Dawson. Germany 28-29 October 1999. www.sintercast.com
- 9.- Compacted Graphite Iron for Diesel Engine Cylinder Blocks
Wilson Luiz Guesser, Dr Eng, Pedro Ventrela Duran, Walmor Krause. SIA. 2002.
- 10.- Compacted Graphite Iron Production at Cifunsa Using a Process Control System
C.R.Farias,J.Benavente,T.Schroeder,S.Dawson. AFS Transactions, Vol. 105. 1998.
- 11.- Structure and mechanical properties as well as application of high quality vermicular cast iron.Foundry Products Division. ISSN (1897-3310)Vol 10.
- 12.- Computer Aided Differential Thermal Analysis of Spheroidal and Compacted Graphite Cast Iron.Chen,D.M. Setfanescu. AFS Transactions Vol. 92, 1984.
- 13.- Computer Aided Graphite Classification: An approach for International Standardization. I.W.Steller, W.Stets,J.Ohser,D.Hartmann. AFS Transactions Vol. 92, 1984.
- 14.- Controlling Nodularity in Thin-Wall Compacted Graphite Iron Castings
R. E. Showman, R.C. Aufderheide. AFS Transactions 2004.

- 15.- Controlling the Production of Compacted Graphite Iron
S.Dawson. AFS Transactions 1998.
- 16.- Cooling Curve Structure Analysis of Compacted Vermicular Graphite Cast Iron Produced by Different Melt Treatment. D.M. Stefaneso, C.R. Loper, R.C. Voigt
AFS Transactions Vol 90, 1982.
- 17.- Effect of Composition on Solidification of Compacted Graphite Iron
Hrusovsky, J., Wallace. AFS Transactions Vol 93, 1985.
- 18.- Fundiciones de Hierro. E. Frás, J.L.Serrano, A. Bustos. Ed. Ilafa, 1990.
- 19.- Graphite Morphologies In Cast Irons
M.F. Basdogan, V. Ondic, G.H.J. Bennett, AFS Transactions Vol. 34, 1985.
- 20.- Graphite Morphology Control in Cast Iron
S.V. Suvramanian. AFS Transactions Vol. 34, 1985.
- 21.- Graphite Morphology in Cast Iron
C.R. Loper. AFS Transactions Vol. 34, 1985.
- 22.- Mechanical Properties of Compacted Graphite Iron
Engineered Casting Solutions. AFS Transactions Vol. 90, 1998.
- 23.- Mechanics of the Metals Cutting Process
Merchant, M.E. Journal of Applied Physics Vol. 16, 2003.
- 24.- Microstructure-Mechanical Property relationships in Compacted Graphite Cast Irons. C.R. Loper, M.J. Lulich. H.K. Park, A.M. Gyarmaty
46th International Foundry Congress. Paper 35.
- 25.- Modeling Microstructure Development in Gray Cast Irons
Goettsch, D.D., Dantzig, J.A.,
Metall. Materials Trans. Vol 25, 1994.
- 26.- Practical Examples Using the Finite Volume Method for Simulating the Casting Process. Mampaey, F. AFS Transactions Vol. 109, 2001.
- 27.- Practical Experience With Compacted Graphite Iron as a material for automotive Components. S.Dawson, J. M.von Wirtemberg.
Symposium on Automotive Technology. Septiembre 1993.
- 28.- Process Control for the Production of HGC
Foundry Trade Journal. Junio, 2001.
- 29.- Process Control for the Production of Compacted Graphite Iron,
Steve Dawson, AFS Casting Congress.1998.

