



ISMMM

**INSTITUTO SUPERIOR MINERO
METALURGICO DE MOA
DR. ANTONIO NUÑEZ JIMENEZ**

Departamento de Mecánica

Facultad de Metalurgia Electromecánica

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa

Trabajo de Diploma

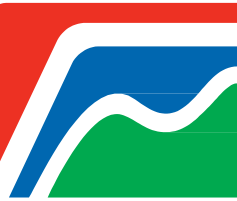
en opción al título de Ingeniero Mecánico

Caracterización metalográfica y mecánica de una fundición aleada para ser empleada en la industria del transporte

Autor: Roberto Méndez Cortina

Tutor: Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.

Moa - 2018





**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA-ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO MECÁNICA**

**CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA Y MECÁNICA DE UNA
FUNDICIÓN ALEADA PARA SER EMPLEADA EN LA INDUSTRIA
DEL TRANSPORTE**

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Roberto Méndez Cortina

Tutor: Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.

Moa – 2018



Declaración de autoridad:

Yo: Roberto Méndez Cortina

Autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Roberto Méndez Cortina

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Pensamiento

Es tan vana la esperanza de que se llegará sin trabajo y sin molestia a la posesión del saber y la experiencia, cuya unión produce la sabiduría, como contar con una cosecha sin haber sembrado ningún grano.

Benjamin Franklin

(1706-1790) Estadista y científico estadounidense.

No enseñarle a un hombre a quien se le puede enseñar es malgastar a un hombre. Enseñar a un hombre a quien no se le puede enseñar es malgastar palabras. El verdadero sabio no malgastará ni hombres ni palabras.

Confucio

(551-479 a.C.) Filósofo y estadista chino.



Agradecimientos:

A mi tutor Tomás Fernández Columbié, Dr. C. por todo el tiempo de entrega y dedicación que siempre mostró, no solo en la elaboración de este proyecto, sino durante el tiempo que ha durado esta increíble aventura de tantos retos y pruebas.

A los muchachos del cuarto, Roberto, Néstor, Osvaldo, Julio, Dayán, Bajuelos y Adrián, que más que compañeros, hermanos, creo que sin ellos sería imposible alcanzar la meta final.

A Marjoris y su hermana Maribel, quienes confiaron en mi todo el tiempo y me brindaron su apoyo incondicional y su ayuda ilimitada en los momentos más convulsos de mi carrera.

Al compañero Ochoa, técnico del laboratorio del combinado mecánico por prestarme parte de su tiempo y colaborar en el desarrollo de este proyecto.

A mis compañeros de aula, por compartir los gratos momentos de la especialidad. A todo el personal de la universidad, quizás nadie piense en ellos de manera objetiva, pero son parte importante en la formación de cualquier profesional. Las compañeras de la limpieza, del comedor, los profesores.

Muchas gracias.



Dedicatoria:

A mi abuela Hilda: Espero que nadie ponga cara de disgusto cuando diga que eres madre entre las madres y que siempre tendré conmigo el recuerdo de tu sacrificio.

A mi madre Maryanis: Créeme si te digo que muchas veces pensé que no sería capaz de lograrlo, pero cuando cerraba los ojos y me iba a dormir, cuando sabía que estabas lejos luchando por el bienestar de mi hermana y por el mío, no pude hacerlo y siempre me prometía que lo dejaría para otro día.

A mi papá Robert, porque tu mano se levantó para acompañarme siempre y quizás sin llegar a ser un hombre de grandes discursos, estuviste conmigo en este camino de altos y bajos.

A mi hermana Rosalía, para que entiendas lo difícil que resulta la tarea de convertirse en un profesional, pero lo necesario que es para la formación de una persona este tiempo de entrega y dedicación.

A mi familia pequeña, mi tío el ciego, su esposa el fleco y mi primo Pablo. Todos ellos testigos y partícipes de mis logros y retos futuros.

A mi querido y fiel Eugenio y su esposa Lesiva, que mucho antes de entrar en la universidad estuvieron pendiente de todo lo concerniente a mis estudios.



RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo establecer el proceso de solidificación, así como la caracterización metalográfica y mecánica de una fundición aleada Fe 21 Ni, para ser empleada en la industria del transporte en la fabricación de tamboras de frenos. Se estableció la composición química de los materiales de carga compuesta por chatarra y arrabio, donde fueron fundidas seis probetas, de ellas tres fueron sometidas a tratamiento térmico de recocido en un horno de mufla a temperatura de 700 °C en una etapa y enfriamiento al aire. En los cálculos del proceso de solidificación, se determinó que la fundición solidifica como hipoeutéctica por presentar un contenido de carbono < de 4,3. Después de analizado el comportamiento microestructural de la fundición, en bruto de colada presenta una matriz de ferrita dendrítica y perlita y luego del tratamiento térmico, la matriz es ferrita con grafito. La dureza obtenida en las muestras no tratadas y tratadas térmicamente, esta propiedad varía desde una dureza inicial de HV 494, influenciado por un 34,49 % de sulfuro de manganeso, en la primera hasta HV 225 en la segunda por presentar una matriz ferrítica. Se realiza la valoración económica, así como el impacto medio ambiental del proceso del tratamiento térmico.



ABSTRACT

The work has as objective to establish the solidification process, as well as the characterization metallographic and mechanics of a foundry alloyed Faith 21 Neither, to be an employee in the industry of the transport in the production of tambours of controls. The chemical composition of the load materials composed by scrap and pig-iron settled down, where jurisdiction fused six test tubes, of them three were subjected to thermal treatment of having recooked in a muffle oven to temperature of 700 °C in a stage and cooling to the air. In the calculations of the solidification process, you determine that the foundry solidifies as hypoeutectic to present a content of carbon of < 4.3 . After having analyzed the behaviour microestructural of the foundry, rough of laundry it presents a womb of ferrite dendrites and pearl and after the thermal treatment; the womb is ferrite with graphite. The hardness obtained in the not treated samples and tried thermally, this property varies from an initial hardness of HV 494, influenced by 34.49 % of I sulphur of manganese, in the first one until HV 225 in second o'clock to present a main ferrite. He is carried out the economic valuation, this way com the half environmental impact of the process of the thermal treatment.



ÍNDICE

	Pág.
SÍNTESIS	
INTRODUCCIÓN	
1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Elemento de frenado de los automóviles	5
1.3. Principales características de las fundiciones	7
1.3.1. Clasificación de las fundiciones aleadas	10
1.3.2. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones	12
1.4. Proceso de solidificación del hierro	15
1.4.1. Nucleación y crecimiento	17
1.5. Tratamiento térmico de las fundiciones	18
1.6. Conclusiones del capítulo 1	23
2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	24
2.2. Proceso de fundición de la aleación hierro aleado Fe 21 Ni	24
2.2.1. Obtención de las probetas	25
2.2.2. Análisis de la composición química de la aleación	27
2.3. Aplicación de tratamiento térmico para transformar la matriz de la aleación	28
2.4. Tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones	28
2.4.1. Horno empleado para el tratamiento térmico	30
2.5. Cálculo del carbono equivalente	31
2.5.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	32
2.5.2. Control del índice de saturación	34
2.5.3. Composición en las interfases	35
2.5.4. Cálculo de las variables termodinámicas	37
2.6. Materiales y equipos empleados en la experimentación	37
2.6.1. Pulidora metalográfica montasupal	38
2.7. Preparación metalográfica de la probeta	38
2.7.1 Determinación de la dureza Vickers	40



2.8. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	41
2.8.1. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	42
2.9. Conclusiones del capítulo 2	43

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	44
3.2. Análisis de la composición química	44
3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido	45
3.4. Análisis microestructural en las muestras en bruto de colada	50
3.4.1. Tratamiento térmico de recocido	51
3.4.2. Análisis microestructural en las muestras luego del TT	52
3.4.3. Análisis de las fases presentes en la fundición en bruto de colada	54
3.4.4. Análisis de las fases presentes en la fundición luego del TT	55
3.5. Análisis de la dureza de la fundición aleada	57
3.5.1. Análisis de varianza	57
3.6. Análisis económico	60
3.7. Impacto ambiental	62
3.8. Conclusiones del capítulo 3	64

CONCLUSIONES GENERALES	I
RECOMENDACIONES	II
BIBLIOGRAFÍAS	III

INTRODUCCIÓN

En la explotación de los vehículos no todas sus partes, agregados y piezas están sometidos a los mismos esfuerzos y por ende no sufren el mismo deterioro, desgaste y roturas como los que pueden sufrir otras partes. El desarrollo de métodos de fabricación continúa, siendo un importante tema de estudio en el campo de la metalurgia de las fundiciones de hierro. La constante demanda para componentes, especialmente para la industria automotriz, persigue la finalidad de tener mayor eficiencia, reduciendo al mínimo las dificultades de manejo en los procesos de manufactura, con la finalidad de reducir gastos en la fabricación de piezas por fundición.

Las fundiciones de hierro son aleaciones multicomponentes que solidifican con una reacción eutéctica. Estas aleaciones contienen elementos principales (hierro, carbono y silicio) y otros aleantes menores que pueden estar por debajo de 0,1 %. Las fundiciones de hierro contienen silicio y carbono en porcentajes mucho mayores que los aceros. Debido a este alto contenido de carbono, las estructuras de las fundiciones de hierro presentan fases ricas en carbono (Nicot, 2016).

Dependiendo de los elementos de aleación y la velocidad de enfriamiento, estas aleaciones pueden generar en su estructura carburo de hierro (para el caso de enfriamiento metaestable) o grafito (para enfriamiento estable). La estructura de un sólido y su comportamiento frente a los diversos procesos que sobre él se realizan puede analizarse a diferentes niveles, ya sea nano, micro o macro mecánico. Hay muchos problemas que no pueden ser tratados con la profundidad y exactitud suficientes si no se emplea más de un nivel de análisis, como es el caso del proceso de solidificación de una aleación.

Las fundiciones aleadas son aquellas que contienen Ni, Cr, Mo, Cu, en porcentaje suficiente para mejorar las propiedades mecánicas de las fundiciones ordinarias o para comunicarles alguna otra propiedad especial, como alta resistencia al desgaste, alta resistencia a la corrosión y al calor. Los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Los elementos de aleación modifican también como en los

aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización.

Las fundiciones de baja y media aleación, se caracterizan por tener pequeñas cantidades de Ni, Cr, Mo, y Cu, generalmente en porcentajes inferiores a 5%. En general, son fundiciones de alta resistencia a la tracción, de 250 a 500 MPa, muy superior a la de las fundiciones ordinarias. Suelen ser de estructura perlítica, bainítica y martensítica. También pertenecen a este grupo de fundiciones de baja aleación las fundiciones con 1 a 2 % de cromo resistente al calor y las fundiciones martensíticas muy resistentes al desgaste. En esta familia, se suelen agrupar las fundiciones muy resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión y cuya microestructura suele ser austenítica o ferrítica.

Las fundiciones de baja y media aleación, suelen contener cantidades de níquel, cromo, molibdeno y cobre en porcentajes generalmente inferiores al 1,5 %. En estas fundiciones de gran resistencia, es frecuente que los elementos aleados estén en la proporción de una parte de cromo y dos o tres partes de níquel. El cobre y el molibdeno, en general, suelen encontrarse en cantidades relativamente pequeñas, empleándose estos elementos unas veces solos y otras con níquel o cromo, o con ambos a la vez. En ocasiones mucho menos frecuentes, estas fundiciones contienen también pequeñas cantidades de titanio y vanadio, que son añadidos principalmente para conseguir disminuir el tamaño de las láminas de grafito o para afinar la matriz, y para mejorar también la resistencia al desgaste.

Situación problemática

En las industrias cubanas, la fabricación de partes y piezas por fundición se ha convertido en una práctica habitual, donde equipos de compleja figuración son fabricados con hierro fundidos (fundamentalmente las tamboras de automóvil), sin embargo a partir de que estas aleaciones se obtienen por fundición, se presentan en las mismas diferentes composiciones químicas que las caracterizan, por lo que estamos ante una gran disyuntiva a la hora de seleccionar cuál será el material base idóneo para garantizar el mayor tiempo de durabilidad del componente dañado, ya sea por efecto de grietas, desgaste o rotura. Las tamboras de los automóviles están expuestas a diferentes sollicitaciones mecánicas, están fabricadas de fundición del tipo HF Fe 24, sin embargo, pasado un tiempo, por las propias condiciones de

trabajo, son retiradas de servicio. Todo lo anterior repercute que, en la mayoría de los casos, estos rechazos afectan al medio ambiente y la economía del país.

El **problema** lo constituye: en los estudios realizados relacionados con la fundición aleada HF Fe 21 Ni, para la fabricación de tambora de automóvil, aún no se precisa las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase, así como su caracterización metalográfica para ser empleada en la fabricación de tambora para ómnibus.

Como posible solución al problema se formula la siguiente **hipótesis**:

Con la caracterización de una fundición aleada del tipo HF Fe 21 Ni, a través de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase y caracterizada por su comportamiento microestructural, se podrá establecer su proceso de solidificación y su empleo en la fabricación de tambora de automóvil.

El presente trabajo se establece como **objetivo general**

Realizar la caracterización metalográfica y la dureza en base a las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase de una fundición aleada del tipo HF Fe 21 Ni, para ser empleada en la fabricación de tambora de automóvil.

Como **objeto de estudio** es la fundición aleada HF Fe 21 Ni.

El **campo de acción** es la microestructura, la dureza en base a las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase

Objetivos específicos:

1. Establecer los parámetros que caracterizan el empleo de los diferentes tipos de fundiciones aleadas en base a sus elementos químicos y según el tipo de microestructura y dureza.
2. Establecer a partir del diagrama hierro carbono, el contenido de carbono, del silicio, el carbono equivalente, de la composición en las interfases, el comportamiento microestructural y la dureza obtenida del proceso de solidificación de la fundición aleada HF Fe 21 Ni.



3. Establecer a partir de las regularidades metalúrgicas obtenidas como: comportamiento microestructural y el análisis de microdureza según las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase, las propiedades de la fundición aleada HF Fe 21 Ni.

Para dar cumplimiento a este objetivo se consideran las **tareas** siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación y realización de experimentos.
3. Establecimiento metodológico relacionado con la obtención de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase y su caracterización microestructural.
4. Análisis de los resultados y fundamentación del proceso metalúrgico de la obtención de la fundición aleada HF Fe 21 Ni, según su solidificación.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

Aseguramientos

1. Muestra de la fundición aleada.
2. Microscopio óptico.
3. Pulidora metalográfica.
4. Reactivo químico.
5. Fresadora vertical u horizontal.
6. Medios de cómputo.

Capítulo 1
Marco teórico.
Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La incesante reducción del tiempo de investigación y desarrollo de un producto nuevo, o proceso que se quiera comercializar es uno de los mayores desafíos que enfrenta la ingeniería. Los productos son cada vez más complejos, mientras que el tiempo disponible entre los primeros bocetos y la puesta en el mercado es cada vez menor. La vida en el mercado de los mismos es a veces reducida, obligando a las empresas a rediseñarlos y lanzarlos nuevamente, o a pensar en nuevos diseños para mantener su perfil competitivo. Es por esto que lograr el diseño de un proceso que produzca una estructura que alcance las propiedades mecánicas esperadas requiere de una gran experiencia y en muchos casos, cumplir con el desarrollo de etapas de prueba y error muy costosas en tiempo y dinero.

En el presente capítulo se establece como objetivo la búsqueda bibliográfica relacionada con el empleo de las fundiciones aleadas y su resistencia para ser empleadas en elementos del transporte.

1.2. Elemento de frenado de los automóviles

Un vehículo está expuesto a excitaciones externas, tales como las fuerzas verticales en los elementos de contacto con la superficie debido a las irregularidades del terreno por el cual se desplaza, lo que produce una deflexión en los cuerpos flexibles y como consecuencia, una transmisión de fuerzas hacia los demás cuerpos del sistema. Dai y Wu (2006) plantean que la diversidad de irregularidades en el terreno, es uno de los factores más importantes que han de tomarse en cuenta en el análisis de un sistema vehicular.

En Flores *et al.* (2010), los autores corroboran que las exigentes condiciones de los terrenos y características pesadas de los suelos en Cuba hacen habitual en máquinas e implementos, tanto de fabricación nacional como de importación, que sufren deformaciones en su estructura o roturas frecuentes en sus órganos de trabajo y que la determinación de coeficientes de cargas dinámicas que posibiliten obtener con un grado de exactitud aceptable los estados tensionales y deformacionales en piezas y estructuras sometidas a cargas de impacto, presenta un alto

nivel de dificultad, sobre todo cuando los elementos sometidos a la acción de dichas cargas presentan una configuración que no sea simple, siendo necesario implementar otros métodos que simplifiquen el cálculo y permitan abordar casos no contemplados como típicos.

Cuando se está ante la necesidad de determinar los módulos de piezas de recambios, surge la duda de cuál será el método correcto de determinarlo pues se conoce que una propia máquina, por la complejidad y diversos factores explotativos a los que están sometidos, hacen que no se puedan establecer con la mayor certeza y objetividad cuál es el módulo exacto para cada pieza o conjunto independiente. Por tal motivo se aplican, fundamentalmente, métodos matemáticos de pronósticos (Luque *et al.*, 2005).

Los tambores de frenos (figura 1.1) son componentes de elevada precisión. Son construidos con materiales de elevada calidad, pues deben soportar elevadas presiones y variaciones de temperatura. La eficiencia del frenado depende de la calidad y condiciones del tambor, por lo tanto, se recomiendan revisiones periódicas de ese componente.



Figura 1.1. Tambores de freno. Fuente: Perdomo (2017).

Plantea Arias-Paz (2000) que los frenos de tambor generan las fuerzas de frenado en el interior de la superficie del tambor. La fricción reduce el movimiento giratorio de las ruedas hasta pararlas completamente. Normalmente los frenos de tambor sólo se utilizan en los ejes traseros.

Refiere Crolla (2009) que la función de los sistemas de frenos consiste en reducir la velocidad del vehículo o de parar el mismo totalmente. Adicionalmente, el sistema de frenos debe mantener el vehículo estacionado. Frecuentemente el sistema completo se expone a esfuerzos

máximos. El sistema de frenos de un vehículo de clase mediana debe soportar una fuerza de frenado de más de 500 kW cuando realiza un frenado total a 130 km/h. Si se considera un vehículo de 50 kW, la fuerza de frenado es más de 10 veces la potencia del motor.

En el estudio realizado por Davies (2013) expone que durante este proceso se pueden alcanzar entre las pastillas y el disco de freno, elevadas temperaturas, la fuerza de frenado necesaria para ello se transmite mediante una alta presión a través del líquido de frenos. Sin embargo, las distintas situaciones que se producen en la circulación de los vehículos hacen necesario distintas intensidades de frenado. En estos casos el conductor espera además de una seguridad 100% un máximo confort de frenado: una buena respuesta de los frenos, capacidad de dosificación, ausencia de ruidos y un efecto siempre uniforme. Por otra parte, los componentes del sistema de frenos se hallan expuestos permanentemente a influencias ambientales (humedad, sol, polvo, suciedad).

Varios autores en los que se encuentran Harvey y Noble (2007); Kalpakjian y Schmid (2008) que el material que se emplea para fabricar los tambores de freno, es la fundición gris, ya que garantiza una estabilidad de las prestaciones durante el período de vida de las tamboras, es sometida a estudios de dureza, para así estar en el rango que corresponde a una calidad excelente.

Las tamboras de freno deben poseer una dureza de 207 - 255 HB, la composición básica del material de las tamboras de freno contiene aproximadamente un 92 % de hierro y el 8 % restante de los componentes son: Si de 1,6 a 1,8 %, Mn de 0,6 a 0,8 %, P de 0,001 a 0,15 %, S de 0,001 a 0,12 % y el Ni de 0,4 a 0,6 %, con esta composición se garantiza la calidad de un elemento de frenado (Rosario, 2016).

1.3. Principales características de las fundiciones

Los hierros fundidos son las aleaciones fundidas más utilizadas a nivel mundial, las estadísticas de los últimos años muestran que en el 2014, la cifra alcanzó el 73 % del total de los 94 millones de toneladas producidas en el mundo, la producción estuvo repartida así: 46 % de hierros grises y 27 % entre hierros nodulares y maleables (Nicot, 2016), esto se debe a varias razones: su alta colabilidad, sus bajos costos (20 - 40 % menor que el acero) (Collini *et*

al., 2009) y el amplio rango de propiedades mecánicas y térmicas alcanzadas para un uso específico. Los hierros grises, en particular, son aleaciones de hierro, carbono y silicio. Se caracterizan por poseer grafito libre en su microestructura con una morfología en láminas.

Actualmente las fundiciones son utilizadas en una amplia variedad de aplicaciones, incluyendo maquinaria, estructuras y componentes de automóviles (Craig *et al.*, 2002). Dependiendo de la necesidad, las propiedades físicas y mecánicas de las fundiciones de hierro se pueden alterar agregando ciertos elementos que son capaces de cambiar la morfología del grafito desde laminar hasta nodular (esferoidal) (Kim *et al.*, 2009a; Kim *et al.*, 2009b; Alp *et al.*, 2005; Holmgren *et al.*, 2007).

Además de esto, en las fundiciones de hierro con grafito laminar, se pueden obtener distintas formas de láminas al aumentar el carbono equivalente (*CE*) lo suficiente ($> 4,26\%$) como para cambiar la composición de hipoeutéctica a hipereutéctica (Rivera *et al.*, 2004). En la figura 1.2 se pueden observar micrografías con la clasificación de los distintos tipos de grafito laminar, el grafito tipo A se forma en condiciones de bajos subenfriamientos, el tipo B se da en composiciones cercanas al eutéctico y con subenfriamientos mayores que el anterior, el C se produce en composiciones hipereutécticas y los tipos D y E se producen en composiciones hipoeutécticas con subenfriamientos mayores que en los otros casos.

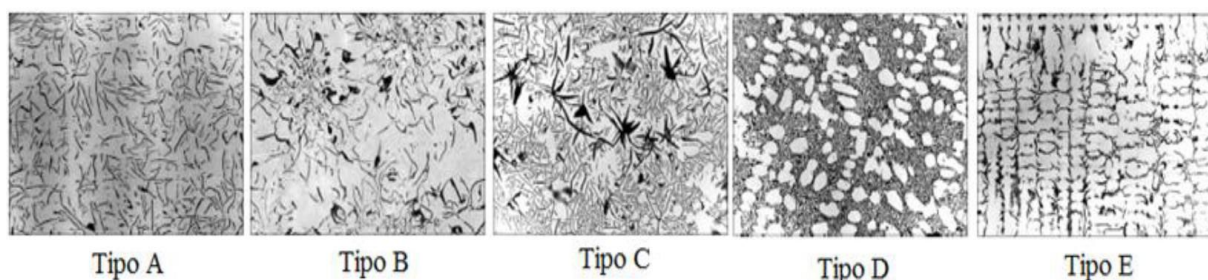


Figura 1.2. Clasificación de los tipos de grafito en fundiciones grises.

Fuente: Rivera *et al.* (2004).

Aristizábal *et al.* (2009) refieren que las propiedades mecánicas y el desempeño en servicio de estos materiales están fuertemente influenciados por sus características microestructurales, tales como la morfología, el tamaño y la distribución de las láminas de grafito y del tipo de

matriz, de las diferentes inclusiones y carburos presentes, las cuales, a su vez, dependen fundamentalmente de la composición química, del tratamiento del metal fundido y de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo (Guo *et al.*, 1997; Rivera, 2000; Catalina *et al.*, 2000), que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, ya que condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y morfología de los granos.

El hierro es uno de los cuatro elementos más abundantes sobre la superficie terrestre (5 %) en comparación con otros metales, el término hierro identifica a una extensa familia de aleaciones ferrosas en donde sus principales elementos constituyentes son: hierro (Fe) y carbono (C) los cuales forman diferentes fases dependiendo de la concentración en peso de cada uno y se representan en la figura 1.3.

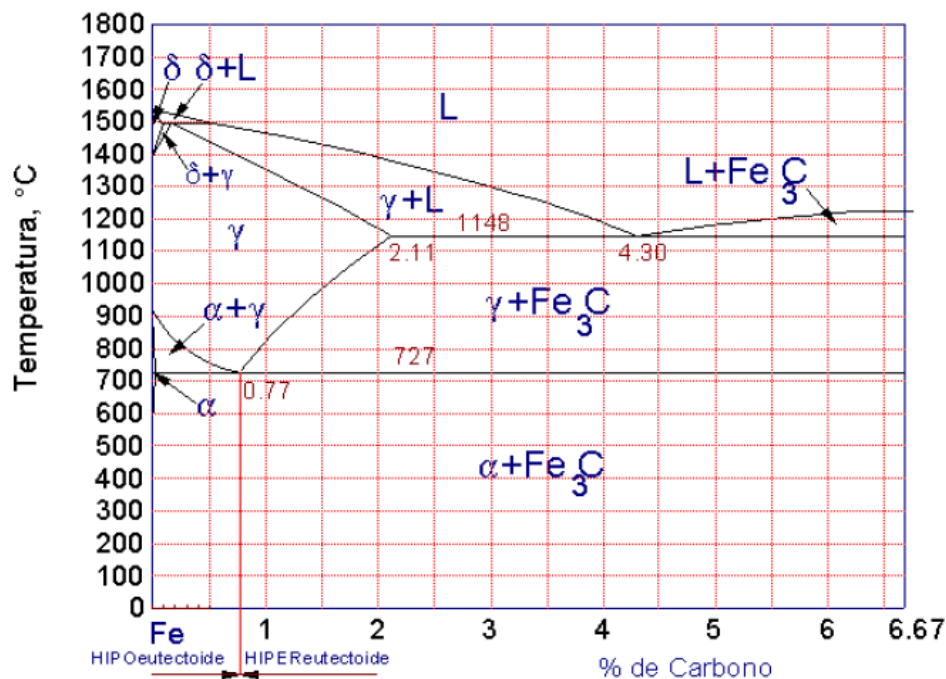


Figura 1.3. Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe₃C.

Fuente: Borrajoa *et al.* (2003).

Plantean Diószegi y Svensson (2005) que las estructuras de la matriz de las fundiciones de hierro son extremadamente sensibles a los elementos en su composición dado que existen diversos elementos que favorecen o impiden la formación de fases como ferrita y perlita. Además, es importante tener especial cuidado de la cantidad de carbono equivalente (CE) ya que de esto depende si el grafito precipita en la matriz o no.

Las fundiciones de hierro, contienen más carbono del necesario para saturar la austenita a temperatura eutéctica y por lo tanto contienen entre 2 y 6,67 %. Como el alto contenido de carbono tiende a hacer muy frágil al hierro fundido, la mayoría del material fabricado contiene entre 2,5 y 4 % de C (Brown, 2000 y Verhoeven, 2005). Aparte contienen diferentes cantidades de Si, Mn, P, S y trazas de elementos tales como Ti, Sb y Sn. Se puede obtener una amplia variación en cuanto a las propiedades variando las cantidades y proporciones de carbono y silicio; así como, la adición de elementos aleantes, y mediante la modificación de la fundición, la solidificación y el tratamiento térmico.

1.3.1. Clasificación de las fundiciones aleadas

Se denominan fundiciones aleadas a aquellas que se les ha agregado aleaciones y dentro de su composición se encuentra Ni, Cr, Mn, Cu, en porcentajes suficientes que logren cambiar las propiedades mecánicas. Hay elementos que se disuelven en la ferrita, logran endurecerla y aumentar la resistencia mecánica a la tracción, estos son silicio, cobre, níquel y el aluminio, este último presenta problemas, su adición causa un fenómeno de volcán y salpica con violencia por la baja temperatura de fusión del aluminio (Jabbari y Hosseinzadeh, 2013).

Las influencias de los elementos de aleación en el hierro fundido, pueden dividirse en dos direcciones fundamentalmente: el estado y distribución del carbono y el control de la transformación de la austenita (Key to Steel, 2002).

De acuerdo al efecto de los elementos de aleación, cuando el metal está en estado líquido, sobre el proceso de grafitización; estos pueden dividirse en dos grandes grupos: los que favorecen la grafitización (grafitizantes) y los que se oponen a la grafitización y estabilizan a los carburos (antigrafitizantes). Dentro de los últimos se encuentran los elementos de transición del tercer período, con el nivel 3d menos ocupado que el hierro; como el

manganeso, el vanadio, el cromo y el titanio; así como otros elementos de transición que pertenecen a otros períodos como el molibdeno y el wolframio (Callister, 2003).

El proceso de grafitización es muy complejo y la acción de los elementos de aleación no puede ser esquematizada, lo cual se pone de manifiesto en el caso del cobre y del níquel: grafitizantes durante la reacción eutéctica, sin embargo, no lo son en la transformación eutectoide. En esta segunda transformación favorecen la formación de perlita, pues retardan el proceso de difusión del carbono.

El carbono (Avner, 1990) es sin lugar a dudas, después del hierro, el elemento más importante; se le puede encontrar combinado con el hierro en forma de carburo (cementita con 6,67 % de carbono) y en el estado libre como grafito. Entre los factores que influyen en que el carbono se encuentre en una u otra forma están la velocidad de enfriamiento y la presencia de elementos grafitizantes o antigrafitizantes.

El silicio según plantean Janowak y Gundlach (1987) presenta una solubilidad en el hierro a 20 °C de 15 % en peso aproximadamente. Su acción en cuanto a las temperaturas críticas de transformaciones alotrópicas es la siguiente: eleva la correspondiente a A₃ y baja la correspondiente a A₄, así como cierra totalmente el lazo que se forma en la región gamma. Se conoce que por criterios prácticos que cuando el silicio alcanza contenidos cercanos al 2 %, se favorece la formación de ferrita, claro que este criterio es válido para un hierro fundido donde no existen elementos antigrafitizantes, es decir elementos estabilizadores y formadores de carburos o cuando la velocidad de enfriamiento no es tan rápida como para que el carbono se encuentre preferentemente combinado.

El efecto de este elemento en el hierro en estado sólido está relacionado con el endurecimiento de la ferrita, aunque disminuye su tenacidad. Principalmente hay que destacar que es uno de los elementos que más favorece a la grafitización, de acuerdo con la clasificación hecha por Guirshovich (1986) sobre el efecto grafitizante de los elementos de aleación.

Wood (1996) reporta que al hacer adiciones de 2,36 % de cobre en hierro fundido observó que el aumento de grosor en las láminas de grafito no era significativo, no obstante Kapturkiewicz *et al.* (2009) observaron que si ocurría un aumento del grosor en la base metalográfica perlítica

y en el grafito, lo cual explican que ocurre cuando el cobre adicionado supera el límite de solubilidad, según ellos entre 4 – 5 % de cobre en peso, debido a que se libera en el hierro líquido cobre en forma de gotas, las cuales influyen en la cristalización de grafito, pues las gotas de cobre bordean las partículas de escorias y favorecen el subenfriamiento de la eutéctica; de este modo se forma grafito pequeño con estructura dendrítica.

1.3.2. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones

Los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad (Svensson *et al.*, 2003), modifican también como en los aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización.

Ciertos elementos como el Silicio, aluminio, níquel y cobre, que se disuelven en la ferrita, la endurecen y la hacen aumentar su resistencia, Son elementos que favorecen la grafitización. Otros elementos como el cromo, manganeso, y molibdeno son formadores de carburos, son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. (Pandit y Bhadeshia, 2011b). En la tabla 1.1 se muestra la influencia que los diversos elementos aleados ejercen sobre la formación del grafito y de los carburos y sobre las características de la matriz.

Tabla 1.1. Influencia de los elementos de aleación en los puntos críticos del diagrama Fe-C

Fuente: Barreiro (1996)

Elemento	Grafitización y coeficiente de grafitización	Efecto sobre los carburos a altas temperaturas	Efecto en la estructura del grafito	Efecto en el carbono combinado de la perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece + 1	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece +0,5	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece +0,4	Decrece estabilidad	Afina fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece +0,35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina la perlita y da dureza
Cobre	Favorece +0,20	Indiferente	Indiferente	Decrece ligeramente	Da dureza
Manganeso	Favorece -0,25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Molibdeno	Favorece -0,30	Indiferente	Afina fuertemente	Aumenta ligeramente	Afina la perlita y da resistencia
Cromo	Se opone -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Vanadio	Se opone -2,5	Estabiliza fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

Collini *et al.* (2008) refiere que también es interesante señalar la acción que estos elementos ejercen sobre la estabilidad del hierro gamma o de la austenita y sobre el hierro alfa o ferrita. El níquel, el manganeso y el cobre aumentan la estabilidad de la austenita y favorecen la formación de una matriz austenítica. El silicio, el aluminio y también el molibdeno (éste en muy poca proporción) aumentan la estabilidad de la ferrita y favorecen la formación de fundiciones de matriz ferrítica.

Agunsoye *et al.* (2013) exponen que, de forma general, se pueden clasificar las fundiciones aleadas en dos grupos: uno primero donde están las fundiciones de baja y media aleación, que se caracterizan por tener pequeñas cantidades de Ni, Cr, Mo y Cu, generalmente en porcentajes inferiores a 5 %. En general, son fundiciones de alta resistencia a la tracción, de 250 a 500 MPa, muy superior a la de las fundiciones ordinarias. Suelen ser de estructura perlítica, sorbítica, bainítica y martensítica. También pertenecen a este grupo de fundiciones de baja aleación las fundiciones con 1 a 2 % de cromo resistente al calor y las fundiciones martensíticas muy resistentes al desgaste y una familia, donde se suelen agrupar las fundiciones muy resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión y cuya micro estructura suele ser austenítica o ferrítica.

Basso *et al.* (2012) consideran las fundiciones de baja y media aleación aquellas que suelen contener cantidades de níquel, cromo, molibdeno y cobre en porcentajes generalmente inferiores al 1,5%. En estas fundiciones de gran resistencia, es frecuente que los elementos aleados estén en la proporción de una parte de cromo y dos o tres partes de níquel. El cobre y el molibdeno, en general, suelen encontrarse en cantidades relativamente pequeñas, empleándose estos elementos unas veces solos y otras con níquel o cromo, o con ambos a la vez. En ocasiones, refieren Burbelko *et al.* (2011) y mucho menos frecuentes, estas fundiciones contienen también pequeñas cantidades de titanio y vanadio, que son añadidos principalmente para conseguir disminuir el tamaño de las láminas de grafito o para afinar la matriz y para mejorar también la resistencia al desgaste.