- 30.- Process for the Production of Compacted Graphite Iron Shaped Casting
S.V. Suvramanian. U.S. Patent. Febrero, 1989.
- 31.- Production Experience With Compacted Graphite Iron Automotive Components
Dawson, S., Guesser, W., Schroeder. AFS Transactions Vol 71, 2001.
- 32.- Production, Properties and Applications of Compacted Graphite Iron
P.A.Green, A.J.Tomas. International Foundry Conference; Johannesburg; South Africa;
Febrero 1979.
- 33.- Progress in The Theory and Practice of Compacted Graphite for Engine
Components. M.Lampic. Foundry World Congress. Septiembre, 1995.
- 34.- Progress in the Use of Compacted Graphite Casts Irons of Engineering
Applications. M.J. Lalach, S.J. Lapresta. 44th International Foundry Congress, held in
Florence in 1977.
- 35.- Solidification and Cooling Rate Related to Hardness and Structure in Ductil Iron
Casting. T.Watmough, A.F. Hieber
AFS Transactions Vol. 88, 1980.
- 36.- Solidification Behavior of Hypoeutectic and Eutectic Compacted Graphite Cast
Irons – Chilling Tendency and Eutectic Cells. Chen, I., Martinez, F., Setfanescu, D.,
AFS Transactions Vol. 91, 1983.
- 37.- Some Aspects of the Inoculation and Fading of Rare Earths Treated
Compacted/Vermiculed Graphite Cast Iron
H.H.Cornell, C.R. Loper, E.N.Pan, K. Ogi
AFS Transactions Vol. 97, 1989.
- 38.- Some Properties of Compacted Graphite Cast Iron
K.P.Cooper, C.R. Loper.
82nd Annual Meeting; Detroit; Mich ; 24-28 Apr. 1978. pp. 241-248. 1979.
- 39.- Study of Nucleation and Growth of Graphite in Magnesium-Treated Cast Iron By
Means of Thermal Analysis. K.Nilsson,H.Steen
The Metallurgy of Cast Iron. 1995.
- 40.- Study of the Machinability of Compacted Graphite Iron for Drilling Process
F. Mocellin, E. Melleras,L. Boehs
Brazilian Manufacturing Congress. XXVI, Marzo 2004.
- 41.- The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite
Iron. Dawson, S., Hollinger I., Robbins, M., Da'eth, J., Reuter, U., and Schmidt, H.
SAE International. World Congress, Detroit, MI, USA, Marzo 2001.

- 42.- The effects of alloying and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of low-alloy gray iron. Yang, Y., Louvo, A., Rantala, T.,
69th World Foundry Congreso.
- 43.- The Machining of Sinter Cast Compact Graphite Iron-practices and results
S.Dawson. Sinter Cast Publ. 1995.
- 44.- The Relationship among carbon equivalent, Microstructure and Solidification
Characteristic and their effects on Strength and Chill in Gray Cast Irons
D. Glover, C.Bates, R.Monroe
AFS Transactions Vol 90, 1982.
- 45.- The SinterCast Process and compacted graphite iron.
Dawson, Steve.
International Conference on Latest and Best in Melting and Metal Treatment in Ferrous
and Non-Ferrous Foundries, 1994.
- 46.- Thermal Analysis Of Compacted Graphite Cast Irons Containing Various Levels Of
Mg and S. S.Rodriguez,M.Castro,M.Herrera,J.Mendez,J,I.E.,C.G.
Int. J. Cast Metas Res. 1999.

INDICE DE TABLAS

	Página
Tabla 1: Inoculantes recomendables para la fabricación de hierro de alta calidad.	17
Tabla 2: Influencia de la composición química sobre el número de granos eutécticos.	18
Tabla 3 ilustra la influencia del proceso de inoculación sobre las propiedades mecánicas del hierro y el hierro inoculado.	22
Tabla 4 Muestra la influencia del ferro-silicio sobre algunos efectos de la inoculación.	23
Tabla 5 Categorías de los hornos de inducción.	33
Tabla 6 composición del hierro inoculado de diferentes tipos según ASTM-A48	42
Tabla 7 Contenido de carbono de los materiales de carga para fusión.	42
Tabla 8 Composición de las 2 ollas vaciadas.	59
Tabla 9 Valores obtenidos de Esfuerzo de Tensión y Cedencia.	75
Tabla 10 Valores obtenidos de Porcentaje de Fases presentes.	76
Tabla 11. Valores obtenidos de Nodularidad y Dureza Brinell en los 3 moldes vaciados.	87
Tabla 12. Valores de Esfuerzo de tensión obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm.	94
Tabla 13. Valores de Esfuerzo de Cedencia obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm	95
Tabla 14. Valores del Porcentaje de Nodularidad obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm.	97
Tabla 15 Valores del Porcentaje de Dureza obtenidos en los 3 moldes, y valor promedio obtenido por simulación para el diámetro de 40mm.	98