Otro grupo de fundiciones clasificadas por autores como Edalati *et al.* (2005); Çetin y Kalkanlı (2005) son las denominadas las fundiciones de alta resistencia a la tracción, donde en este grupo se incluyen una gran variedad de fundiciones de composiciones muy diversas y resistencia a la tracción, variables de 250 a 500 MPa. A este grupo pertenecen ciertas fundiciones al níquel, fundiciones al cromo, al cromo-níquel, al cobre.

En estas fundiciones, una de las ventajas más importantes del empleo de los elementos de aleación, es que con ellos se evita la formación de grandes láminas de grafito y se aumenta la resistencia de la matriz (Heine, 1986).

También es importante señalar (Holmgren *et al.*, 2007) que la presencia de esos elementos reduce la susceptibilidad de las fundiciones a las variaciones de sección. Es decir, se consiguen que las propiedades sean más constantes en piezas de diferentes espesores. Además, la matriz de las fundiciones aleadas tiene más resistencia y dureza que la matriz de las fundiciones ordinarias.

Refieren Jabbari y Hosseinzadeh (2013) que, como es tan grande el número de fundiciones que pertenecen a este grupo y tan numerosas y particulares sus aplicaciones, es difícil señalar las características propias de cada composición. En algunos aspectos puede decirse que en ellas la influencia de los elementos de aleación es la misma que en la de los aceros.

1.4. Proceso de solidificación del hierro

Algunos autores como Boettinger *et al.* (2000) han hecho revisiones en extenso de los mecanismos de solidificación de microestructuras, Asta *et al.* (2009) además presentan los avances en transformaciones en estado sólido. Rafii-Tabar y Chirazi (2002) y Nastac (2004) presentan distintos modelos de solidificación a nivel multiescala (desde nano hasta macro), Stefanescu (2007) presenta los modelos de solidificación y transformación en estado sólido para fundiciones de hierro que se han desarrollado durante las últimas cinco décadas. Boettinger *et al.* (2002) hacen una revisión del método *phase-field* enfocado en la simulación de la solidificación, método que ha ido tomando mayor interés gracias a la mayor capacidad de los computadores. Rappaz *et al.* (2010) presenta una serie de métodos numéricos enfocados en la resolución de problemas de transformación de fases y otros problemas relacionados con la ciencia de materiales.

La solidificación de fundiciones grises ha sido objeto de varios estudios de modelación que apuntan a recrear este proceso. Por ejemplo, Kermanpur *et al.* (2008) simularon el llenado del molde y la solidificación, con un programa de computación, comercial, para obtener los lugares donde se producían porosidades; Shaha *et al.* (2010) predijeron los flujos de calor durante la solidificación utilizando el método de elementos finitos (FEM); Kumar y Kumar (2012) usaron un programa de computación comercial para simular el flujo del fluido, la transferencia de calor y la solidificación para obtener las curvas de enfriamiento.

Tiedje y Pedersen (2007) han planteado que, al inicio de la solidificación, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen estabilizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la austenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado, si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita (Fe_3C) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita.

En el trabajo realizado por Dardati (2005) concluye que en los hierros fundidos se pueden presentar una matriz completamente ferrítica o perlítica, pero es más común tener una mezcla de ferrita y perlita. La matriz completamente ferrítica es producida por un tratamiento térmico de templado, mientras que la matriz completamente perlítica es a menudo producida por un tratamiento térmico de normalizado (enfriamiento al aire)

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen, según Chávez *et al.* (2006) diferencias que distinguen al hierro gris y el hierro nodular al momento de la transición del grafito al pasar de una forma de hojuela o una forma de nódulo. Siendo lo más significativo que durante la solidificación del hierro nodular, el grafito empieza a precipitar en el hierro líquido en forma de nódulos al ser una fase más estable causando una expansión en un mayor grado y con más fuerza que el hierro gris.

Los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aún aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos y la última ha sido propuesta por Boeri y Sikora (2002).

El contenido en carbono considera Okamoto (2000) y Moffat *et al.* (2001) determina el tipo de evolución dendrítica durante el enfriamiento de la aleación, así como las propiedades mecánicas que éstas adoptan con la evolución de las estructuras de crecimiento en la matriz solidificada. Es por ello que una de las clasificaciones para las fundiciones consiste en su designación por su tenacidad cuando ésta es sometida a tensión, la cual está directamente influenciada por el contenido en carbono que presenta en su composición.

Plantea Olsen *et al.* (2010) que la mayoría de las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3 %, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Las secuencias de fases durante la solidificación se pueden estudiar con la versión simplificada del diagrama ternario hierro-carbono-silicio tomadas en el 2 % de Si.

Según Ecob (2010) el tamaño de la dendrita se rige por el equivalente de carbono; así, bajos equivalentes producen dendritas relativamente grandes, dado que el intervalo de temperatura entre las líneas líquidas y eutéctica es mayor para estas aleaciones que para las fundiciones con equivalente de carbono más elevado. Un enfriamiento rápido promueve una morfología fina para las dendritas. El contenido de carbono del líquido aumenta hasta alcanzar la composición eutéctica del 4,3 %.

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita, Fe_3C) y austenita (γ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita (γ) durante la reacción estable.

1.4.1. Nucleación y crecimiento

El fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado, la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable. Tradicionalmente el proceso de la nucleación de una fase sólida desde el líquido se clasifica en homogénea o heterogénea, dependiendo de cómo es que tiene lugar el evento de la nucleación, si ocurre sin o con influencia de impurezas, inoculantes o superficies externas, respectivamente. En la práctica la nucleación homogénea en líquidos solo ocurre bajo las más cuidadosas y controladas condiciones de laboratorio.

La nucleación heterogénea (Ignoto, 2001), es lo normal en fundiciones, donde la fuerza impulsora para la nucleación se obtiene con sobreenfriamientos que oscilan entre 5 y 20°C. En muchos casos los depósitos de soldadura de aceros de baja aleación comienzan la solidificación con el crecimiento epitaxial de ferrita α desde el grano parcialmente fundido del metal base en la línea de fusión.

La solidificación epitaxial es un proceso de nucleación heterogéneo. Un embrión sólido de metal de soldadura se forma sobre la superficie del grano del metal base fundido parcialmente. La forma del embrión depende de las energías superficiales del sistema, γ_{ML} (energía superficial metal base-líquido), γ_{SM} (energía superficial metal de soldadura sólido-metal base) y γ_{SL} (energía superficial metal de soldadura sólido-líquido).

Asumiendo que γ_{SL} es isotrópico, se puede ver que para un volumen dado de embrión la energía interfacial de todo el sistema puede ser minimizada si tiene la forma de un casquete esférico. El ángulo que esta copa toma respecto de la interfase original se denomina ángulo de mojado ψ . El ángulo de mojado está controlado por el balance de fuerzas generado por las respectivas energías superficiales.

Los grandes gradientes de temperatura en la interfase sólido-líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. En el enfriamiento posterior los granos alotriomórficos de austenita nuclearán en los bordes de grano de la ferrita delta, formando granos columnares de austenita que reemplazarán a los de la estructura de solidificación original.

Al aumentar la cantidad de SÍ se mejora la tenacidad y resistencia al desgaste, pero a la vez disminuye su dureza (Agunsoye *et al.*, 2013). El P es un elemento que por lo general proviene del arrabio, éste aumenta la fluidez de la fundición y cuando se encuentra en cantidades mayores a 0,05 % es capaz de formar esteadita, un eutéctico compuesto por ferrita y fosforo de hierro (Fe_3P), el cual endurece la fundición y al mismo tiempo la hace más frágil (Abbasi *et al.*, 2007).

1.5. Tratamiento térmico de las fundiciones

Las aleaciones, después de la solidificación, raras veces tienen una microestructura totalmente homogénea en el sentido de que los diversos elementos aleantes se encuentren uniformemente repartidos en toda la pieza colada, ni siquiera dentro de cada grano, puesto que, por lo general, la solidificación ha sido excesivamente rápida para haberse alcanzado las condiciones de equilibrio correspondientes. Las deformaciones plásticas que se efectúan en los materiales

forjables para obtener semiacabados, bien en caliente o en frío, con mantenimientos posteriores a elevadas temperaturas, dan por resultado una mejor distribución y más uniformemente reparto de los elementos aleantes (Larrañaga y Sertucha, 2010).

Los recocidos son mayormente empleados para "ablandar" la aleación y para facilitar su mecanizado posterior. Son también empleados para regenerar el grano en la estructura de metálica y de paso eliminar las tensiones internas. Se debe tener en cuenta que los recocidos no proporcionan generalmente las características más adecuadas para la utilización de la aleación y casi siempre el material sufre un tratamiento posterior con vista a obtener las características óptimas del mismo (Callister, 2003).

Cuando esto sucede el recocido se llama también "tratamiento térmico preliminar" y al tratamiento final como "tratamiento térmico de calidad". Los tipos de recocidos son los siguientes: recocido de regeneración, recocido de engrosamiento de grano, recocidos globulares o esferoidales (recocido globular subcrítico, recocido regular de austenización incompleta o recocido globular oscilante), recocido de homogenización, recocidos subcríticos (de ablandamiento o de acritud), recocido isotérmico y recocido blanco (Kinoshita y Ueda, 1974; Smith, 2005).

Entre los tratamientos más usados para una fundición gris son: El recocido y la normalización. Otros tratamientos como el *austempering*, *tempering* y *hardening*, son usados en ocasiones limitadas (Callister, 2003).

En términos de tratamiento térmico (Brown, 2000), las fundiciones grises pueden ser consideradas una composición de grafito libre (laminar) y hierro eutectoide (matriz). La situación puede ser adicionalmente complicada por la variedad de sección, por consiguiente, la respuesta térmica variará un poco.

La primera etapa de la mayoría de los tratamientos térmicos diseñados para cambiar la estructura y propiedades del hierro fundido consiste en calentar y mantener en una temperatura entre 850 - 950 °C durante 1hs más 1hs por cada 25 mm de espesor de sección, para homogeneizar el hierro (Murakami *et al.*, 2006).

Según Lacaze *et al.*, (2013), cuando se presentan carburos en la estructura la temperatura debe ser aproximadamente 900 - 950 °C, lo cual descompone los carburos previos a los siguientes pasos del tratamiento térmico. El tiempo puede extenderse de 6 - 8 hs si se presentaran elementos estabilizantes de carburos. Para fundiciones de forma compleja, donde pueden aparecer tensiones por un calentamiento no uniforme, el calentamiento inicial hasta 600 °C debe ser lento, preferentemente 50 - 100 °C/hs.

Por otro lado, consideran Sertucha y Suárez (2004) que para prevenir escamaduras y descarburización de la superficie durante esta etapa del tratamiento, se recomienda que la temperatura en horno no oxidante sea mantenida usando un horno sellado; puede ser requerida una atmósfera controlada. Deben tomarse cuidados en fundiciones susceptibles a distorsión y evitar el apilamiento. Los tratamientos térmicos más importantes y sus propósitos son:

- ✚ Aliviamiento de tensiones, tratamiento a baja temperatura, para reducir o aliviar tensiones internas remanentes después de la colada.
- ✚ Recocido, para mejorar la ductilidad y tenacidad, para reducir dureza y remover carburos.
- ✚ Normalizado, para mejorar la resistencia con algo de ductilidad.
- ✚ Temple y revenido, para aumentar la dureza o mejorar la resistencia y una más alta tensión de prueba ($\sigma_{0,2}$).
- ✚ Austemperizado, para producir estructuras bainíticas de alta resistencia con algo de ductilidad y buena resistencia al desgaste.
- ✚ Endurecimiento superficial por inducción, para mejorar resistencia al desgaste.

Riposan *et al.* (2010) consideran que una particularidad muy importante del hierro es la presencia de dos transformaciones polimórficas. Variando la posición de los puntos críticos y la estabilidad de las formas alotrópicas a cuenta de la introducción de adiciones aleantes, fijando diferentes estados estables meta estables a través del tratamiento térmico se puede obtener una extraordinaria variedad de estructuras y propiedades.

Existen dos procesos de recocido que se aplican a las fundiciones grises (Velez, 2006):

1. De eliminación de tensiones y,
2. De ablandamiento.

1. Los recocidos para la eliminación de tensiones se realizan a temperaturas relativamente bajas, a unos 550 °C aproximadamente. Se dan para eliminar las tensiones que a veces tienen las piezas como consecuencia de los rápidos enfriamientos. Estos se experimentan cuando desciende su temperatura, desde la correspondiente a la de solidificación hasta la del medio ambiente.

2. Los recocidos de ablandamiento de las fundiciones grises se dan a unos 740 °C y sirven para mejorar la maquinabilidad y ablandar el material. Fundiciones grises en las que, por causa de los elementos de aleación o por la presencia de zonas pequeñas con enfriamiento rápido, no se consigue la matriz ferrita, se recuecen a 850 °C.

En la figura 1.4 se pueden observar los ciclos más empleados para el recocido de las fundiciones grises.

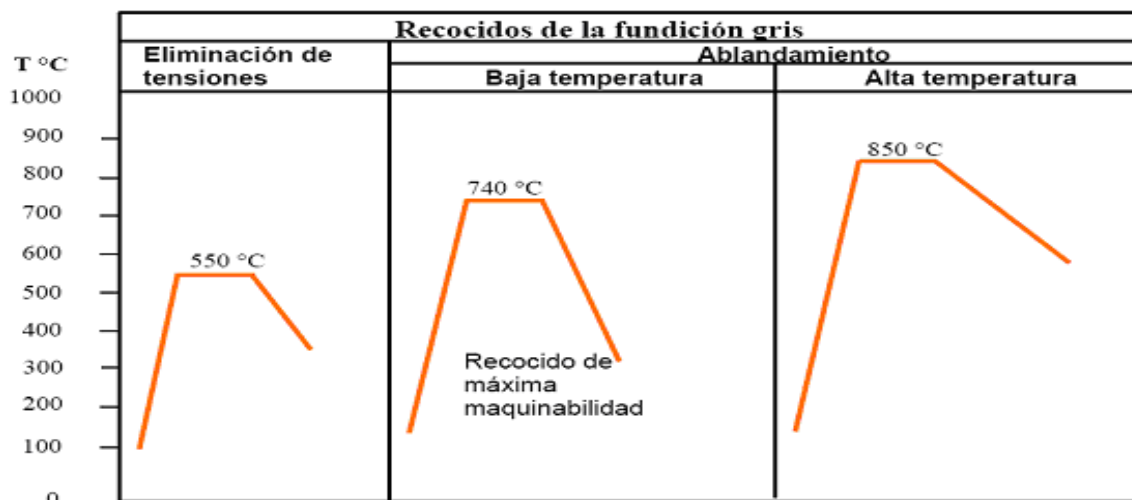


Figura 1.4. Ciclos más empleados para el recocido de las fundiciones grises.

Fuente: Rivera (2000).

Coinciden en plantear Rivera *et al.* (2005); Shaha *et al.* (2010), que el propósito principal del recocido es generar una estructura ferrítica y remover perlita y carburos, lográndose así la máxima ductilidad y tenacidad. El recocido puede ser usado para lograr propiedades específicas, como un 15 % o más de elongación. El tratamiento puede tener variantes, pero los más comunes son el enfriamiento interrumpido, enfriamiento lento controlado y tratamiento en una sola etapa.

Plantean Wang *et al.* (2006) que en los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición. Ésta depende en gran parte de los elementos de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento. En general, es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las del acero, puesto que las fundiciones están constituidas por una materia más débil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito. Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple.

Bermúdez (2003) considera que en forma general se somete a las fundiciones primero a un temple y luego a un revenido. Los resultados que se obtienen dependen siempre, como es natural, de la clase de tratamiento, de la microestructura y de la composición química de la fundición. Las fundiciones con gran cantidad de ferrita y grafito, no son las más recomendables para ser endurecidas por tratamiento térmico. En cambio, con las fundiciones de matriz perlítica se puede conseguir mejoras muy importantes de dureza y de resistencia al desgaste por temple y revenido.

En los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición. Ésta depende en gran parte de los elementos de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento. En general, es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las del acero, puesto que las fundiciones están constituidas por una materia más débil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito. Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple (Rivera *et al.*, 2005; Shaha *et al.*, 2010).

1.6. Conclusiones del capítulo 1

✚ Se pudo establecer que como el vehículo está expuesto a excitaciones externas, tales como las fuerzas verticales en los elementos de contacto con la superficie debido a las irregularidades del terreno, el mismo requiere dentro de sus partes y piezas, materiales resistentes a estas condiciones.

✚ Dentro de las piezas que garantizan la seguridad de un ómnibus se encuentra el tambor de frenado, componentes de elevada precisión, que son construidos con materiales de elevada calidad ya que soportan elevadas presiones y variaciones de temperatura, siendo la fundición gris aleada una de las más seleccionada dentro de la gama de materiales resistentes al desgaste.

✚ Los tratamientos térmicos son operaciones que se le aplica a las fundiciones después de la solidificación con el objetivo de homogenizar la microestructura y los diversos elementos aleantes, los cuales no se encuentren uniformemente repartidos en toda la pieza colada.

Capítulo 2

Materiales y Métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La producción por fundición se considera como la base fundamental para la elaboración de los productos en la construcción de maquinarias. Sin embargo a pesar del desarrollo que se observa en la producción por fundición de los llamados métodos especiales de producción de piezas fundidas, tales como: fundición en coquilla, a presión, en cáscara, aún la forma más empleada para obtener una pieza fundida en la actualidad es por el método con el empleo de los moldes de arena-arcilla, lo que parece ser la tendencia predominante en el futuro inmediato y va ser la tecnología que se desarrollará en este trabajo dado por la importancia que tiene para el país y en especial para la región.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer la metodología relacionada con el proceso de obtención de la fundición aleada Fe 21 Ni, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en la caracterización microestructural de la misma.

2.2. Proceso de fundición de la aleación hierro aleado Fe 21 Ni

El chequeo del proceso de fundición resulta vital para la calidad de las muestras a ensayar, ya que no debería ser un punto de giro en la investigación por lo que debe resultar fiable. Las probetas fueron obtenidas de una colada donde se controló la composición química y relación de temperatura de vertido tanto en cazuelas como en los moldes, el metal fue escoriado tres veces para obtener un mínimo de impurezas y defectos de fundición. La mezcla de moldeo empleada para la obtención de las probetas fue examinada y tomada en las mismas condiciones en que se fundiría el prototipo, de esta forma el escenario para la obtención de la probeta sería lo más parecido al de obtención del prototipo.

La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la aleación objeto de estudio. El cálculo de la carga para obtener la aleación se realizó con el empleo del programa ORCAC disponible en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, la carga del horno se calculó para obtener el volumen de una tambora de freno. Se comprobó que el material de carga estuviese limpio de grasa y suciedad, con tamaño regular

para no dañar el revestimiento del horno. En calidad de elementos de aleación para la fundición se utiliza el níquel, el cromo, molibdeno, manganeso, cobre, aluminio y titanio. Los que mayor aceptación han tenido en la construcción son las fundiciones de baja aleación.

En la tabla 2.1 se muestran los materiales de carga para fundir una tonelada útil de la aleación reportada por ORCAC.

Tabla 2.1. Composición química de los materiales de carga

Material	Composición química, en %					
	Carbono	Silicio	Manganeso	Fósforo	Azufre	Hierro
Chatarra	3,4	2,5	0,6	0,5	0,03	
Arrabio	3,7	2,3	0,9	0,12	0,05	
Fe Si	0,2	72 - 78	0,7	0,05	0,04	20,0
Fe Mn	4,0	1,0	70 - 75	0,18	0,03	15 - 19

Después de hacer una selección, pesaje de los materiales de carga para la obtención de la fundición aleada, se cargó el horno de inducción para empezar a fundir el metal hasta alcanzar una temperatura de 1 263 °C, temperatura a la que el metal pasa al estado líquido. Al igual que esta temperatura se chequeó la temperatura de vertido en la cazuela 1 390 °C, en la cazuela el metal fue escoriado y vertido en molde de arena.

El horno empleado para el proceso de fusión de la aleación funciona por inducción de alta frecuencia es de la marca Magnethermic Europe de fabricación inglesa, en el mismo se pueden fundir aleaciones de hierro y aceros, tiene además las siguientes características técnicas:

Potencia de trabajo: 500 kW.

Temperatura: hasta 1 700 °C.

Consumo: 860 kW/h por tonelada de metal.

Capacidad: 1 000 kg.

2.2.1. Obtención de las probetas

Las probetas se obtienen mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado a partir de una plantilla en la caja de molde. La mezcla autofraguante empleada es de fraguado en frío a base de resina furánica. En la tabla 2.2 se muestra la composición química de la mezcla.

Tabla 2.2. Composición química de la mezcla autofraguante en frío a base de resina furánica.

Componentes	Cantidad (%)
Arena nueva	12
Arena de retorno (reciclada)	88
Resina furánica	2,3 sobre el peso específico de la arena
Catalizador	30 sobre el peso específico de la resina

Se utilizaron plantillas sueltas con un sistema de alimentación en series, se le colocó una mazarota para evitar las contracciones y un escoriador. El proceso de moldeo se realizó según la instrucción 08 - I - 027 (2 008), de forma manual con la utilización de mezcla autofraguante que responde a las exigencias del proceso tecnológico: permeabilidad, resistencia, penetrabilidad al gas, poder gasógeno e higroscopicidad.

El desmoldeo se realizó en la desmoldeadora Webac, máquina encargada de separar la pieza ya fundida del molde, así como limpiarla de cierta forma de impurezas restantes del material de moldeo calcificado por las altas temperaturas del metal líquido al entrar en las cavidades del molde. El desprendimiento de estos restos, es provocado por la trituradora que emplea como herramienta fuerte vibraciones en la rejilla de depósito, la desmoldeadora tiene un área de depósito de 4 m² y una capacidad de carga máxima de cinco toneladas.

Para la limpieza de las probetas se utilizó la máquina granalladora V + S - Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m, de fabricación alemana por la firma de V + S Vogel & Schemmann Maschin GmbH Schwerter Str (2000). La granallada forma parte de un proceso de acabado y limpieza de las piezas fundidas, los impactos de pequeñas esferas metálicas limpian la superficie del metal, particularmente en cambios de secciones o zonas de difícil acceso donde los restos de mezclas de moldeo o incrustaciones no metálicas no fueron separados de la pieza por la desmoldeadora. En la figura 2.1 se muestran las probetas obtenidas.



Figura 2.1. Muestras obtenidas producto del moldeo.

Las muestras obtenidas son barras cilíndricas de 30 milímetros de diámetro, con una longitud de 50 milímetros. Estas muestras serán sometidas a proceso de tratamiento térmico de recocido. Será analizado el comportamiento microestructural antes y después de dicho tratamiento, así como la dureza de las mismas.

2.2.2. Análisis de la composición química de la aleación

El análisis químico del material se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de Fundición de la empresa Mecánica del Níquel "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa. El ensayo consiste en suministrar una intensidad de corriente a los electrones que conforman un átomo, estos se excitan y pasan de un nivel de energía superior desprendiendo energía en forma de calor emitiendo un fotón.

La luz de la cámara de chispeo es transmitida por una fibra óptica hasta la ranura de entrada, la hendidura deja pasar la luz hasta la rejilla que transforma la misma en sus longitudes de onda, donde se determinan los componentes. El chispeo se realiza en varios lugares de la muestra con una atmósfera de argón para eliminar el oxígeno. De la serie de mediciones se hace un promedio obteniendo así el porcentaje de cada elemento que conforma la aleación. En la tabla 2.3 se muestra la composición química estándar de esta aleación.

Tabla 2.3. Composición química estándar de la fundición, en %

Grado G 3 500b (Fe-21 Ni)											
Carbono		Silicio		Manganeso		Azufre		Fósforo		Níquel	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
3,4	3,7	1,6	1,8	0,6	0,9	0,01	0,12	0,01	0,15	0,4	0,6

En la fundición de baja aleación la eficiencia de la aleación se determina por la presencia del cromo. En las piezas de paredes finas de fundición al cromo níquel con un contenido de 0,3 - 0,4 % de cromo y 0,1 - 2 % de níquel es posible el temple al aire.

Estas variables controlan la fundición, o sea la condición del carbono y también su forma física. El carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) o existir como carbono libre en forma de grafito. La forma y distribución de las partículas de carbono sin combinar influye en forma determinante sobre las propiedades mecánicas del hierro fundido.

Estas aleaciones se clasifican, por lo tanto, según el estado en que se encuentra el carbono en la microestructura, así como por la microestructura de la matriz.

Los principales elementos de aleación son carbono y silicio, el alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de Fe_3C , e incrementando el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez del hierro fundido, sin embargo, su resistencia se ve afectada, se promueve la formación de ferrita y el engrosamiento de la perlita.

2.3. Aplicación de tratamiento térmico para transformar la matriz de la aleación

Una vez obtenida la aleación Fe 21 Ni, esta debe ser sometida a procesos de tratamientos térmicos con el fin de transformar su estructura y obtener de esta un mejor rendimiento mecánico según su uso posterior.

Los hierros aleados en estado bruto de colada poseen la característica de presentar tensiones internas, debido a un desproporcional crecimiento de los granos durante el proceso de enfriamiento en los moldes. En el caso particular de la investigación, se toma como objetivo modificar las propiedades metalúrgicas y mecánicas del material empleando métodos de tratamiento térmico.

Para lograr la transformación de la fundición aleada y obtener estructura que se corresponda con una dureza y resistencia al desgaste, las muestras fueron previamente tratadas con un recocido bajo de alivio de tensiones, este tratamiento ulterior facilitaría una preparación de la estructura en cuanto a tamaño de los granos y estabilidad ante cualquier otro tratamiento.

2.4. Tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones

El recocido es orientado a garantizar un alivio de tensiones residuales en el material devenidas por el proceso de fundición, lograr una homogeneización de la microestructura funda y garantizar una pequeña cantidad de ferrita en la microestructura. De esta forma quedará preparada la microestructura de la fundición que será sometida a temple, donde ocurrirán nuevas transformaciones que darán lugar a nuevas estructuras en el metal. El recocido se aplicó a tres probetas. En la figura 2.2 se muestran las probetas para el tratamiento térmico.



Figura 2.2. Muestras para el tratamiento térmico.

El recocido debe alcanzar una temperatura de 700 °C aproximadamente. De esta forma, si después de sobrepasar la temperatura crítica y llegar a los 700 °C, se mantiene a esta temperatura durante un cierto tiempo, se consigue que la perlita y sorbita se transformen en austenita. En esas condiciones, temperatura ligeramente superior a la eutectoide y mantenimiento prolongado, la austenita va cediendo carbono que se deposita en forma de grafito, obteniéndose al final ferrita y grafito.

En los tratamientos térmicos de las aleaciones ferrosas la temperatura crítica es la temperatura a la cual la fase austenítica es completamente estable. A diferencia de los aceros que tiene una temperatura crítica constante (temperatura eutectoide), las fundiciones de hierro son aleaciones ternarias hierro - carbono - silicio en las cuales la temperatura crítica varía con el contenido de carbono y de silicio.

El propósito principal del mismo es generar una estructura ferrítica y remover perlita y carburos, lográndose así la máxima ductilidad y tenacidad. El recocido puede ser usado para lograr propiedades específicas, como un 15% o más de elongación. El tratamiento puede tener variantes, pero los más comunes son el enfriamiento interrumpido, enfriamiento lento controlado y tratamiento en una sola etapa.

En nuestro trabajo se empleó el tratamiento de una sola etapa, este tratamiento consistió en calentar la fundición desde la temperatura ambiente desde los 680 °C hasta los 700 °C, sin una austenización previa, se mantuvo a esta temperatura por 2 hs para que grafitizara la perlita.

Durante este tratamiento el tiempo aumenta con la disminución de la pureza del metal y generalmente es mayor que para los otros métodos debido a la falta de una homogenización previa. El enfriamiento se realizó a temperatura ambiente (aire). Este tratamiento se aplicó

solo para eliminar la perlita en hierros con carburo no eutéctico. Si el hierro contiene carburos debe usarse el método del enfriamiento interrumpido o el del enfriamiento lento controlado.

2.4.1. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es un horno de mufla, en este horno se puede generar elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, el mismo se encuentra ubicado en el laboratorio de química del Instituto Superior Minero Metalúrgico. Es un horno eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos térmicos con temperatura máxima de +1 100 °C. Los hornos muflas calientan las probetas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente. En la figura 2.3 se muestra dicho horno.



Figura 2.3. Horno de mufla (TT de recocido).

Las características fundamentales del mismo es que tiene un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia asegurando una duración excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento.

En este tipo de hornos la energía se intercambia en forma de calor entre distintos cuerpos o entre diferentes partes de un mismo cuerpo que están a distinta temperatura. Los hornos mufla transfieren su calor mediante convección, radiación o conducción. El calor se transmite a través de la pared del horno fundamentalmente por conducción, la radiación existirá cuando el horno se encuentre en temperaturas altas como es los 900 hasta los 1 000 °C y si la temperatura del horno es baja aquí la convección sería mayor.

2.5. Cálculo del carbono equivalente

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular esta alrededor de 3,5 %. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. El carbono equivalente está relacionado con la composición según la ecuación siguiente (Velez *et al.*, 1996).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.1)$$

Donde:

$\%C_{eq}$ - carbono equivalente; %

$\%C$ - carbono; %

$\%Si$ - silicio; %

$\%P$ - fósforo; %

Adicionalmente, la cantidad de carbono afecta las propiedades mecánicas debido a que la fracción volumétrica de grafito está directamente relacionada con el contenido de C; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción del material austemperado.

La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa como:

$$C_{eq} = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,27(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.2)$$

Donde:

$\%Mn$ - manganeso; %

$\%S$ - azufre; %

El cálculo del CE permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones no aleadas. Permite estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.5.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si del metal base se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los hierros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidus (TAL), en base a las fórmulas siguientes según Dardati *et al.* (2004).

$$Si \left[\% = \frac{2085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.3)$$

$$C[\%] = \frac{(2994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.4)$$

$$T_{AL} = 1569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \quad (2.5)$$

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

T_{AL} - temperatura del líquidus de la austenita; °C.

La presencia de silicio en el sistema Fe-C produce una disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial. El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio puede ser determinado por la ecuación siguiente de acuerdo con (Darwish y Elliot, 1993).

$$C\gamma^o = \frac{T\gamma}{420} - 1,7 (\%Si) - 0,95 \quad (2.6)$$

En la cual, $C\gamma^o$ es el contenido de carbono y $T\gamma$ es la temperatura de austenización.

Para una determinada temperatura de austenización, el aumento del contenido de silicio genera una mayor velocidad de la reacción durante la primera etapa como consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la austenita inicial. El Si promueve la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz de austenita e inhibe la formación de carburos durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita.

$$\%Mn = 1,7 (\%Si) + 0,15 \quad (2.7)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, este puede modificar la microestructura del grafito ya que incide sobre su proceso de crecimiento. Cuando hay presencia de manganeso, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

La influencia de este elemento en la reacción de austemperado contempla dos aspectos. Su efecto sobre la solubilidad del carbono en la austenita y la manera como su segregación afecta la cinética del proceso. La solubilidad del carbono en la austenita inicial ($C\gamma^o$) es aumentada con el incremento de Mn.

2.5.2. Control del índice de saturación

Según el diagrama Fe - Fe₃C generalmente, una aleación de hierro, con un $C_{eq} = 4,3$ solidifica de manera eutéctica (directamente de líquido a sólido). Las fundiciones de hierro hipereutécticas tienen un valor de $C_{eq} > 4,3$, mientras que en las hipoeutécticas es $< 4,3$.

Se han estudiado muchas ecuaciones para representar la proporción más ventajosa de carbono en la fundición. La más aceptada es la de tomar como base la relación entre la cantidad de carbono que debe existir para obtener una concentración eutéctica y la que efectivamente hay, teniendo en cuenta una corrección debida a la influencia del porcentaje de los otros elementos presentes. Esta relación toma el nombre de grado de saturación y se expresa por:

$$S_c = \frac{[C_t]}{4,3 \cdot 0,312(\%Si) \cdot 0,33(\%P) \cdot 0,66(\%Mn)} \quad (2.8)$$

Donde S_c es el grado de saturación, en %.

En el intervalo de un grado de saturación entre 0,75 y 0,95 la estructura de la base será casi totalmente perlítica. Pero no sólo el porcentaje de los elementos químicos influye en la formación de la perlita. Hay otras muchas causas que actúan sobre las estructuras de la matriz, como son: la naturaleza de las materias empleadas, la conducción de la fusión, la presencia de centros de cristalización, la velocidad de enfriamiento. En este rango de valor del grado de saturación es el que se debe alcanzar para obtener la mayor resistencia mecánica.

El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.9)$$

Donde IS , es el índice de saturación, en %.

De acuerdo con estos métodos de control, si se conoce el valor de algunos de estos índices, se puede determinar con bastante aproximación el posible comportamiento de las fundiciones en

piezas de diferentes espesores. El carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición se determina como:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.10)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.11)$$

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable.

2.5.3. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio a partir del diagrama de equilibrio ternario Fe - C - Si. Esto se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidus y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen de los contenidos de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica. La composición en las interfases se determina por las ecuaciones siguientes:

$$T_{AS} = 1528 - 177,9 (C + 0,18 \cdot Si) \quad (2.12)$$

$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.13)$$

$$T_{GL} = 389,1 \cdot \left(C + \frac{1}{3} \cdot Si \right) - 503,2 \quad (2.14)$$

Donde T_{AS} es la temperatura de sólidus de la austenita, T_E es la temperatura eutéctica y T_{GL} es la temperatura de líquidus del grafito, en °C.