INDICE DE FIGURAS

	Página
Figura 1.1 Tendencia hacia altos picos de presión de ignición continua, son necesarios materiales más fuertes para satisfacer los criterios de durabilidad y reducir el tamaño.	6
Figura 1.2 Motor de Audi V8 hecho con HGC.	6
Figura 2.1 Imagen de gérmenes en el líquido, y los granos que forman.	9
Figura 2.1.1.1 Nucleación y crecimiento del grafito.	10
Figura. 2.1.1.2 Energía libre y sólido en metales puros.	10
Figura 2.1.2.1 Curva de enfriamiento señalando los puntos críticos de la solidificación.	12
Figura 2.1.2.2 Comparación de los puntos críticos de las curvas de enfriamiento.	13
Figura 2.1.3.1 Curvas de enfriamiento para hierros hipoeutécticos (a) y para hierros hipereutécticos (b), TEU temperatura eutéctica de enfriamiento, TFR temperatura eutéctica de recalcencia.	14
Figura 2.2.1 Muestra una ventana del efecto de la inoculación- esferoidización, en el grafito, donde el HGC solo es estable dentro de un cuadrante de esta ventana.	15
Figura 2.3.1 Se muestra el tamaño y la distribución del grafito en la fundición obtenida en un horno de vacío, con bajo contenido de oxígeno (10ppm) y azufre (0.003%); a) hierro base; b) hierro inoculado.	21
Figura 2.3.2 Curva de enfriamiento del hierro base e inoculado.	22
Figura 2.3.3 Comparación del efecto de la inoculación en el hierro.	23
Figura 2.3.4 influencia del tiempo en el hierro súper inoculado.	24
Figura 2.4.1.1 Influencia del CE sobre la austenita y el número de granos eutécticos.	25
Figura 2.4.3.1. Influencia del Si y Sn sobre el tipo de grafito.	27
Figura 2.5.1 Sensibilidad del espesor a la formación de HGC.	30
Figura 3.1.1.1 Horno de inducción sin núcleo.	33
Figura 3.1.1.2 Tratamiento de aleaciones tipo sándwich en olla de vaciado.	34
Figura 3.1.2.1 Modulo de Muestras Sintercast.	37
Figura 3.1.2.2 Copa de muestreo del Sinter Cast mostrando la localización de los termopares y el flujo de metal caliente al llenado.	38
Figura 3.1.2.3 Microestructura de la copa de muestreo del sistema Sinter Cast.	39
Figura 3.1.2.4 El tipo de grafito y el porcentaje de nodularidad en la copa de muestreo.	40
Figura 3.2.2.1 Adiciones correctivas de inoculante y Mg mostrando conceptualmente las concentraciones durante el tratamiento y vaciado para lograr la producción de HGC	44