El significado de las temperaturas $T_{AL}; T_{AS}, T_E; T_{GL}$ puede observarse en la figura 2.4 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

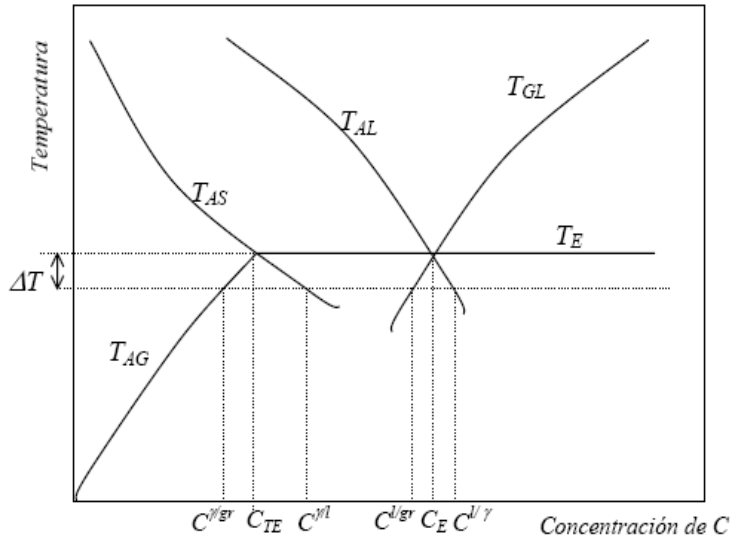


Figura 2.4. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 0,8 - 0,216 \cdot Si \quad (2.15)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los cálculos las concentraciones de equilibrio de carbono en las interfases se obtienen mediante las ecuaciones establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989).

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3} (1\,569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.16)$$

$$C^{\gamma/l} = \frac{1}{177,9} (1\,528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.17)$$

$$C^{l/gr} = \frac{1}{3891} (T - 129,7 \cdot Si + 503,2) \quad (2.18)$$

Donde T es la temperatura en °C, $C^{l/l}$ es la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita, $C^{\gamma/l}$ es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido y $C^{l/gr}$, concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito.

2.5.4. Cálculo de las variables termodinámicas

Se utilizaron correlaciones basadas para el cálculo de las temperaturas de transformación del líquido (2.20 y 2.21), del eutéctico gris (2.22) y del eutéctico blanco (2.23), las que fueron tomadas de las referencias (Heine, 1986; Stefanescu y Katz, 2008; Maijer *et al.*, 1999 y Glover *et al.*, 1982) respectivamente.

$$T_l = 389,1 \left(C + \frac{Si}{3} \right) - 503,2 \quad 4,26 \leq CE < 4,40 \quad (2.19)$$

$$T_l = 389,1 \cdot C + 0,31 \cdot Si - 505,8 \quad 4,40 \leq CE < 4,60 \quad (2.20)$$

$$T_g = 1135,06 + 13,89 \cdot Si - 2,05 \cdot Si^2 \quad (2.21)$$

$$T_c = 1138,2 - 6,93 \cdot Si + 2,5 \cdot P - 1,717 \cdot Si + 2,5 \cdot P \quad (2.22)$$

2.6. Materiales y equipos empleados en la experimentación

Para dar cumplimiento al objetivo propuesto en el trabajo se emplearon diferentes máquinas y equipos, para lo cual se consideró que las mismas fueran certificadas según normas y que en lo posible las mismas se ajustaran a las condiciones experimentales y evitar errores causales que surgen de forma involuntaria.

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales, la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

2.6.1. Pulidora metalográfica montasupal

Ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, se utilizó para lograr una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se desbastaron con lijas del tipo 120, 200, 400 y 800, las características de la máquina son:

Voltaje (V)	250
Corriente (A)	2,5
Número de revoluciones (rev/min)	300 - 1 000
Potencia del motor (kW)	3,72

2.7. Preparación metalográfica de la probeta

El análisis mediante microscopio metalográfico permite resolver aspectos relacionados a la microestructura de un metal. Por ejemplo, forma y tamaño de los granos, las fases presentes además de su distribución, defectos e inclusiones, y algunos constituyentes no metálicos como sulfuros, óxidos y silicatos.

Las superficies de las muestras a investigar deben ser previamente pulidas para poder realizar la observación microscópica, por lo que se propone la realización de un conjunto de operaciones que permitan lograr la calidad superficial deseada. Las operaciones se resumen en el siguiente orden (NC 10-56:86 y ASTM E3 – 95).

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en un torno 16 K 20, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 125 r/min y avance de 0, 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 15 x 30 mm, de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción ya que la temperatura producida por el roce puede alterar radicalmente la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida (Sturla, 1951).

El desbaste y el pulido, consistió en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas herramienta y papeles abrasivos. El pulido con los papeles abrasivos se realizó con la variación de la granulometría, desde la más gruesa a la más fina. Concluido el proceso de lijado fino, se realizó la operación conocida como pulido fino, en el que se empleó la pasta abrasiva conocida comercialmente como “Pasta GOI”, añadida sobre discos provistos de paños o motas. En el pulido se emplearon lijas del tipo No, 320 y 400 según (ISO 9001).

Este pulido se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio, cambiando el sentido del lijado 90° al pasar de un pliegue a otro de manera que se elimine la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior.

Se realizaron dos tipos de lijados, el grueso y el fino, con el lijado grueso se redondearon los ángulos que podrían llegar a provocar la rotura del papel esmeril o del paño durante el pulimento. Las primeras etapas de lijado se realizaron con papel de lija con tamaño de granos 120 y 240 respectivamente, para obtener una superficie plana, libre de toda distorsión o huellas producto del corte y además lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección. El lijado fino se realizó semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inició con lija de tamaño de granos 320 hasta 800. Cada vez que se cambió de lija se operó de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

En ambas operaciones de pulido se utilizó abrasivos, en nuestro trabajo se realizó el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir.

El ataque de las muestras para su examen microscópico se realizó con el reactivo nital al 2 %, de 1 a 5 ml de ácido nítrico más 100 ml de alcohol. El ataque químico se realizó bajo temperatura de 20° C con un tiempo de 15 segundos a un minuto.

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas, se empleó un microscopio óptico binocular marca

NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE, que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió una nivelación adecuada de estas.

El tipo y tamaño de hojuela se determina de manera tradicional por simple comparación contra el patrón ASTM (American Society for Testing and Materials), norma A247.

Las propiedades físicas y en particular las mecánicas varían dentro de amplios intervalos, respondiendo a factores como la composición química, rapidez de enfriamiento después del vaciado, tamaño y espesor de las piezas, práctica de vaciado, tratamiento térmico y parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de las hojuelas de grafito.

2.7.1 Determinación de la dureza Vickers

Se aplicó para la determinación de la dureza de los volúmenes microscópicamente pequeños de la aleación. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 No 168, Berkovich (1952), del laboratorio de microscopia de minas del ISMM Moa. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.3. Parámetros para la medición de la dureza

No	Operación	Velocidad de calentamiento (°C/h)	Etapas	Microestructura	HV
1	Bruto de colada		-		63
2	Recocido	700	1	-	-
3	Recocido	700	1	-	-
4	Recocido	700	1	-	-

Para determinar la dureza (HV) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 50 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante con 136°, con una penetración en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

La dureza (HV) se calculó por la ecuación siguiente:

$$VHN = 1854 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2.23)$$

Donde:

VH - número de dureza Vickers; kgf/mm^2

1854 - constante

P - peso; kgf

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d}, \text{ mm} \quad \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2)}{2} \quad (2.24)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.25)$$

2.8. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para el análisis de las imágenes de las muestras metalográficas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.5. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

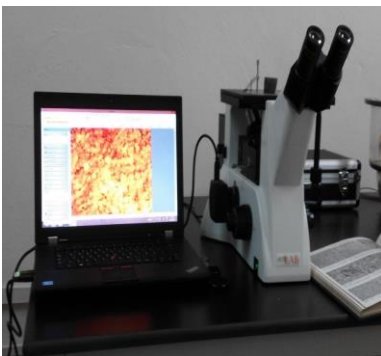


Figura 2.5. Microscópio óptico reflexivo.

Realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO en la cual se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara donde se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características.

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de fundición nodular, así como el conteo del por ciento de los microconstituyentes presentes. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

2.8.1. Obtención del por ciento de microconstituyentes

El por ciento de microconstituyentes se determinó en el microscopio reflexivo. El microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen una microestructura diferente. Adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.4 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.4. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1 %
2	Área 2	Área 2 %
3	Área 3	Área 3 %
4	Área 4	Área 4 %

El análisis de imagen fue necesario para caracterizar el tipo de grafito, como para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en la fundición y poder estimar el porcentaje de carbono presente en la aleación.

2.9. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Las técnicas propuestas justifican el empleo de equipos, materiales y métodos certificados bajo normas con los cuales se puede garantizar la fiabilidad de los resultados durante el proceso de tratamiento térmico de recocido de la fundición aleada para ser empleada en tambores de freno de automóvil.
- ✓ La metodología de cálculo propuesta permitirá determinar las transformaciones de la fundición aleada Fe 21 Ni en función de las temperaturas que transita durante el proceso de obtención de esta fundición.
- ✓ Al establecer las ecuaciones desde la 2.19 hasta la 2.22, se determina el cálculo de las variables termodinámicas que considera las temperaturas de transformación del liquidus, del eutéctico gris y del eutéctico blanco en la fundición aleada del tipo Fe 21 Ni.

Capítulo 3

Análisis de los Resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

En todos los materiales, la elección se basa en las propiedades que puedan conseguirse en cada caso. En las fundiciones de alta resistencia se buscan los mejores valores en sus propiedades mecánicas y estas derivan de la estructura constitutiva de las mismas. La ingeniería de materiales estudia los caminos para conseguir la estructura más adecuada, para lograr esas propiedades utilizando los medios de técnicas de aleaciones y de procedimientos de fabricación adecuados. Se hace énfasis en este último aspecto porque las propiedades mecánicas no son el producto de formulaciones de composición química más o menos sofisticada. La técnica de fabricación es tan importante y más que la adición de los elementos de aleación o, mejor dicho, la combinación de ambos aspectos es el camino para lograr los mejores resultados.

En el presente capítulo se establece como objetivo analizar el comportamiento microestructural de la fundición aleada Fe 21 Ni, su proceso de solidificación y su microestructura, antes y después del tratamiento térmico.

3.2. Análisis de la composición química

La composición química se tomó del resultado de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de la fundición aleada Fe 21 Ni.

Tabla 3.1. Composición química de la fundición aleada Fe 21 Ni, en %

Fundición	C	P	S	Cr	Si	Mn	Ni	Fe
HF 21 Ni	3,44	0,02	0,11	0,25	1,62	0,53	0,55	Resto

En correspondencia con la composición química establecida por las normas y la determinada por análisis espectral, se puede plantear que los elementos presentes en el hierro fundido se ajustan a las mismas. Los elementos de aleación influyen de diversas formas en el equilibrio de las temperaturas eutéctica del hierro - grafito y del hierro – cementita. El cromo acorta la distancia entre ambas temperaturas y por tanto tienen un efecto carburizante, es decir, favorece

la cementita e impide la formación de grafito. El factor de influencia crece en el orden indicado en esos elementos. Será el Cromo el que debe tenerse más en consideración por su mayor presencia en las aleaciones de hierro.

El siguiente grupo de elementos formado por el níquel además del silicio, tendrán un efecto grafitizante. En este caso su influencia es decreciente, mayor para el silicio y menor para los otros dos. Los efectos del azufre y el fósforo, aunque también tienen este mismo efecto, sus contenidos están limitados por los otros efectos perniciosos que tienen en el comportamiento del material.

3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido

En las fundiciones, las propiedades mecánicas dependen de la cantidad y forma del grafito en la matriz ferrosa y como el carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) o existir como carbono libre en forma de grafito, se hace necesario determinar el carbono equivalente el cual predice en que tipo de solidificación se encuentra la fundición analizada. Por la ecuación 2.1 se determinó el carbono equivalente de la fundición gris, donde para un contenido de carbono de 3,4 %, contenidos de fósforo y silicio de 0,02 y 1,62 % respectivamente este parámetro es de 3,9 %.

El carbono calculado en función del fósforo y el silicio clasifica a la fundición objeto de estudio del tipo hipoeutéctico según el diagrama hierro-carbono, valor por debajo del punto eutéctico (valores hipoeutécticos) donde la transformación austenítica da como resultado la matriz perlítica o ferrítica de la aleación.

Se determinó el carbono equivalente total por la ecuación 2.2 donde se consideran los elementos químicos que intervienen en la fundición, el resultado es de 3,8 % de carbono total, este resultado justifica que la solidificación del hierro gris objeto de estudio es hipoeutéctico. En la fundición, los altos contenidos de carbono equivalente CE y de C, son indicios de fragilidad en el material, porque la tenacidad de la aleación disminuye con el aumento en el contenido de carbono, pues el carbono libre en forma de grafito se comporta como un material cerámico que fragiliza la matriz.

Las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3%, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Para determinar la influencia que ejerce el silicio y el carbono en la fundición, por las ecuaciones 2.3 y 2.4 se calcularon estos parámetros, resultando que el silicio es de 0,91; para determinar el contenido de carbono se consideró la ecuación 2.5 que tiene en cuenta la temperatura de líquidos de la austenita donde la misma es de 1 196 °C, por lo que el carbono presente sería de 0,08 %.

El contenido de silicio en las fundiciones es de 2 a 5 %, un contenido aún mayor podría evitar la formación de las zonas con carburos de hierro que fragilizan la pieza producida, dado que el silicio aumenta la fluidez del líquido y afecta el proceso de solidificación promoviendo la grafitización; sin embargo, cuando el contenido es menor al 1% no es suficiente para ello. Por cada 1 % de silicio, la composición eutéctica se desplaza hacia la izquierda del diagrama aproximadamente 0,3 % de carbono, lo cual abate la temperatura a la cual la aleación empieza a solidificar.

El contenido de carbono en la austenita, como función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio se determinó por la ecuación 2.6, se establece que, durante el proceso de solidificación, el contenido del carbono es de 1 %. La solubilidad del carbono en la austenita (eutecticidad), incrementa la precipitación del grafito y eleva la temperatura de transición dúctil/frágil. Un contenido más elevado de Si en la composición aumenta la resistencia de la ferrita y reduce la resistencia al impacto, promueve una alta resistencia a la oxidación en alta temperatura de la fundición, de acuerdo con Lin *et al.* (2003).

El contenido de manganeso en la fundición se calculó por la ecuación 2.7 en correspondencia con el azufre presente; para un resultado de 0,33 %. Según el resultado del manganeso, el efecto del azufre puede ser balanceado con este elemento, sin manganeso en el hierro el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se formará en el límite de grano, pero si el azufre se balancea con manganeso, se formará sulfuro de manganeso (MnS), el cual es menos dañino puesto que se distribuye dentro del grano, así tendrá una relación óptima entre el manganeso y el azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita.

Normalmente las composiciones empleadas en la producción son cercanas a la eutéctica, de manera que, durante el enfriamiento del material, desde la temperatura de colada hasta la

temperatura ambiente, se producen dos cambios de fase fundamentales: la solidificación del eutéctico y la transformación eutectoide (sólido - sólido).

El grado de saturación calculado por la ecuación 2.8 es de 0,9 %; con lo cual se puede plantear que la estructura perlítica estará presente en la fundición aleada. El grado de saturación permite la determinación de las propiedades tecnológicas de la fundición, teniendo su incidencia en el porcentaje de carbono eutéctico y por lo tanto sobre las características finales del material.

El índice de saturación determinado por la ecuación 2.9 es de 0,9 %; lo cual solidifica como fundición hipoeutéctica. Serán hipoeutécticas cuando el valor es inferior a 1%, eutécticas con el índice de saturación igual a 1% e hipereutécticas cuando es superior a 1%.

En Showman y Aufderheide (2004) se menciona que la cantidad de grafito es mayor al aumentar la velocidad de solidificación, ya que son capaces de crecer por la difusión del grafito en el hierro aún en estado líquido, seguido de su precipitación empieza el crecimiento de la austenita lo que impide que el grafito continúe su crecimiento y por lo tanto en la última zona en solidificar la cantidad tenderá a disminuir.

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo, que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 2.10 y 2.11 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición aleada. En las figuras 3.1 y 3.2 se muestran los resultados obtenidos para el carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

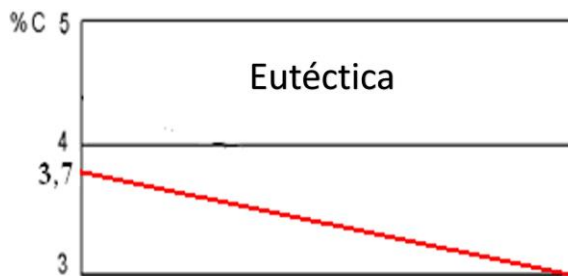


Figura 3.1(a). Carbono eutéctico.

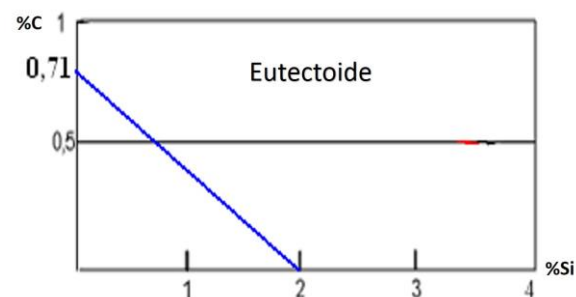


Figura 3.1(b). Carbono eutectoide.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura

determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve, a la misma temperatura, cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos.

El análisis de la composición en las interfases para la fundición aleada Fe 21 Ni, se calculó por la ecuación 2.12 y 2.13; la temperatura del líquido de la austenita (T_{AL}) es de 1 196 °C; la temperatura de sólidos de la austenita (T_{AS}) es de 866,9 °C; la temperatura del líquido en el grafito (T_{GL}) es de 1 040, 2 °C y la temperatura eutéctica (T_E) es de 1 165 °C.

La máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica en correspondencia con el carbono total en la eutéctica se determinó por la ecuación 2.14, donde para un contenido de silicio de 1,4 %; este contenido es de 0,44 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 380 °C. Según la ecuación 2.15 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita $C_{l/\gamma}$ es de 2,4 %; la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido $C_{\gamma/l}$ calculado por la ecuación 2.16; es de 1,1 %.

En los cálculos se considera que en las interfases se cumplen las condiciones de equilibrio determinadas por el diagrama ternario, es decir, que las curvas definidas determinan la composición que deben tener las fases en la zona de contacto entre ellas para una determinada temperatura. Esto no ocurre en el resto del volumen de la fundición en donde la composición depende de la difusión del soluto, expuesto por Zhao y Liu (2001).

Para facilitar la interpretación de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, se muestra en la figura 3.2 la representación de los resultados obtenidos, donde la microsegregación y la concentración del silicio en la fundición determina el porcentaje de soluto en el líquido e influye en las concentraciones de carbono correspondientes al equilibrio de las interfases.

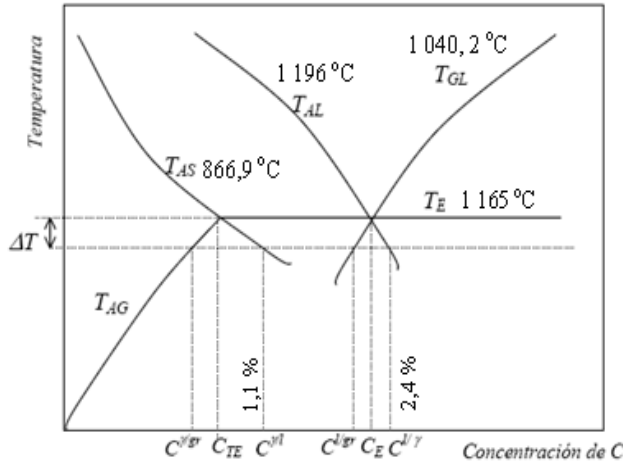


Figura 3.2. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

En la figura, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que la temperatura al descender por debajo de dicha temperatura continúa la solidificación, lo cual, con estas prolongaciones, fueron calculadas las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfaces. Es importante destacar que en los cálculos se considera que en las interfaces se cumplen las condiciones de equilibrio determinadas por el diagrama ternario, es decir que las curvas definidas determinan la composición que deben tener las fases en la zona de contacto entre ellas para una determinada temperatura. Esto no ocurre en el resto del volumen de la fundición en donde la composición depende de la difusión del soluto.

La termodinámica de la solidificación es de vital importancia para entender dicho proceso, porque es capaz de predecir que fase existe en determinadas condiciones. El fenómeno de solidificación ocurre basado en el equilibrio metaestable y la solidificación de fases metaestables. Por la ecuación 2.17 y 2.18, se determinó la temperatura de transformación del liquidus, donde se obtuvo que a 1 040,6 y 825.4 °C; comience esta transformación. La temperatura del grafito establecida en la ecuación 2.19, es de 1 152,3 °C y para la temperatura del eutéctico blanco referido en la ecuación 2.20 es de 1 120,1 °C.

La transformación líquido- sólido es importante porque las condiciones a las cuales tiene lugar influyen gran medida en la calidad del producto final, a temperaturas inferiores a la de fusión, la energía libre del sólido es inferior a la del líquido, esto implica que el cambio de energía libre es negativo y por lo tanto el proceso ocurre. Para temperaturas superiores a la de fusión la

energía libre del líquido es inferior a la del sólido, en este caso también el cambio de energía libre es negativo y de manera análoga a la anterior el cambio de fases tiene lugar.

3.4. Análisis microestructural en las muestras en bruto de colada

Los cambios microestructurales y en composición química de las fases de las fundiciones después del tratamiento térmico dependen del pico más alto de temperatura. En las figuras 3.3a, 3.3b y 3.3c se muestra el comportamiento microestructural obtenido de la fundición aleada Fe 21 Ni en bruto de colada.

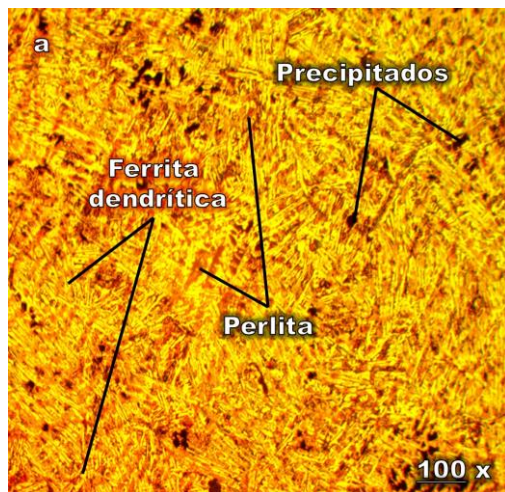


Figura 3.3a. Muestra 1.

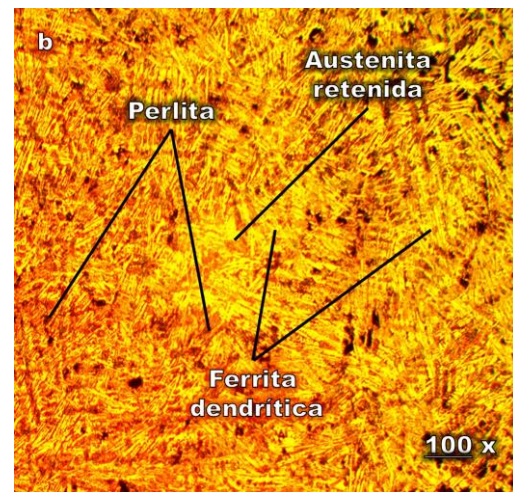


Figura 3.3b. Muestra 2.

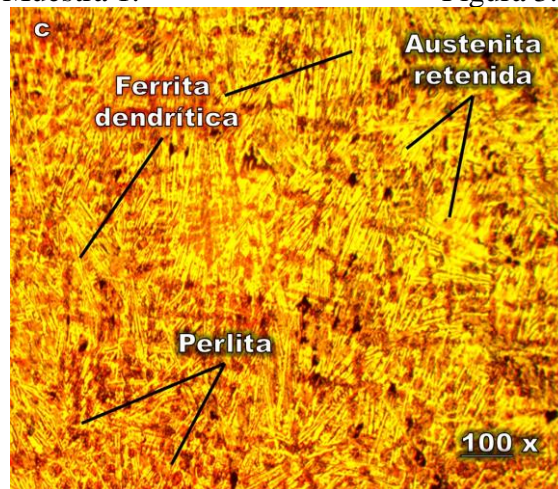


Figura 3.3c. Muestra 3.

Las microestructuras obtenidas para las probetas en estado bruto de colada están constituidas por una matriz de ferrita dendrítica, con granos de perlita distribuidos entre los granos de esta matriz, de forma aislada existe la presencia de la austenita retenida. Estos microconstituyentes caracterizados en esta fundición en bruto de colada, al menos con la matriz obtenida, no es

típica de las fundiciones grises aleadas, en la misma debía estar presente, al menos el grafito en forma de láminas y la matriz, aunque ferrítica, no debía tener la disposición de los granos que presenta, coincidente con Lacaze *et al.* (2013).

Estas transformaciones presumiblemente estén asociadas a que el metal que forma la película inicial se ha enfriado rápidamente por la extracción de calor a través de la pared del molde. Esta acción de enfriamiento causa que los granos de la película sean finos, equiaxiales y orientados aleatoriamente. Los granos resultantes de este crecimiento dendrítico adoptan una orientación preferente y tienden a ser burdos y alinearse en forma de granos columnares hacia el centro de la fundición, según Kumar y Kumar (2012).

La presencia de perlita influye en varias situaciones en que una falla en el enfriamiento brusco en la última etapa. Ha sido expuesto por Shaha *et al.* (2010) que el enfriamiento lento de la fundición favorece la grafitización, pero también la formación de grandes cristales de austenita primaria, dando como resultado pocas hojuelas grandes y gruesas. De acuerdo con este criterio, estos microconstituyentes no se encuentran presente en las muestras en estado en bruto de colada. La conformación interdendrítica de las mismas debilita la estructura de manera que son indeseables.

3.4.1. Tratamiento térmico de recocido

Se estableció el ciclo de tratamiento térmico de la fundición Fe 21 Ni. En la figura 3.4 se muestra el ciclo aplicado.

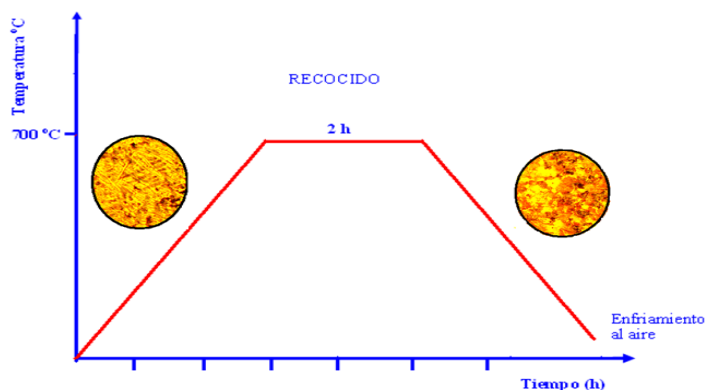


Figura 3.4. Ciclo de tratamiento térmico de la fundición Fe 21 Ni.

El tratamiento térmico se aplicó desde la temperatura ambiente hasta los 700 °C. La etapa del recocido consistió en un enfriamiento muy lento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutectoide. Esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura no sufre ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente, quedando constituida por el grafito en una matriz ferrítica, de esta manera se obtiene una matriz ferrítica más carbono recocido, conociéndose como hierro ferrítico.

3.4.2. Análisis microestructural en las muestras luego del TT

Aplicado el tratamiento, a las muestras se les realizó el análisis microestructural. En las figuras 3.5a, 3.5b y 3.6c, se muestra el comportamiento obtenido.

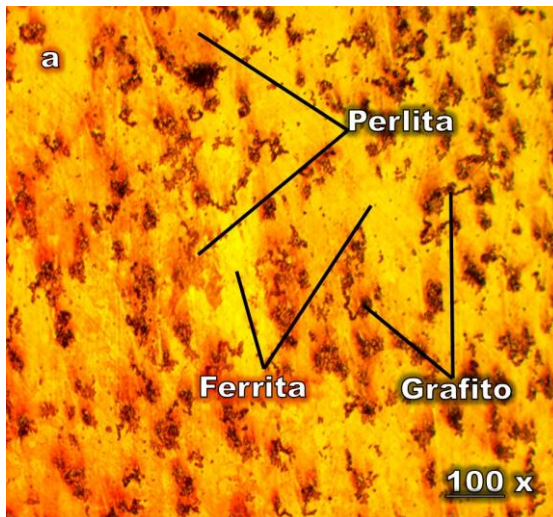


Figura 3.5a. Muestra 1.

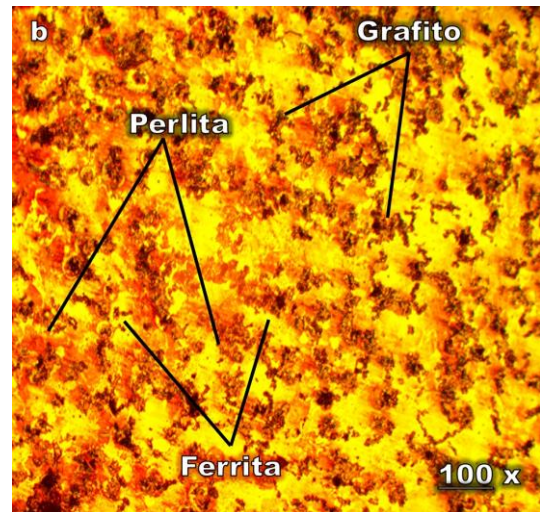


Figura 3.5b. Muestra 2.

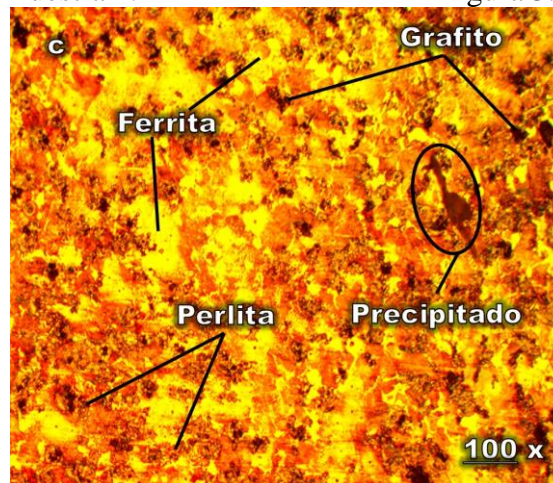


Figura 3.5c. Muestra 3.

Luego de aplicado el tratamiento térmico, en las muestras analizadas se observan en las mismas que ha existido transformación de fase, aquí se muestra una matriz ferrítica, rodeada de la perlita y el grafito, antes del tratamiento, existía la ferrita dendrítica y la perlita en bordes de grano. Se ha obtenido una matriz de granos equiaxiales, lo cual le proporciona mayor resistencia al desgaste a la fundición. Se observa que el grafito aparece como pequeñas partículas o láminas insertas en la matriz metálica. El precipitado que se observa presumiblemente sea de sulfuro de manganeso (MnS).

El grafito formado es el constituyente disperso del material y la cantidad presente varió en el curso del enfriamiento del material hasta la temperatura ambiente, esta parte de la solidificación determinó la forma y tamaño de las láminas de grafito finales.

Se obtuvo luego del tratamiento una morfología equiaxial, la cual se corresponde con granos poligonales de ejes aproximadamente iguales. Esta morfología resulta a veces de granos atacados diferentemente en función de su orientación cristalográfica. En la estructura, un enfriamiento rápido desde altas temperaturas obliga a un crecimiento de la ferrita, según ciertas direcciones preferenciales, resultando granos alargados en dichas direcciones del grano de austenita previo, según los criterios expuesto por Apraiz (1971) y Larrañaga y Sertucha (2010).

Debido al hecho de que la austenita es inestable a temperatura ambiente, a partir de ésta se producen transformaciones en estado sólido a la temperatura eutectoide y puede formar nuevas fases. Esto resulta en la formación de ferrita más grafito, para el caso de la transformación estable, y en perlita para el caso metaestable, donde la composición y velocidad de enfriamiento serán las variables principales que definirán la cantidad producida de cada una, ya que ambas nuclean y crecen de forma competitiva, según el criterio de Lacaze y Gerval (1998).

Según sean las condiciones en que se produce esta transformación, puede producirse o bien perlita, o bien ferrita y grafito, o una situación intermedia entre ambas. Las condiciones de enfriamiento y la presencia de elementos aleantes serán los determinantes de la estructura final que se obtenga. Así se formará la estructura matriz que rodeará al grafito ya formado y que completará la constitución de la fundición resultante.

3.4.3. Análisis de las fases presentes en la fundición en bruto de colada

Se realizó el análisis de los microconstituyentes presentes en la fundición aleada Fe 21 Ni, se analizó una muestra antes de la aplicación del tratamiento térmico. La figura 3.6a, es la muestra sin TT y la 3.6b, distribución de los microconstituyentes.