Figura 3.2.3.1 Rango del Contenido de magnesio para obtener: 1 hierro nodular, 2 hierro de grafito compacto por medio de Magnesio y 3 hierro de grafito compacto obtenido por Magnesio y azufre.	46
Figura 3.2.3.2 Influencia de una aleación con 50% de tierras raras y el espesor de pared sobre la forma del grafito.	48
Fig. 3.2.4.1 Ventana de producción de complejidad vs unidades de producción.	49
Figura 3.2.4.2 La zona horizontal del % total Mg para obtener un HGC estable separada del hierro gris por una transición abrupta en la morfología del grafito ya sea de hojuela a compacto, o a esferoidal mostrado en la parte inferior de la gráfica con foto	50
Figura 3.2.4.3 Nodularidad en el HGC por Post-inoculación de 0.080% en una barra de diámetro de 25mm. a) 3% de Nodularidad antes de inocular, b) 21% de Nodularidad después de la inoculación.	52
Figura 4.1.1- Modelo en 3D de la pieza de prueba.	55
Figura 4.1.2 Apisonamiento de la arena	56
Figura 4.1.3 Expulsión del corazón mediante la placa de botadores.	56
Figura 4.1.4 Corazón de arena con termopares al centro de cada diámetro.	57
Figura 4.1.5 Corazón con termopares montados sobre el molde inferior de arena en verde.	57
Figura 4.1.6 Molde superior colocado sobre el inferior.	58
Figura 4.1.7 Adoberas en línea de vaciado.	58
Figura 4.2.1 Inmersión de la copa de muestreo en el metal pre-tratado.	59
Figura 4.2.2 Copa de muestreo.	59
Figura 4.2.3 Vaciado manual de la olla fuera de la línea de producción	60
Figura 4.2.4 Barras limpias y marcadas para pasar al área de corte.	61
Figura 4.2.5 Plano de la probeta maquinada norma ASTM-E8M.	62
Figura 4.4.1 Maquina Universal.	64
Figura 4.6.1 Curvas de temperatura vs tiempo obtenidas a través del Datapack para los 5 diámetros vaciados.	66
Figura 4.6.2 Curva de enfriamiento del molde A para el diámetro de 40 mm.	67
Figura 4.6.3 Curva de enfriamiento mostrando el crecimiento del HGC.	68
Figura 5.1.1 Resistencia a la Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde A	70
Figura 5.1.2 Resistencia de Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde B	70
Figura 5.1.3 Resistencia de Tensión máxima vs Espesor de pared en el molde C	71
Figura 5.1.4. a) Micrografía de espesor de 20mm. Se aprecia la formación de carburos tipo "fish-bone". b) Micrografía de espesor de 50mm.	72
Figura 5.1.5 Dos vistas fotográficas de las probetas después del ensayo a tensión. Los espesores de 20 mm muestran una superficie más grisácea.	72
Figura 5.2.1 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde A.	73
Figura 5.2.2 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde B.	73

Figura 5.2.3 Esfuerzo de Cedencia vs Espesor de pared en el molde C.	74
Figura 5.3.1.1 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde A.	77
Figura 5.3.1.2 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde B.	77
Figura 5.3.1.3 Porcentaje de Carburos vs Espesor de pared en el molde C.	78
Figura 5.3.2.1 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde A.	79
Figura 5.3.2.2 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde B.	79
Figura 5.3.2.3 Porcentaje de Perlita vs Espesor de pared en el molde C.	80
Figura 5.3.3.1 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde A.	81
Figura 5.3.3.2 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde B.	82
Figura 5.3.3.3 Porcentaje de Ferrita vs Espesor de pared en el molde C.	82
Figura 5.3.3.4 a) Micrografía de diámetro de 20mm, b) 30mm, c) 40mm d) 50mm y e) 60mm. Todas atacadas con Nital y tomadas 100x.	84
Figura 5.3.4.1 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde A.	84
Figura 5.3.4.2 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde B.	84
Figura 5.3.4.3 Porcentaje de Nodularidad vs Espesor de pared en el molde C.	85
Figura 5.3.4.4 Molde B, a) 20mm de espesor. b) 30mm de espesor. c) 50mm de espesor. El nivel de Nodularidad disminuye conforme se incrementa el espesor.	86
Figura 5.3.5.1 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde A.	87
Figura 5.3.5.2 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde B.	88
Figura 5.3.5.3 Dureza Brinell vs Espesor de pared en el molde C.	88
Figura 5.3.5.4 Porcentaje de Carburos vs Dureza Brinell y Porcentaje de Perlita.	89
Figura 5.3.5.5 Espaciamiento Perlítico vs Espesor de pared.	90
Figura 5.3.5.6. Micrografías obtenidas en el MEB a 4500X. a) Diámetro de 20 mm. b) Diámetro de 30 mm. c) Diámetro de 50 mm.	91
Figura 5.4.1 Imagen de simulacion con Magma.	92
Figura 5.4.1.1 a) Barra de 40 mm de diámetro b) Corte transversal.	93
Figura 5.4.2.2 Simulación del esfuerzo de Cedencia con escala de valores para diámetro de 40mm.	95
Figura 5.4.3.1 Simulación del Porcentaje de Nodularidad para el diámetro de 40mm.	96
Figura 5.4.4.1 Simulación del Porcentaje de Dureza con escala de valores para diámetro de 40mm.	98