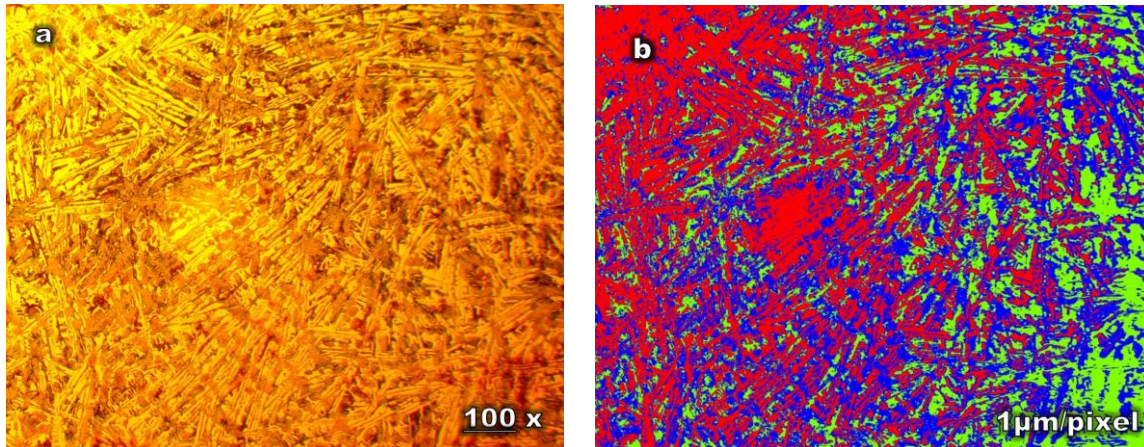
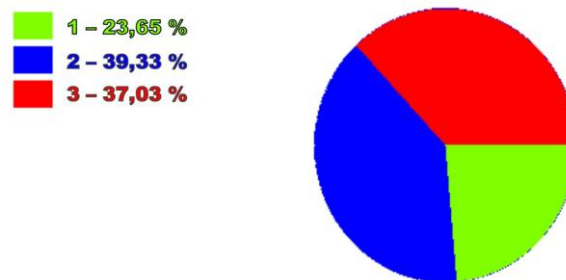


Figura 3.6a. Bruto de colada

3.6b. Distribución de microconstituyentes.

Distribución de las fases:



En la tabla 3.2 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Sulfuro de manganeso	199 032	23,65
Perlita	331 013	39,33
Ferrita dendrítica	311 683	37,03

Por los resultados obtenidos del porcentaje de microconstituyentes presentes en la microestructura antes el tratamiento térmico, la matriz de esta fundición es ferrita-perlita. En la matriz, el grafito presenta mayor tendencia a la descomposición, pasando de hojuelas a pequeñas partículas dispersas de sulfuro de manganeso, donde el grafito utiliza los bordes de los sulfuros como sitios de nucleación gracias al gran parecido entre los sistemas cristalográficos de ambos (Sommerfeld *et al.*, 2008).

3.4.4. Análisis de las fases presentes en la fundición luego del TT

Se analizó la distribución de los microconstituyentes en las muestras luego de ser sometidas al tratamiento térmico. La figura 3.7a, es la muestra tratada y la figura 3.7b, la distribución de los microconstituyentes.

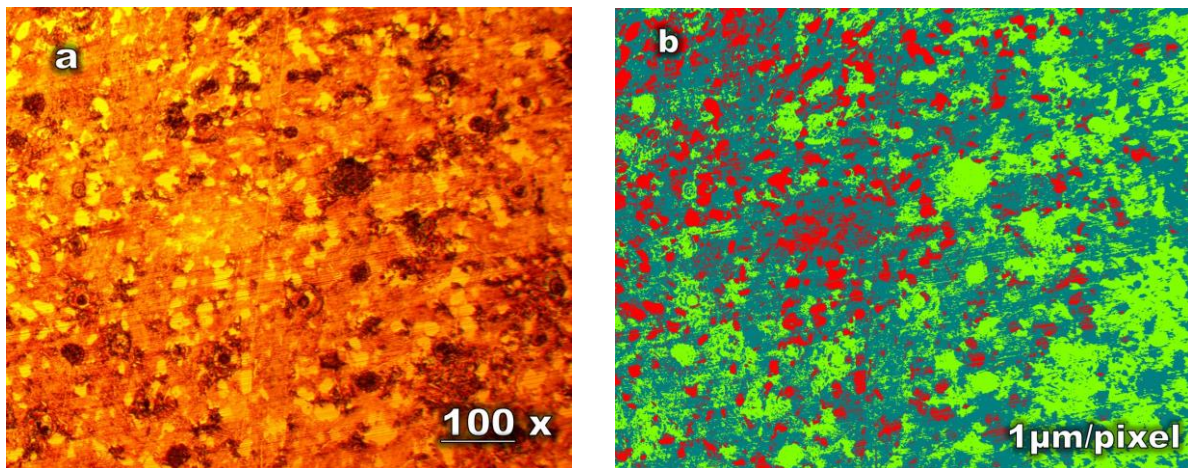
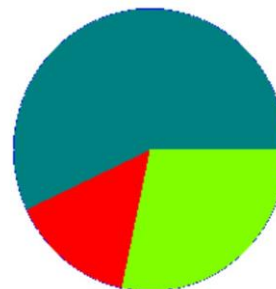


Figura 3.7a. Muestra con TT.

3.7b. Distribución de microconstituyentes.

Distribución de las fases:



En la tabla 3.3 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.3. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Ferrita	238 191	28,3
Grafito	123 336	14,65
Perlita	480 201	57,05

Al establecer la relación de las fases presentes en la microestructura de la muestra tratada térmicamente, se pudo determinar que en la misma la mayor porción de la fase presente es la perlita con un 57,05 %, luego la ferrita con un 28,3 % y por último el grafito con un 14,65 % sobre la matriz.

Se puede plantear que luego del tratamiento térmico, las condiciones de enfriamiento tienen gran influencia en la generación de los microconstituyentes de la matriz, haciendo que haya mayor presencia de microconstituyentes tales como la perlita y la ferrita y como consecuencia la estimación del porcentaje de carbono también es mayor. Las transformaciones producidas en la morfología del grafito tienen estrecha relación con las modificaciones de la matriz, principalmente para las cercanías de la intercara, a mayor variación en la morfología del grafito, también se espera que las variaciones de la matriz sean más notorias,

El tamaño de pixel se define por longitud que representa uno de sus lados en la superficie de la muestra. Por lo tanto, el tamaño depende de la magnificación del objetivo, de los accesorios ópticos de la cámara digital y del tamaño de imagen medida en pixeles. Es común establecer el tamaño de imagen como el número de pixeles que representan el campo rectangular procesado por la computadora. El tamaño de pixel determina la mínima región que puede distinguirse en la imagen, reportado por Novelli *et al.* (2002).

Los parámetros de las imágenes estimados mediante técnicas de procesamiento de imágenes proveyeron una buena descripción del proceso de tratamiento térmico de la fundición aleada. Además, el color y los parámetros de textura evaluados desde las imágenes, en particular los valores, mostraron una adecuada correlación con los parámetros de calidad (color y firmeza).

3.5. Análisis de la dureza de la fundición aleada

Las propiedades y el comportamiento de las fundiciones durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetos. Propiedades básicas importantes como la resistencia, la dureza, la ductilidad y la tenacidad, son influenciadas de manera importante y modificadas por elementos de aleación y por procesos de tratamientos térmicos. Se analizó el análisis de dureza para las muestras en bruto de colada y para las muestras tratadas térmicamente. En la tabla 3.2 se reportan los resultados de durezas obtenidos para la fundición Fe 21 Ni.

Tabla 3.2. Resultados de durezas obtenidos

No	Operación	Velocidad de calentamiento (°C/h)	Tiempo (h)	Microestructura	HV
1	Bruto de colada	32	-	Ferrita dendrítica, perlita, grafito	494
2	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	225
3	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	224
4	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	225

En la tabla se muestra la variación de la dureza con respecto a la velocidad de calentamiento empleada en el recocido de la fundición aleada Fe 21 Ni. En correspondencia con las muestras analizadas en bruto de colada y luego estas muestras sometidas a tratamiento térmico de recocido a una temperatura de 700 °C por un tiempo de dos horas (2) y un enfriamiento al aire, existe un descenso en esta propiedad de un 45 %, lo cual indica que existió transformaciones de fases en la primera, originando microconstituyentes, los cuales son más dúctiles al aplicar temperatura.

Por los resultados obtenidos luego del tratamiento térmico y las durezas obtenidas en cada una de las probetas, se considera que el tratamiento térmico de recocido mejora las propiedades mecánicas en la fundición aleada Fe 21 Ni.

3.5.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las diferentes condiciones de aplicación de las temperaturas en el comportamiento de la dureza que se obtiene

en la fundición aleada. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos.

En cada una de las probetas sometidas a la acción tratamiento térmico de recocido, de acuerdo con el diseño del experimento anteriormente descrito, se consideró una medición de temperatura, la cual fue de un tiempo de 2 horas. En la tabla 3.3 se muestran los resultados del análisis de regresión realizado y en la figura 3.8 el gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables: temperatura, dureza y tiempo de tratamiento.

Tabla 3.3. Análisis de regresión lineal

Análisis de regresión - modelo lineal $Y = a + b \cdot X$					
Variable dependiente: Dureza					
Variable independiente: % microconstituyentes					
Error Estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
Ordenada	359,405	190,935	1,88234	0,1329	
Pendiente	0,00284854	5,36047	0,000531397	0,9996	
Análisis de la Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	0,00766257	1	0,00766257	0,00	0,9996
Residuo	108541,0	4	27135,4		
Total (Corr.)	108542,0	5			
Coeficiente de Correlación = 0,9976					
R-cuadrado = 95,8 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = -25,0 porcentaje					
Error estándar de est. = 164,728					
Error absoluto medio = 134,5					
Estadístico de Durbin-Watson = 0,667033 (P=0,0227)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,499839					

La salida muestra los resultados del ajuste al modelo lineal para describir la relación entre la dureza y el % de microconstituyentes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dureza = 359,40 + 0,0028 \cdot \% \text{ de microconstituyentes}$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es mayor o igual a 0,01; existe relación estadísticamente significativa entre la dureza y el % de microconstituyentes para un nivel de

confianza del 90 % o superior. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 95,8 % de la variabilidad en el % de microconstituyentes. El coeficiente de correlación es igual a 0,9976, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 164,728. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para nuevo tratamiento térmico en la fundición aleada Fe 21 Ni.

El error absoluto medio (MAE) de 134,5 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de una posible correlación serial.

La estimación del modelo para la superficie de respuesta se muestra en la figura 3.8. Se observa la variación de la dureza en las muestras antes y después del tratamiento.

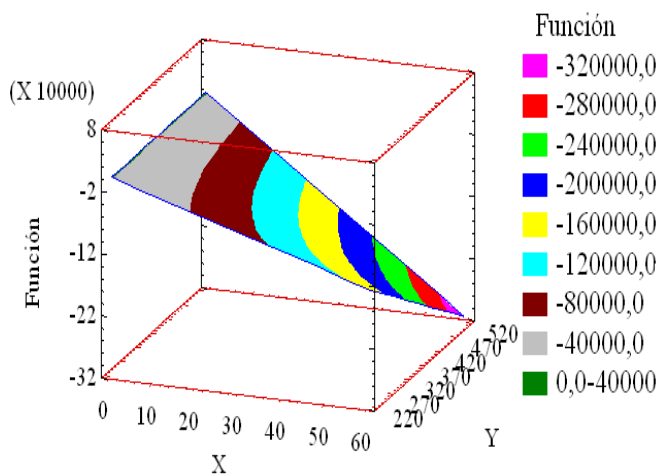


Figura 3.8. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

Se observa en la figura que en la medida que existe variaciones en los microconstituyentes disminuye la dureza, es decir en una estructura donde existe la presencia de ferrita dendrítica y perlita, en una matriz de la primera, al cambiar a ferrita, entonces la fundición aleada presenta menor dureza (HV 225) que la convierte en una aleación con mejores propiedades mecánicas y resistencia al desgaste. Con la introducción de temperatura controlada, se mejora notablemente

la matriz de la fundición, al eliminarse el sulfuro de manganeso que forma a su vez carburos, endurece la matriz misma de la fundición y disminuye el contenido de carbono libre.

En las fundiciones, la cantidad de Si mejora la tenacidad y resistencia al desgaste, pero a la vez disminuye su dureza (Agunsoye *et al.*, 2013). El P es un elemento que por lo general proviene del arrabio, éste aumenta la fluidez de la fundición y cuando se encuentra en cantidades mayores a 0,05 % es capaz de formar esteadita, un eutéctico compuesto por ferrita y fosfuro de hierro (Fe_3P), el cual endurece la fundición y al mismo tiempo la hace más frágil (Abbasi *et al.*, 2007).

3.6. Análisis económico

Para la realización del análisis económico se tomó como referencia el tiempo de ejecución obtenido durante el trabajo. En la tabla 3.4 se muestra el comportamiento de los costos.

Tabla 3.4. Cálculo del costo de fundición

Ficha de costo para producir una pieza				
Material	U	Cantidad	Precio (CUP)	Importe (CUC)
Arrabio	kg	5,43	0,392	2,12
Palanquilla	kg	3,00	0,172	0,51
Ferromanganeso	kg	0,70	1,42	0,99
Ferrosilicio	kg	1,50	0,96	1,44
Espato fluor	kg	2,70	0,29	0,78
Sub total (1)			3,23	5,86
Otros materiales				
Arena sílice	kg	10	0,02	0,22
Catalizador	kg	12	1,03	12,36
Resina	kg	15	2,39	35,85
Alcohol	l	1,00	0,80	0,80
Grafito plateado	kg	1,05	0,18	0,18
Pez rubia	kg	0,10	0,88	0,88
Electrodo de corte	kg	0,50	12,50	6,25
Granalla	kg	0,50	2,37	1,18
Sub total (2)			20,17	57,72
Total			23,40	63,58

Los costos estimados en la tabla 3.5 se relacionan con los costos directos.

Tabla 3.5. Costos de los materiales directos para la fundición aleada Fe 21 Ni

No	Operación	Especialidad trabajador	Tiempo h	Tarifa Horaria	Importe
1	Preparación de la carga	Jefe de brigada	3,18	2,99	9,51
2		Auxiliar "B" de fundición	3,17	2,50	7,93
3		Operador de grúa viajera	12,84	2,47	31,71
4		Ayudante	9,54	2,36	22,51
5	Reverbería	Op. Rev. Aisl. Térm.	12,71	2,64	33,55
6	Elaboración de molde	Jefe de brigada	6,36	3,26	20,73
7		Operador metalúrgico "A"	28,61	2,70	77,25
8		Operador metalúrgico "B"	28,61	2,64	75,53
9	Elaboración de macho	Auxiliar "B" de fundición	15,89	2,50	39,73
10		Operador de grúa viajera	12,71	2,47	31,39
11		Ayudante	31,79	2,36	75,02
12	Fusión	Jefe de brigada	6,36	3,26	20,73
13	Ensamble	Operador metalúrgico "A"	34,96	2,70	94,39
14	Vertido	Operador metalúrgico "B"	15,89	2,64	41,95
15		Operador de grúa viajera	6,36	2,47	15,71
16	Rebarbado	Jefe de brigada	6,29	2,70	16,98
17		Operador de grúa viajera	9,54	2,46	23,47
18	Corte sist. Alimentación	Soldador "B"	15,89	2,50	39,73
19	Limpieza y terminación	Pulidor "B"	19,07	2,36	45,01
20			279,77		722,84

El costo total que incluye la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles y en el cual incurre el proceso de obtención de la fundición aleada Fe 21 Ni; es de 786,42 CUP.

Los elementos que conforman el presupuesto de gastos de la entidad, como se establece en la (Resolución del MEP Nro.426 / 2012) que establece la clasificación de los elementos que conforman el presupuesto por objeto del gasto, la unidad se adecua a los elementos que ella utiliza e identifica con claridad el concepto a que responde el gasto presupuestario, una vez identificado los elementos son clasificados según su capacidad para asociarlo. En directos e indirectos y según su relación con el volumen. En variables y fijos, esta clasificación se realiza por criterio de expertos.

3.7. Impacto ambiental

La base de la existencia de cualquier organización es el producto o servicio que ofrece a la sociedad. Las compañías que cumplen las necesidades de los clientes con productos o servicios atractivos, útiles y de alta calidad encuentran clientes, aquellos que no lo hacen no sobreviven. Así una decisión crítica para los ingenieros es la selección, definición y diseño de los productos. El objetivo de una decisión de producto es la de cumplir las demandas del mercado con una ventaja competitiva.

Actualmente son cada vez más los productos que se diseñan teniendo en cuenta los aspectos medioambientales a lo largo de sus ciclo de vida completo. La protección medioambiental integrada se lleva a la práctica como idea global, desde el producto ecológico, pasando por el proceso de producción que protege el medio ambiente, hasta llegar a la reutilización y la eliminación de residuos ecológicos. Todas las áreas quedan incluidas, desde la investigación y el desarrollo, hasta la distribución.

El impacto medioambiental que un producto pueda tener en el medio, está determinado en gran medida por su etapa de diseño. El objetivo actual de las empresas en el mundo, es crear productos que sean medioambientalmente adecuados a lo largo de su ciclo de vida, para lo cual se invierten muchos recursos en mejorar el diseño de los productos, con el objetivo de minimizar la huella que los productos generan en el medio ambiente.

El incremento de la vida útil de las piezas de hierro fundido, contribuye en determinada medida a un mejor aprovechamiento de las posibilidades productivas de estos materiales, es decir con el aumento de su durabilidad, se reportan otras ventajas como la reducción del costo de explotación y de mantenimiento de los equipos. Con lo que podrían disminuir las importaciones y derivar recursos hacia otros renglones contribuyendo así al aprovechamiento eficiente de los recursos.

El proceso de fundición es altamente generador de residuos sólidos y gaseosos, en la fundición se generan gases nocivos que van a parar en la atmósfera, afectando así el medio circundante y la vida de la flora y la fauna de las zonas aledañas. Además, la arena de moldeo que se derrama,

la cual posee varios componentes como aglutinantes, melaza que de cierta manera inciden en los suelos.

Las guías sobre medio ambiente, salud y seguridad (MASS) son documentos de referencia técnica que contienen ejemplos generales y específicos de la práctica internacional recomendada para el proceso de fundición, incluyen información relevante para los proyectos e instalaciones de fundición de aluminio ferroso (hierro y acero) y no ferroso (principalmente aluminio, cobre, cinc, plomo, estaño, níquel, magnesio y titanio). Los metales no ferrosos se funden en combinación con otros metales no ferrosos o con más de cuarenta elementos para producir una amplia gama de aleaciones no ferrosas. Estas guías se refieren al fundido en arena, incluida la preparación y regeneración de la arena de moldeo y el moldeo por inyección a presión (alta y baja) de aluminio, cinc y magnesio.

Durante el proceso de fundido, la emisión de materia particulada (MP) en forma de polvo, materiales metálicos y humos de óxido metálico, varía en función del tipo de horno, combustible, metal a fundir y propiedades de fusión. Los hornos de cubilote son los que generan un mayor volumen de materia particulada (p. ej. coque, cenizas volátiles, sílice, óxido y caliza). Los hornos de arco eléctrico (HAE) constituyen otra fuente considerable de MP durante la carga, al iniciarse la fusión, durante la inyección de oxígeno y en la fase de descarburación. Los índices más bajos de emisiones se asocian con otros tipos de hornos de fusión, especialmente los hornos de inducción.

3.8. Conclusiones del capítulo 3

- ✓ Al determinar el cálculo del carbono equivalente, el contenido de carbono y silicio en la fundición, el control del índice de saturación, la composición en las interfases y el cálculo de las variables termodinámicas relacionada con la fundición aleada Fe 21 Ni, se determinó que, dentro de los elementos químicos, el carbono, el silicio, el fósforo y por último el manganeso, en este orden, son los que mayor incidencia tienen en la solidificación de la fundición aleada.
- ✓ La determinación del comportamiento microestructural de la fundición aleada Fe 21 Ni y luego procesada con el software imagen, con el cual se determinó el porcentaje de microconstituyentes presentes, permite predecir las características mecánicas y metalúrgicas de la misma.
- ✓ Los perfiles de dureza determinados en las muestras en bruto de colada y luego de aplicado el tratamiento térmico de recocido evidenció que existe una disminución de esta propiedad en la fundición aleada Fe 21 Ni.



CONCLUSIONES GENERALES

❖ Después de analizado el comportamiento microestructural de la fundición aleada se determinó que la misma, en bruto de colada está constituida por una matriz de ferrita dendrítica y perlita y luego del tratamiento térmico, la matriz es ferrita con grafito, lo cual, por sus propiedades mecánicas, puede ser empleada en tamboras de frenos de equipos automóbiles.

❖ Luego de aplicado el tratamiento térmico de recocido en la fundición aleada en condiciones de temperatura de 700 °C, durante dos (2) horas al aire, desde una dureza inicial de HV 494, influenciado por un 34,49 % de sulfuro de manganeso (formador de carburos) en la fundición en bruto de colada y de HV 225, por la matriz ferrítica.

❖ Al estimar los costos donde se consideró los materiales de carga, así como mano de obra, materiales, equipos, salarios directos, para el proceso de obtención de la fundición aleada Fe 21 Ni, se incurre en un importe total de 786,42 CUP.

❖ Las guías sobre medio ambiente, salud y seguridad (MASS) establecen que los procesos de fundición generan en el ambiente afectaciones durante el proceso de fundido, la emisión de materia particulada (MP) en forma de polvo, materiales metálicos y humos de óxido metálico, varía en función del tipo de horno, combustible, metal a fundir y propiedades de fusión.



RECOMENDACIONES

- ❖ Proponer a las empresas diseñadoras y constructoras de tamboras de freno que, luego de obtenida la fundición aleada Fe 21 Ni, en bruto de colada, someterla a un tratamiento térmico de recocido bajo las condiciones del presente trabajo.
- ❖ Ejecutar un estricto control en la carga metálica antes del proceso de fundición, al provenir el manganeso de la chatarra, puede ser difícil su desulfuración e introduce en el metal fundido el sulfuro de manganeso, formador de carburo con gran dureza.
- ❖ En el transcurso de la fundición, para el manejo de la fusión en el horno, hacer un análisis de las condiciones y parámetros que gobiernan el proceso para realizar los ajustes necesarios y evitar bajos rendimientos de metal fundido.

Bibliografía



1. Aristizábal, R. Studies of a Quenched Cupola Part II: The Behavior of C, Si, Mn and S in the Metallic Charge, AFS Transactions, 117 (09-104): 693-708, 2009.
2. Apraiz, B.; José; Fundiciones; Tercera Edición Editorial Dossat; Madrid; 1971.
3. Avner, S. Introducción a la metalurgia física. Ed. Mc. Graw-Hill 2a. edición. 1990.
4. Alp, T. Microstructure-Property Relationships in Cast Irons. The Arabian Journal for Science and Engineering, 30(2B), 163-175, 2005.
5. Agunsoye, J. Effect of Silicon Additions on the Wear Properties of Grey Cast Iron. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 1, 61-67, 2013.
6. Asta, M. Solidification Microstructures and Solid-State Parallels: Recent Developments, Future Directions. Acta Materialia, 57(4), 941-971, 2009.
7. Abbasi, H. Effect of Phosphorus as an Alloying Element on Microstructure and Mechanical Properties of Pearlitic Gray Cast Iron. Materials Science and Engineering A, 444(1-2), 314-317, 2007.
8. Arias-Paz, M. Manual de automóviles (53ª edición). CIE Inversiones Editoriales Dossat S.L. España, 2000.
9. Bermúdez, M. Erosión – corrosión de tantalio y aceros inoxidable, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
10. Brown, J. Ferrous Foundryman's Handbook. Great Britain: Butterworth - Heinemann, 2000.
11. Barreiro, A. Fundiciones, Editorial Dossat, 2da Edición, Madrid. 1986.
12. Borrajoa, J. Aplicabilidad de modelos matemáticos para simular la nucleación de partículas de grafito en fundición esferoidal de pequeños espesores. s. I: Materia, Vol. 8, 2003.
13. Basso, A. High Silicon Ductile Iron: Possible Uses in the Production of Parts with "Dual Phase ADI" Microstructure. ISIJ International, 52(6), 1130-1134, 2012



14. Burbelko, A. Simulation of the Ductile Iron Solidification Using a Cellular Automaton. *Key Engineering Materials*, 457, 330-336, (2011).
15. Boettinger, W. Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions. *Acta Materialia*, 48(1), 43-70, 2000.
16. Boettinger, W. Phase-Field Simulation of Solidification. *Annual Review of Materials Research*, 32, 163-194, 2002.
17. Boeri, R.; Sikora, J. Revealing and Characterizing Solidification Structure. National University of Mar de la Plata: Maney Publishing, Vol. 18. DOI: 10, June 2002.
18. Catalina, A. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, *AFS Transactions*, Vol. 108 72, pp. 247-257, 2000.
19. Collini, L. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 488, 529-539, 2008.
20. Chávez, M. Thermal Analysis of Gray and Nodular Eutectic Cast Iron. México D.F., México. Trans Tech Publications, Switzerland, Vol. 509, 2006.
21. Callister, W. *Material Science, an Introduction* 6ta ed. New Cork. John Wiley & Sons Cop. 2003.
22. Craig, D. In *ASM Metals HandBook Volume 15, Casting*. Metals Park, OH: ASM International, 2002.
23. Çetin, A. y Kalkanli, A. Evaluation of Latent Heat of Solidification of Grey Cast Iron from Cooling Curves. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 44(1), 1-5, 2005.
24. Crolla, D. *Automotive Engineering powertrain, chassis system and vehicule body*. E.U.A., Elsevier, 2009.
25. Dai, L; Wu, J.; Stability and vibrations of an all-terrain vehicle subjected to nonlinear deformation and resistance, *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, ISSN-1007-5704, (12):72-82,2006.



26. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
27. Davies, G. Materials for consideration and use in automotive body structures. In G. Davies (Ed.), *Materials for Automobile Bodies* (pp. 93-143). Oxford: Butterworth-Heinemann. Chapter 3, 2012.
28. Diego Novelli. Caracterización microestructural de fundiciones de hierro con grafito esferoidal mediante procesamiento digital de imágenes. CONAMET/SAM SIMPOSIO MATERIA, 2002.
29. Darwish, N; Elliot R. Austempering of low Manganese Ductile Irons, Part 1: Processing Window. *Materials Science and Technology*, V. 9, P. 572, July 1993.
30. Dardati, P. Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil, *Mecánica Computacional*, Vol. XXIII, pp. 2653-2677, 2004.
31. Diószegi, A. On the Problems of Thermal Analysis of Solidification. *Materials Science and Engineering A*, 413-414, 474-479, 2005.
32. Ecob, C. A Review of Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron, Fecha de consulta: enero 2010.
33. Enedys, H. Selección de la aleación y tecnología de fundición de tamboras de ómnibus Yutong. Trabajo de diploma ISMMM, 2016.
34. Edalati, K. Influence of SiC and FeSi Addition on the Characteristics of Gray Cast Iron Melts Poured at Different Temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 160(2), 183-187, 2005.
35. Flores, M. Análisis de neumático por elementos finitos con vistas a la determinación de coeficientes de cargas dinámicas en estructuras de máquinas agrícolas, *Revista Ciencias Técnicas Agropecuarias*, ISSN-1010-2760, 19 (4): 10-16, 2010.



36. Guo, X. A Mechanical Properties Model for Ductil Iron. AFS Transactions, vol. 105, pp. 47-54, 1997.
37. Guirshovich, N. Clasificación y Propiedades del Hierro en Lingotes. Construcción de Maquinarias, p562, 1986.
38. Glover, D. The relationships among carbon equivalent, microstructure and solidification characteristics and their effects on strength and chill in gray cast iron. AFS Transactions, 90 (12): 745-757, 1982.
39. Holmgren, D. Effects of Carbon Content and Solidification Rate on Thermal Conductivity of Grey Cast Iron. China Foundry, 4(3), 210-214, 2007.
40. Heine, R. The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons. AFS Transactions, 94, 391-402, 1986.
41. Hosseinzadeh, A. Numerical Modeling of Coupled Heat Transfer and Phase Transformation for Solidification of the Gray Cast Iron. Computational Materials Science, 68, 160-165, 2013.
42. Harvey, J.; Noble, G. Inoculation of Cast Irons: An Overview, 55th Indian Foundry Congress, 343-360, 2007.
43. Ignoto, V. Soldadura para Ingenieros. C.V.S. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, 2001. U.C.V.
44. Janowak, J.; Gundlach, R. Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
45. Jorleydis, P. Rediseño de las tamboras de freno del tren delantero para ómnibus Yutong. Trabajo de diploma ISMMM, 2017.
46. Jabbari, M. Numerical Modeling of Coupled Heat Transfer and Phase Transformation for Solidification of the Gray Cast Iron. Computational Materials Science, 68, 160-165, 2013.



47. Key to Steel. “Technical Article. Gray Iron. Chemical composition”. Revisado en el 2002, <http://www.key-to-steel.com/Articles/Art84.htm>
48. Kapturkiewicz, W. Modeling the Kinetics of Solidification of Cast Iron with Lamellar Graphite. Archives of Metallurgy and Materials, 54(2), 369-380, 2009.
49. Kalpakjian, S. Manufacturing Processes for Engineering Materials (5 ed.). Pearson Education. 2008.
50. Kermanpur, A. Numerical Simulation of Metal Flow and Solidification in the Multi-Cavity Casting Moulds of Automotive Components. Journal of Materials Processing Technology, 206(1-3), 62-68, 2008.
51. Kumar, V. y Kumar, A. Simulation of Cooling Rate of Gray Cast Iron Casting in a Sand Mold and Its Experimental Validation. Materials Science Forum, 710, 208-213, 2012.
52. Kim, S. Optimization of the Process Parameters Affecting the Microstructures and Properties of Compacted Graphite Iron. Journal of Alloys and Compounds, 476(1), 728-732, 2009a.
53. Kim, S. Mechanical, Wear and Heat Exposure Properties of Compacted Graphite Cast Iron at Elevated Temperatures. Journal of Alloys and Compounds, 487(1), 253-257, 2009b.
54. Luque P. Ingeniería del Automóvil. Sistema y Comportamiento Dinámico. Universidad Politécnica de Madrid, 2005.
55. Lacaze, J. Redistribution and Effect of Various Elements on the Morphology of Primary Graphite in Cast Iron, 2013.
56. Lin, T. Effect of silicon content on intergranular embrittlement of ferritic spheroidal graphite cast iron suffered from cyclic heating, Materials Transactions, Vol. 44, No. 1, pp. 173-180, 2003.
57. Lacaze, J. y Gerval, V. Modeling of the Eutectoid Reaction in Spheroidal Graphite Fe-C-Si Alloys. ISIJ International, 38(7), 714-722, 1998.



58. Larrañaga, P. y Sertucha, J. Estudio Térmico y Estructural del Proceso de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito Laminar. *Revista de Metalurgia*, 46(4), 370-380, 2010.
59. Moffat, W. *The Structure and Properties of Materials*, Vol. 1, Structure, p. 195, 2001.
60. Maijer, D. Mathematical Modeling of Microstructural Development in Hypoeutectic Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (8): 2147-2158, 1999.
61. Murakami, T. Damping and Tribological Properties of Fe–Si–C Cast Iron Prepared Using Various Heat Treatments. *Materials Science and Engineering A*, 432(1-2), 113-119, 2006.
62. Nastac, L. *Modeling and Simulation of Microstructure Evolution in Solidifying Alloys*. New York, Boston, Dordrech, London, Moscow: Kluwer Academic Publishers, 2004.
63. Nicot, A. Proceso de solidificación en la soldadura del hierro fundido con diferentes materiales de aporte. Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. ISMMM, 2016.
64. Okamoto, H. *ASM (American Society Materials). Phase Diagrams for Binary Alloys*. ASM International. United States of America 2000.
65. Olsen, O. *Common Metallurgical in Grey Cast Iron*, Fecha de consulta: enero de 2010.
66. Pandit, A.; Bhadeshia, H. Diffusion-Controlled Growth of Pearlite in Ternary Steels. *Proceedings of the Royal Society A*, 467 (2134): 2948-2961, 2011).
67. Rappaz, M. *Numerical Modeling in Materials Science and Engineering*. Berlín, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2010.
68. Riposan, I. Three-Stage Model for Nucleation of Graphite in Grey Cast Iron. *Materials Science and Technology*, 26(12), 1439-1447, 2010.
69. Rivera, G. Reply to Comments on the Solidification of Gray Cast Iron. *Scripta Materialia*, 52(3), 251-252, 2005.
70. Rivera, G. Solidification of Gray Cast Iron. *Scripta Materialia*, 50(3), 331-335, 2004.
71. Rivera, G. *Estructura de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito*. 2000.



72. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
73. Svensson, I. Study of eutectic inoculation in grey iron by addition of Fe-Si-Ca-Al-, Sr, Ba, Zr, Ti, RE and C. Journal of Cast Metals Research, Vol.16, 29-34, 2003.
74. Showman, R.; Aufderheide, R. Controlling Nodularity in Thin-Wall Compacted Graphite Iron Castings. Dublin, Ohio: American Foundry Society, 2004.
75. Sertucha, J.; Suárez, R. Arenas de moldeo en verde, St Ed.; Azterlan, Durango, 2004
76. Shaha, S. Prediction of Heat Flow Through Sand Mould and its Verification on the Structure and Property of Gray Cast Iron. International Journal of Mechanical and Materials Engineering, 5(2), 208-213, 2010.
77. Sturla, A.; Castellano, E. Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía. Buenos Aires: Alsina, 278 pp, 1951.
78. Schmid, S. Manufacturing Processes for Engineering Materials (5 ed.). Pearson Education. 2008.
79. Svensson, I. On the Problems of Thermal Analysis of Solidification. Materials Science and Engineering A, 413-414, 474-479, 2005.
80. Sommerfeld, A. Graphite Nucleation in Cast Iron Melts Based on Solidification Experiments and Microstructure Simulation. Journal of Materials Science and Technology, 24 (3): 321-324, 2008.
81. Stefanescu, D. Modeling of Cast Iron Solidification—The Defining Moments. Metallurgical and Materials Transactions, 38A (7): 1433-1447, 2007.
82. Stefanescu, D.; Katz, S. Thermodynamic Properties of Iron-Base Alloys. En ASM Metals Handbook Volume 15: Casting. Metals Park, OH: ASM International. 2008.
83. Tiedje, K.; Pedersen, N. Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 20, 2007.



84. Verhoeven, J. Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel, 2005.
85. Velez, I. Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. materials science and technology, V. 12, P 329, April 1996.
86. Velez, F. Conferencia Sistemas de moldeo moderno. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
87. Wang, J. The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. Materials Characterization, 56 (13) 73 – 78, 2006.
88. Zhao, H.; Liu, B. Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of Spheroidal Graphite Iron Casting, ISI J. International, Vol 41, N° 9, pp.986-991, 2001.